Зарегистрирован
в Госкоминформ политики,
телевидения и радиовещания Украины
КВ № 6985 от 18 февраля 2003 года
Издается с июня 1993 года

Рекомендован к печати Ученым советом
Физико-технологического института
металлов и сплавов НАН Украины

Журнал входит в Перечень научных
профессиональных изданий Украины,
рекомендованных для публикации трудов
соискателей кандидатских и докторских степеней

№7-8'2018
(302-303)

Металл и литье Украины

наука техника технология бизнес

Учредитель: **Физико-технологический институт металлов и сплавов Национальной академии наук Украины**

Издатели: **Физико-технологический институт металлов и сплавов Национальной академии наук Украины**

Донецкий национальный технический университет

Институт черной металлургии Национальной академии наук Украины

Ассоциация литейщиков Украины

Украинская ассоциация сталеплавильщиков

в номере

Поздравление Президента ОП «Укрметаллургпром» А.Ф. Каленкова. 4

Поздравление Президента УАВтормет В.В. Бублея. 5

Поздравление кафедр литейного производства университетов Украины. 6

Бубликов В.Б., Бачинский Ю.Д.
Высокопрочный чугун: прогресс технологий, повышение свойств. 7

Борисов А.Г.
Перспективные методы реолитья для малотоннажного производства. 14

Захарченко В.Н., Русских В.П., Косолап Н.В.
Проблемы вдувания пылеугольного топлива в доменные печи. 25

Милонин Е.В., Лысенко Н.А., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В.
Выбор рационального режима термической обработки опытного безрениевого сплава для монокристаллического литья. 31

Затуловский А.С., Малявин А.Г., Щерецкий В.А., Кузьменко А.А.
Минеральное каменное литье – прогрессивное научно-техническое направление литейного производства. 41

Дорошенко В.С.
Обзор технологии производства высокопрочного чугуна и проектирование способов сфероидизирующего модифицирования для небольших литейных цехов. 47

Пригунова А.Г.
Дегазация алюминиевых расплавов электрическим током. 54

Котлярский Ф.М.
Водородное рафинирование алюминиевых сплавов. 64

Бабаченко А.И., Кононенко А.А., Хулин А.Н., Дементьева Ж.А., Шпак Е.А., Клиновая О.Ф.
Надежность железнодорожных колес, изготовленных разными способами производства. 68

Ямшинский М.М., Федоров Г.Е.
Хромомарганцевые чугуны для работы в экстремальных условиях. 76

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев-2018

При перепечатке материалов ссылка на журнал обязательна

Фесенко М.А., Фесенко А.Н., Могилатенко В.Г.
Литниковые системы для получения чугунных отливок с дифференцированной структурой и свойствами модифицированием исходного расплава в литейной форме. 84

Балакин В.Ф., Степаненко А.Н., Гармашев Д.Ю.
Модернизация трубопрокатной установки с пилигримовыми станами ТПА 5-12» – задачи, способы, пути реализации 94

Вахрушева В.С., Воеводин В.Н., Ладохин С.В., Мухачев А.П., Пилипенко Н.Н.
Получение труб-оболочек тепловыделяющих элементов атомных реакторов из литых заготовок сплава Zr1Nb электронно-лучевой выплавки. 101

редакционная коллегия

Найдек В. Л. главный редактор, д-р техн. наук, проф., акад. НАН Украины, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Дубоделов В. И. зам. главного редактора, д-р техн. наук, проф., акад. НАН Украины, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Минаев А. А. зам. главного редактора, д-р техн. наук, чл.-кор. НАН Украины, Донецкий национальный технический университет, Донецк

Бойченко Б. М. д-р техн. наук, проф., Национальная металлургическая академия Украины, Днепр

Борисов Г. П. д-р техн. наук, проф., чл.-кор. НАН Украины, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Бубликов В. Б. д-р техн. наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Величко А. Г. д-р техн. наук, проф., чл.-кор. НАН Украины, Национальная металлургическая академия Украины, Днепр

Кириевский Б. А. д-р техн. наук, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Ладохин С. В. д-р техн. наук, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Лихошва В. П. д-р техн. наук, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Лобанов Л. М. акад. НАН Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Мазур В. Л. д-р техн. наук, проф., чл.-кор. НАН Украины, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Ноговицын А. В. д-р техн. наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Петренко В. А. д-р техн. наук, акад. АИН Украины, засл. деятель науки и техники Украины, Национальная металлургическая академия Украины, Днепр

Смирнов А. Н. д-р техн. наук, проф., Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Тарасевич Н. И. д-р техн. наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Шинский О. И. д-р техн. наук, проф., президент Ассоциации литейщиков Украины, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

Гнилоскуренко С. В. канд. техн. наук, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

редакция



Редактор
Анастасия Андреевна Горшкова

Корректор
Надежда Александровна Верховлюк



Макет
Сергей Анатольевич Цихмайстренко
Лилия Викторовна Школяренко



Верстка
Ольга Викторовна Козачко

адрес редакции и типографии

Украина, 03142, г. Киев-142, бул. Вернадского, 34/1
Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины
Телефон: (044) 424-04-10, 424-34-50, факс (044) 424-35-15
E-mail: mlu@ptima.kiev.ua
Информация о журнале на сайте: www.ptima.kiev.ua

Мнение редакции не всегда совпадает с мнением автора. Ответственность за достоверность представленных материалов несут авторы статей.
За рекламную информацию отвечают рекламодатели.

Сдано в набор 03.10.2018. Подписано в печать 09.11.2018. Формат 60x84/8. Бумага офсетная № 1. Печать на ризографе.
Уч.-изд. л. – 15,46. Усл.-печ. л. – 13,37. Усл. кр.-от. – 14,29. Тираж – 150. Отпечатано ООО «Про формат», ул. Маршала Жукова, 45 Б.

ISSN 2077-1304

© Металл и литье Украины, 2018

60 РОКІВ

ФТІМС НАН УКРАЇНИ



Незважаючи на непросту ситуацію, яка наразі склалася у вітчизняному гірничо-металургійному комплексі, останній дотепер залишається найважливішим сектором національної економіки, забезпечуючи більше 30 % валютних надходжень до України. І одним з вирішальних факторів стабільності галузі є внесок, який зроблено металургійною наукою і, зокрема, колективом Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України.

За 60 років свого існування Інститут зарекомендував себе як провідний науковий заклад, яким виконано та впроваджено, зокрема у металургійне виробництво, значну кількість розробок, пов'язаних з процесами високошвидкісного отримання великих зливків, ковшової металургії та безперервної розливки сталі. І не останню роль в цьому зіграла Міжвідомча науково-технічна рада України з проблем позапічної обробки та безперервного розливання сталі, на засіданнях якої обговорювались та вирішувались актуальні питання галузевого та міжгалузевого характеру. Ця діяльність високо цінується керівниками промислових підприємств, які визначають її позитивний резонанс у трудових колективах.

У день 60-річного ювілею щиро вітаю колектив Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України і зичу йому подальшої плідної роботи на користь української гірничо-металургійної галузі.

З повагою,
Президент ОП «Укрметалургпром» ***О.Ф. Каленков***

УАВтормет

УКРАЇНСЬКА АСОЦІАЦІЯ ВТОРИННИХ МЕТАЛІВ

UKRAINIAN METAL SCRAP ASSOCIATION



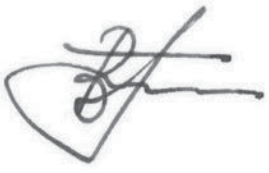
Шановні колеги!

Вітаємо ваш колектив з визначною датою – 60-річчям Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України. За роки свого існування фахівцями інституту зроблено неоціненний вклад в розвиток науки, економіки та промисловості України. Впроваджено у виробництво тисячі інноваційних технологій, зроблено сотні наукових відкриттів у металургії та ливарному виробництві, підготовлено значну кількість видатних наукових кадрів, яких знають, поважають і цінують в усьому світі.

Українська асоціація вторинних металів плідно співпрацює як із фахівцями інституту, так і з заснованим на базі інституту ФТІМС НАН України Технічним Комітетом "Ливарне виробництво", щодо питань стандартизації, приведення у відповідність і адаптації до міжнародних і європейських стандартів проекту нового Національного стандарту України.

Бажаємо колективу інституту процвітання, успіхів у науковій діяльності, сподіваємось на подальшу співпрацю на благо України.

З повагою,
Президент Асоціації
В.В. Бублей



ДОРОГИЕ КОЛЛЕГИ!

От имени сотрудников и заведующих кафедрами литейного производства Украины сердечно поздравляем вас со знаменательной датой – 60-ой годовщиной образования института.

60 лет в историческом измерении – это миг, но для вас – это важный отрезок времени по своей значимости. Прошедшие годы были наполнены напряженной, созидательной работой.

Созданный в 1958 г. как Институт литейного производства АН УССР, ФТИМС НАН Украины прошел большой творческий путь.

Все эти годы усилия ученых института сосредоточены на решении сложных задач литейного производства и подготовки высококвалифицированных научных кадров. Благодаря уникальной экспериментальной базе учеными вашего института проводятся уникальные исследования по актуальным вопросам литейной науки.

Коллектив ФТИМС НАН Украины – это команда специалистов высочайшего класса, внесших значительный вклад в развитие научно-технического и экономического потенциала литейной отрасли.

В дни праздничных торжеств отдаем дань уважения тем, кто стоял у истоков создания института и на протяжении многих лет честно трудился во славу Украины, год за годом, способствуя превращению института в подлинный центр науки, подготовки научных кадров и литейного мастерства.

От всей души желаем вам больших творческих открытий, вдохновения, оптимизма, доброго здоровья, личного счастья и благополучия, дальнейшего процветания и новых свершений!

С уважением,

***Ямшинский М.М.**, к.т.н., доц. (Кафедра литейного производства черных и цветных металлов, НТУУ «КПИ», г. Киев)*

***Михаленков К.В.**, д.т.н., проф. (Кафедра физико-химических основ технологии металлов, НТУУ «КПИ», г. Киев)*

***Фесенко А.Н**., к.т.н., проф., **Турчанин М.А.**, д.х.н., проф., **Агравал П.Г.**, к.х.н., доц. (Кафедра технологии и оборудования литейного производства, ДГМА, г. Краматорск)*

***Лунев В.В.**, д.т.н., проф., **Наумик В.В.**, д.т.н., проф. (Кафедра машин и технологии литейного производства, ЗНТУ, г. Запорожье)*

***Акимов О.В.**, д.т.н., проф., **Пономаренко О.И.**, д.т.н., проф. (Кафедра литейного производства, НТУ «ХПИ», г. Харьков)*

***Хрычиков В.Е.**, д.т.н., проф. (Кафедра литейного производства, НМетАУ, г. Днепр)*

***Лысенко Т.В.**, д.т.н., проф. (Кафедра технологии и управления литейными процессами, ОНПУ, г. Одесса)*

***Кропивный В.Н.**, к.т.н., проф. (Кафедра материаловедения и литейного производства, КНТУ, г. Кировоград)*

***Губин Г.В.**, д.т.н., проф. (Кафедра металлургии черных металлов и литейного производства, КНУ, г. Кривой Рог)*

***Сигарев Е.Н.**, д.т.н., доц. (Кафедра металлургии черных металлов, ДГТУ, г. Каменское)*

***Тарасюк Л.И.**, к.т.н., проф. (Кафедра теории металлургических процессов и литейного производства, ПГТУ, г. Мариуполь)*

***Дурягина З.А.**, д.т.н., проф. (Кафедра прикладного материаловедения и обработки материалов, Национальный университет «Львовская политехника», г. Львов)*

УДК 621.74:669.131.7

В.Б. Бубликов, д-р техн. наук, ст. науч. сотр., зав. отделом, e-mail: otdel.vch@gmail.com
Ю.Д. Бачинский, канд. техн. наук, науч. сотр., e-mail: 909_bach@ukr.net

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев, Украина

Высокопрочный чугун: прогресс технологий, повышение свойств

В статье приводится информация об основных научных результатах и достижениях Физико-технологического института металлов и сплавов НАН Украины в получении и производстве высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. Указаны основные способы улучшения структурообразования высокопрочного чугуна в тонкостенных отливках. Показана перспективность широкого внедрения и применения деталей из высокопрочного чугуна в промышленности.

Ключевые слова: *высокопрочный чугун, технология, модифицирование, комплексная лигатура, механические свойства, отливка.*

В этом году исполняется 70 лет высокопрочному чугуну с шаровидным графитом (ВЧ), открытому в 1948 г. К. Миллисом (США) и Г. Морроу (Великобритания). В том же году чугун с шаровидным графитом был получен в Институте машиноведения и сельскохозяйственной механики Академии наук УССР [1]. Большой вклад в развитие научных основ, создание методов структурообразующей обработки, новых модификаторов, разработку прогрессивных технологий и практику производства отливок из высокопрочного чугуна внесли ученые ФТИМС НАН Украины [2, 3]. Высокопрочный чугун – это уникальный железоуглеродистый литейный сплав, в процессе кристаллизации которого формируется композитный материал, состоящий из металлической матрицы и неметаллической графитной фазы в виде включений шаровидной формы микроскопического размера, равномерно распределенных в структуре металла. Благодаря оптимальному сочетанию физико-химических, литейных свойств с высокими механическими и эксплуатационными характеристиками, экономичности производства, в настоящее время высокопрочный чугун широко применяется в современных машинах, оборудовании и другой продукции практически во всех отраслях промышленности.

Согласно статистическим данным, в 2016 г. в мире произведено свыше 104 млн т отливок из всех типов сплавов, из которых более 25 % составляют отливки из высокопрочного чугуна, выпуск которых почти в 3 раза превышает выпуск отливок из стали. В США, Германии, Корее, Китае, Японии выпуск отливок из высокопрочного чугуна по отношению к выпуску отливок из серого чугуна с пластинчатым графитом составляет от 75 % (США) до 60 % (Япония). А во Франции, Великобритании, Испании, Австрии, Португалии, Дании, Финляндии выпуск отливок из высокопрочного чугуна превышает выпуск отливок из серого чугуна в 1,3–2,6 раза [4].

Объемы производства и применения отливок из высокопрочного чугуна в конкретной стране являются своего рода индексом выпуска современной высокотехнологичной промышленной продукции. Водонапорные трубы из высокопрочного чугуна имеют гарантированный срок эксплуатации 100 лет в любой среде грунтовых вод, а питьевая вода, поступающая по ним к потребителям, сохраняет свои натуральные качества. Они в 8 раз превышают срок службы бесшовных стальных труб и в 20 раз – труб из полимерных материалов. В промышленно развитых странах ЕС, США, Японии водонапорные трубы изготовляют только из высокопрочного чугуна [5]. Современный уровень технического и технологического развития символизируют ветряные электростанции. Сложные задачи при создании этих инновационных технических объектов электрической мощностью от 1,0 до 4,5 МВт и более решают литейщики, так как все корпусные и несущие конструкции – это особо крупные отливки. Основные детали энергосиловой установки (до 80 %) изготовляют из ферритного высокопрочного чугуна марки ВЧ400-18. Преобладающая масса отливок от 1 до 40 т при толщине стенок 40–200 мм, а для более мощных станций изготовляются корпусные отливки массой 40–100 т.

Величина предела усталости высокопрочного чугуна не зависит от размера индивидуальных сфероидов при диаметре от 10 до 100 мкм и пропорциональна модулю Юнга. Установлено, что ниже определенного критического напряжения при отсутствии трещин число циклов нагрузок высокопрочного чугуна стремится, как правило, практически до бесконечности [6]. Из высокопрочного чугуна изготовляют коленчатые валы, ответственные детали ходовой части автомобилей, тяжелых грузовиков, товарных вагонов, железнодорожного полотна, ветровых энергоустановок и другой продукции, где усталостные свойства материала имеют решающее значение. Примеров высокоэффективного применения высокопрочного чугуна достаточно много и в разработках, выполненных ФТИМС НАН Украины [2, 3, 7].

Ежегодный прирост объема производства, интенсивное развитие сберегающих технологий, результаты научных исследований свидетельствуют о том,

что в XXI столетии высокопрочный чугун будет одним из основных литейных конструкционных материалов, и во многих отраслях техники сможет успешно конкурировать с легкими, но менее технологичными и более дорогими, алюминиевыми сплавами.

Действующие несколько десятилетий технологии получения высокопрочного чугуна устарели. Регламентируемые стандартами марки во многих случаях уже не удовлетворяют постоянно растущим требованиям к материалам для создания современной техники. Сегодня мировые лидеры в области технологий высокопрочного чугуна (швейцарская фирма «Georg Fischer», английская фирма «Meehanite» и др.) работают над созданием новых марок высокопрочного чугуна с комбинацией, предусмотренной стандартами, прочности при растяжении $\sigma_в$ с повышенной в 2–4 раза пластичностью δ (ВЧ500-14; ВЧ600-10; ВЧ700-10; ВЧ800-10). Разрабатываются получаемые изотермической закалкой конструкционные аусферритные высокопрочные чугуны с уникально высокими показателями прочности, пластичности, ударной вязкости, которые хорошо обрабатываются резанием [8, 9].

Сейчас наблюдается переход технологий получения высокопрочного чугуна в ранг высоких наукоемких литейных технологий. Дальнейшее повышение свойств высокопрочного чугуна, создание прогрессивных технологий, обеспечивающих улучшение качества отливок при снижении их стоимости, будет происходить на основе развития научных представлений о строении реальных Fe-C-Si расплавов, их модифицировании, методах управления кристаллизацией, фазовыми превращениями, структурообразованием.

К числу основных направлений деятельности ФТИМС НАН Украины относятся исследования физико-химических и теплообменных процессов в сплавах при выплавке, обработке, кристаллизации и разработка научных основ для технологий получения новых литых материалов с высокими эксплуатационными характеристиками.

Научные направления в области высокопрочного чугуна:

– изучение межфазного взаимодействия и кинетических режимов растворения модифицирующих реагентов в железоуглеродистых расплавах;

– проведение фундаментальных исследований по созданию экологически чистых процессов обработки железоуглеродистых расплавов в предкристаллизационном периоде новыми и легкоплавкими модификаторами;

– создание новых модификаторов, изучение их влияния на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов, разработка технологий получения отливок с повышенными эксплуатационными характеристиками;

– разработка новых специальных высокопрочных чугунов (ударопрочных, износостойких, теплостойких, коррозионностойких и др.) и технологий их получения.

Целью проводимых работ является создание научных и технологических основ высокоэффективных методов модифицирования высокоуглеродистых расплавов, обеспечивающих увеличение количества образующихся сферокристаллов графита, предотвращение перехода на метастабильный механизм кристаллизации с образованием нежелательной цементитной фазы, измельчение структуры, повышение технологических, механических, служебных свойств изделий из высокопрочного чугуна и ресурсосбережение.

Прогрессивные методы модифицирования чугуна магниевыми лигатурами базируются на изоляции процесса от воздушной атмосферы путем применения закрытых ковшей или проточных реакторов, обеспечивающих увеличение степени перехода магния и других модифицирующих элементов из лигатуры в чугун, повышение эффективности модифицирующего воздействия на структурообразование, улучшение экологии [10].

Установлено, что повышение эффективности модифицирования в проточных реакторах достигается путем организации межфазного взаимодействия в движущейся жидко-твердой среде, состоящей из расплава чугуна и зерен магниевой лигатуры. В жидко-твердой среде расширяется зона взаимодействия фаз, предельно увеличивается реакционная поверхность, интенсифицируется движение расплава относительно частиц лигатуры. Псевдоожижение твердой фазы в поле центробежных сил позволяет дополнительно ускорить межфазные процессы. В таких условиях интенсифицируется тепломассообмен как за счет ускоренного развития поверхности межфазного взаимодействия, так и за счет турбулизации теплового и концентрационного пограничных слоев.

В исследованиях применяли прямоточный и центробежный проточные реакторы (рис. 1). В прямоточном реакторе происходит гравитационная сегрегация. Крупные частицы ферросилиций-магниевой лигатуры ФСМг, плотность которых в два раза меньше плотности жидкого чугуна, отделяются от реакционного слоя и под действием архимедовой силы всплывают в верхнюю часть реактора. В центробежном реакторе целенаправленно используется сочетание

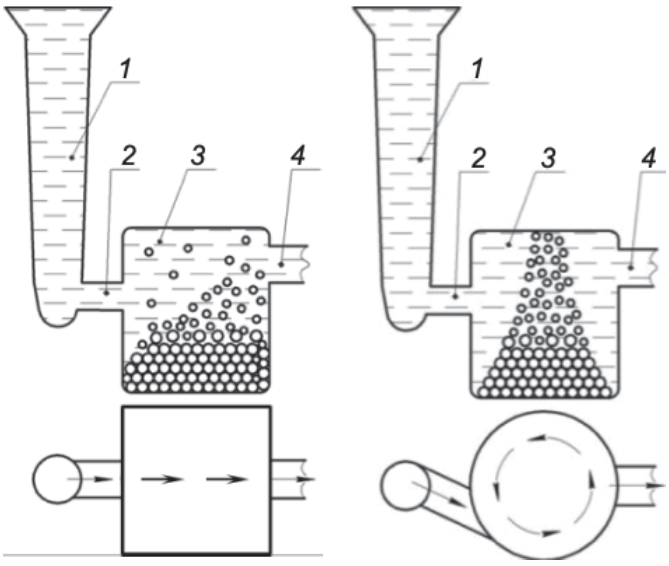


Рис. 1. Схемы модифицирования расплава в прямоточном (*а*) или центробежном (*б*) реакторе: *1* – стояк с заливочной воронкой; *2* – входной канал; *3* – реактор; *4* – выходной канал

гравитационной и центробежной сегрегации жидкой и твердой фаз. В условиях центробежного движения более легкие частицы лигатуры сепарируются в центральной части реактора вдоль оси вращения. Интенсивное перемешивание твердой фазы способствует выравниванию температур и концентраций в объеме реактора и ускоряет ход тепломассообменных процессов.

Создание в центробежном проточном реакторе объемного характера межфазного взаимодействия обеспечивает высокий уровень насыщения расплава чугуна магнием в начальный момент заливки (рис. 2). Следовательно, первые порции расплава с высоким Mg идут в отливки, а последние с низким Mg заполняют литниковую систему. По сравнению с прямоточным, модифицирование в центробежном реакторе позволяет повысить степень перехода магния из лигатуры в металл отливок на 55–60 %.

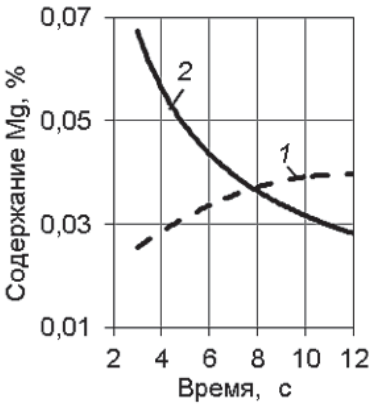


Рис. 2. Кинетика перехода магния с лигатуры ФСМг7 в чугун при использовании прямоточного (*1*) или центробежного (*2*) реактора

Внутриформенное модифицирование, по сравнению с ковшовым, увеличивает в 3–4 раза плотность распределения в структуре включений шаровидного графита (рис. 3) при соответствующем уменьшении их размера.

Образование измельченной структуры способствует уменьшению межкристаллитной ликвации, увеличивает количество феррита в металлической основе, обеспечивает более оптимальное соотношение показателей прочности и пластичности, позволяет производить тонкостенные отливки с требуемым высоким уровнем свойств без проведения обязательного (для ковшового модифицирования) энергоемкого высокотемпературного графитизирующего отжига, что обеспечивает значительную экономию энергоресурсов.

На основе результатов, полученных при исследовании гидродинамики и тепломассообмена процесса внутриформенного модифицирования, разработаны параметры высокоэффективной ресурсосберегающей технологии производства отливок из высокопрочного чугуна (рис. 4), обеспечивающей значительные преимущества, по сравнению с традиционными технологиями, основанными на ковшевых методах модифицирования:

– расход магниевых лигатур снижается в 2–2,5 раза;

– радикально улучшается экология в результате отсутствия пироэффекта и выделения дыма из оксида магния;

– ликвидируется проблема потери эффекта модифицирования;

– кардинально улучшаются условия получения тонкостенных отливок без отбела;

– уменьшается объемная усадка высокопрочного чугуна, что способствует повышению выхода годного литья;

– увеличивается количество феррита в металлической основе, и повышается пластичность высокопрочного чугуна в литом состоянии.

Экономия от внедрения разработанных технологий достигается за счет снижения расхода магниевой лигатуры, увеличения выхода годного литья, повышения качества, ликвидации операции энергоемкого графитизирующего отжига, улучшения обрабатываемости резанием, повышения ресурса работы изделий.

Из модифицированного в литейной форме высокопрочного чугуна в литом состоянии не всегда можно получить отливки с преобладающей толщиной стенок менее 5 мм. Для отливок с толщиной стенок от 1,5 до 3 мм требуется проведение термической обработки для устранения образующегося в их структуре цементита (отбела). При малой металлоемкости тонкостенных отливок, а, следовательно, и литейных форм для их получения, минимальное время заливки может составлять 4–6 с, в результате чего в чугун из традиционных FeSiMg лигатур переходит недостаточно магния для образования графита шаровидной формы и кремния или других подобных по действию модифицирующих элементов, препятствующих образованию отбела. Это свидетельствует о недостаточно высокой скорости растворения таких лигатур в расплаве чугуна в начальный период межфазного взаимодействия. Поэтому возникла необходимость разработки быстрорастворимых лигатур, снижающих до технологически приемлемой инерционность процесса до момента начала эффективного модифицирования.

В составе FeSiMg лигатур наиболее тугоплавкими ($t_{пл}$ ~1400 °С) являются фазы кремния и FeSi. С учетом градиентов концентраций насыщение фазы кремния железом для образования фазы $FeSi_2$ ($t_{пл}$ ~1220 °С) происходит значительно быстрее, чем насыщение железом фазы FeSi для образования фазы Fe_2Si ($t_{пл}$ ~1210 °С). Сравнительное исследование скорости плавления двух магниевых лигатур, отличающихся составом тугоплавких фаз (Si или FeSi), показало, что лигатура, в которой тугоплавкая фаза представлена кремнием, в начальном периоде межфазного взаимодействия плавится в 1,8 раза быстрее, чем лигатура с тугоплавкой фазой FeSi (рис. 5). Это объясняется действием механизма диффузионного плавления фазы Si, которая, в результате встречного диффузионного переноса лигатуры кремния в чугун и железа чугуна в лигатуру, значительно быстрее переходит в лебоит $FeSi_2$, чем фаза FeSi – в Fe_2Si [11].

На основании этого сделан вывод, что применение лигатур с фазой Si, по сравнению с лигатурами с фазой FeSi, обеспечивает значительное преимущество в результате повышения эффективности мо-

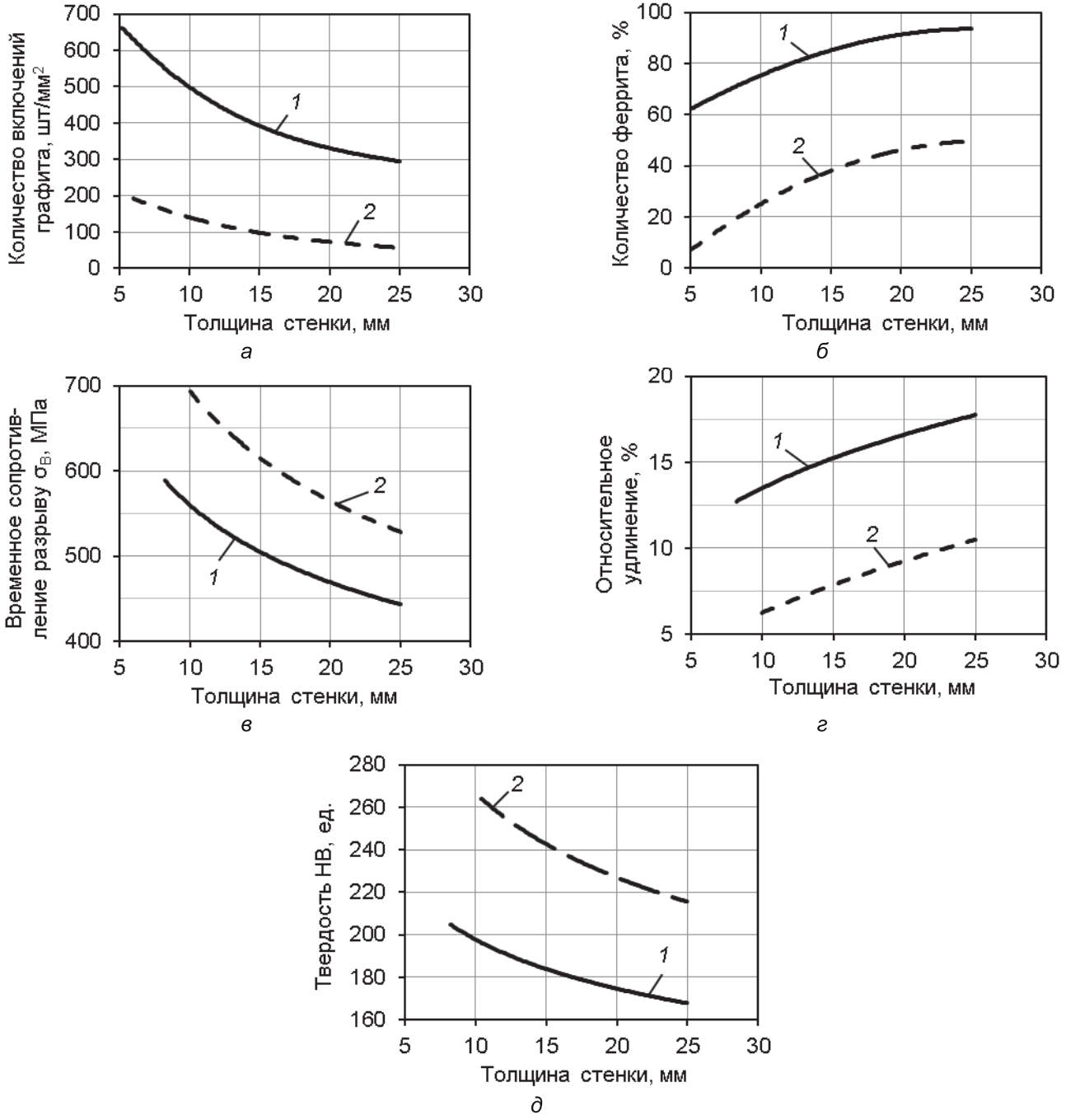
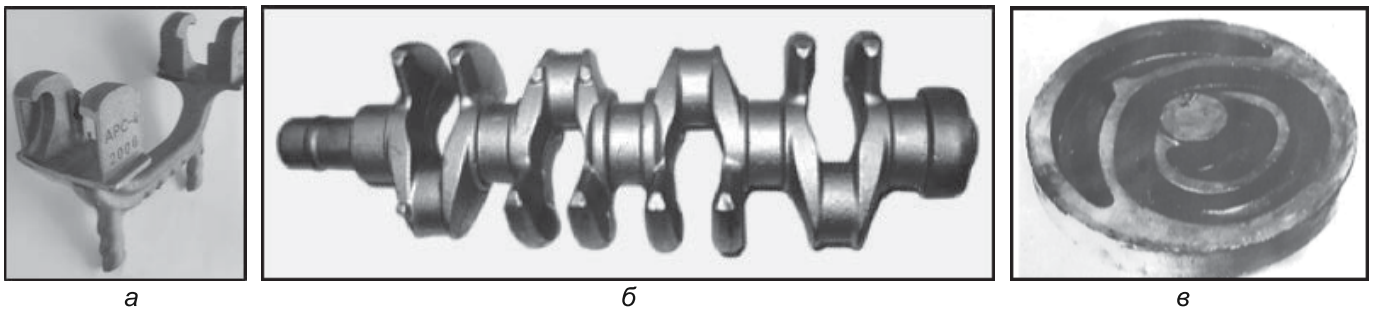


Рис. 3. Параметры структуры и механические свойства высокопрочных чугунов, полученных внутриформенным (*1*) или ковшовым (*2*) модифицированием, в зависимости от толщины стенки отливки: *а* – количество включений шаровидного графита; *б* – количество феррита; *в* – временное сопротивление разрыву; *г* – относительное удлинение; *д* – твердость про Бриннелю



а *б* *в*

Рис. 4. Примеры отливок из высокопрочного чугуна, полученного внутриформенным модифицированием: *а* – анкер из ВЧ400-15; *б* – коленчатый вал из ВЧ750-3; *в* – шестерня-кулачок из ВЧ500-7

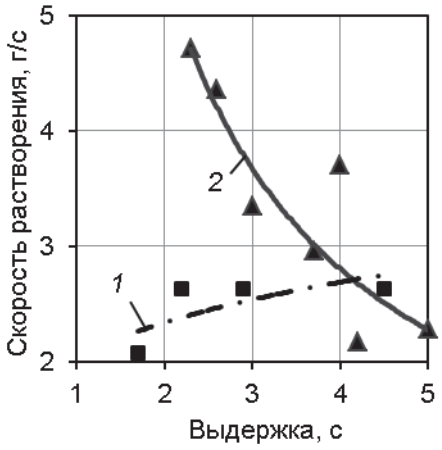


Рис. 5. Влияние выдержки образца в жидком чугуне с температурой 1400 °С на массовую скорость растворения FeSiMg лигатур с фазой FeSi (*1*) или Si (*2*)

дифицирования в начальном периоде межфазного взаимодействия, что позволило создать малоинерционные процессы внутриформенного модифицирования.

Разработана и реализована концепция сочетания модифицирующей обработки расплава в предкристаллизационном периоде с последующей фиксацией эффекта модифицирования быстрой кристаллизацией. Установлено, что в результате минимизации промежутка времени между модифицированием и кристаллизацией в сочетании со скоростью охлаждения 15–10 °С/с, характерной для толщин стенок отливок 2–3 мм, количество образуемых при кристаллизации включений шаровидного графита увеличивается более чем в 5 раз (до 1200–1800 шт/мм^2), устраняется метастабильный механизм кристаллизации, формируется измельченная аустенитно-графитная глобулярная эвтектика, увеличивается в 2–3 раза количество феррита в металлической основе (рис. 6), повышаются в 1,5–2,0 раза пластические свойства литого материала. Такая структура обеспечивает значительное повышение механических и эксплуатационных характеристик тонкостенных изделий из высокопрочного чугуна.

Для получения тонкостенных отливок с перлитной металлической основой рекомендуется легировать высокопрочный чугун медью, которая является графитизирующим элементом. В результате легирования медью незначительно уменьшается количество включений шаровидного графита (рис. 7), не образуется цементит и обеспечивается получение высокопрочного чугуна перлитного класса.

В результате модифицирования в предкристаллизационном периоде, по сравнению с традиционным ковшовым модифицированием, в структуре высокопрочного чугуна отливок массой 3,8 кг с толщиной стенки 10 мм плотность распределения шаровидного графита увеличивается в 4–5 раз (до 530–580 шт/мм^2), а степень ферритизации металлической основы – в 1,8-2,0 раза (до 80–95 % феррита), что обеспечивает получение следующих механических свойств: $\sigma_в$ = 500–570 МПа, δ = 10–17 %, НВ = 1700–2000 МПа. По показателю прочности полученный высокопрочный чугун соответствует стандартной марке ВЧ 500-7, но характеризуется увеличенным в 1,6 раза минимальным относительным удлинением, меньшей твердостью и суженным в 2,5 раза диапазоном ее колебания, что обеспечивает значительное улучшение обрабатываемости резанием. Легирование медью, в сочетании с термической обработкой (нормализацией), позволяет получить очень высокий уровень механических свойств тонкостенных изделий из модифицированного в предкристаллизационном периоде высокопрочного чугуна: $\sigma_в$ = 900–950 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 700–750 МПа, δ = 6–10 %, НВ = 2700–2950 МПа.

Таким образом, технологическая реализация принципа модифицирования в предкристаллизационном периоде открывает новые возможности для создания высокорентабельного производства из высокопрочного чугуна качественных тонкостенных отливок с повышенным комплексом технологических, механических и специальных свойств.

Применение предприятиями Украины новых марок специальных высокопрочных чугунов с повышенными технологическими, механическими, эксплуатационными характеристиками и разработанных технологий их производства будет способствовать развитию оборонной, машиностроительной, сельскохозяйственной, горнодобывающей, энергетической, транспортной и других отраслей промышленности и обеспечит разработку новых поколений современной техники, повышение наукоемкости, конкурентоспособности выпускаемой продукции, создание новых рабочих мест, увеличение экспорта.

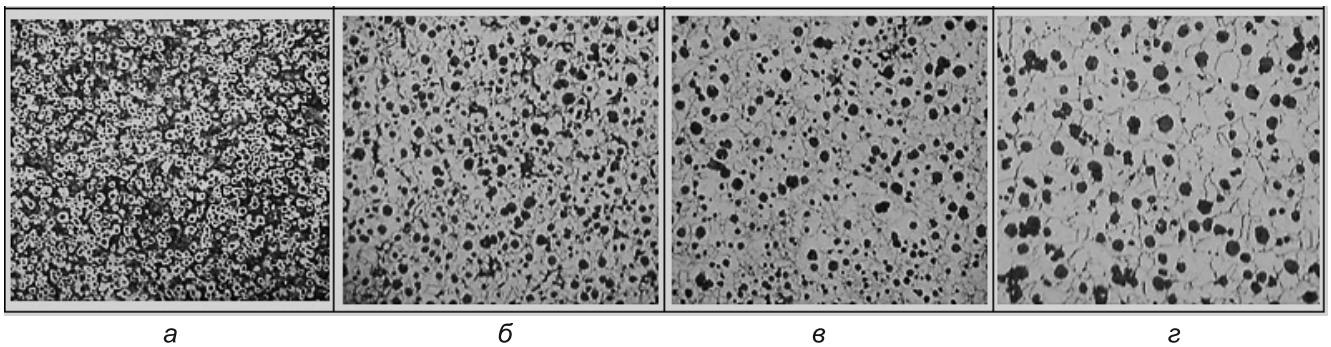


Рис. 6. Микроструктура высокопрочного чугуна, модифицированного в предкристаллизационном периоде, в стенке толщиной 2,0 мм (*а*); 3,0 мм (*б*); 6,5 мм (*в*) и 12,0 мм (*г*) (×150)

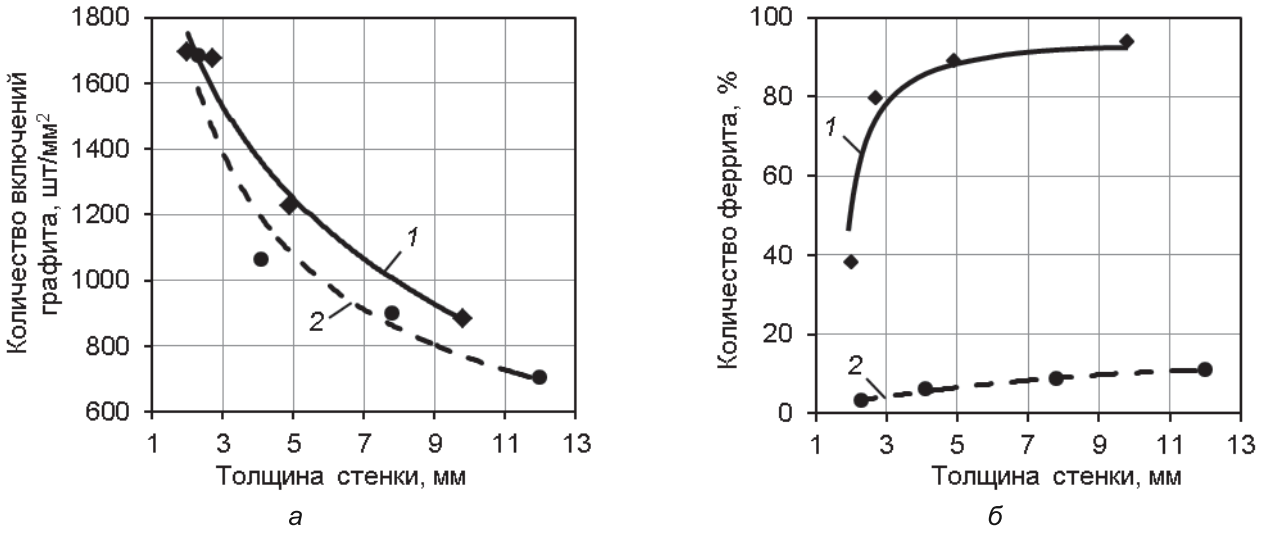


Рис. 7. Влияние легирования медью на количество включений шаровидного графита (*а*) и феррита (*б*) в структуре высокопрочного чугуна, модифицированного в предкристаллизационном периоде: *1* – нелегированный ВЧ; *2* – ВЧ, легированный 1 % Cu

ЛИТЕРАТУРА

1. *Василенко А.А.* Научно-исследовательские работы Института машиноведения и сельскохозяйственной механики Академии наук УССР в области высококачественных чугунов // *Высокопрочные чугуны*. – Киев: Машгиз, 1954. – 304 с.
2. *Бубликов В.Б., Шейко А.А., Зеленый Б.Г.* Высокопрочный чугун: история, наука, свойства, технологии // Книга «50 лет в Академии наук Украины: ИПЛ, ИЛП, ФТИМС». – Киев: МП «Інформлиття», 2008. – С. 61–81.
3. *Бубликов В.Б.* Высокопрочному чугуну – 60 // *Литейное производство*. – 2008. – № 11. – С. 2–8.
4. Census of World Casting Production: Global Casting Production Growth Stalls // *Modern Casting*. – December 2017. – P. 24–28.
5. *Бех Н.И., Александров Н.Н., Нуралиев Ф.А.* Высокопрочный чугун сейчас и в будущем // *Литейное производство*. – 2018. – № 5. – С. 2–5.
6. *Stefanescu D., Ruxanda R.* Lightweight iron castings – can they replace aluminum castings // *Foundryman*. – 2003. – Vol. 96. – № 9. – P. 221–224.
7. *Бубликов В.Б.* Развитие технологий производства литых коленчатых валов из высокопрочного чугуна // *Процессы литья*. – 2008. – № 4. – С. 9–16.
8. *Wolfram Stets, Herbert Löblich, Gert Gassner, Peter Schumacher.* Solution strengthened ferritic ductile cast iron properties, production and application // *International Journal of Metalcasting*. – April 2014. – Vol. 8. – Issue 2. – P. 35–40.
9. *Schoenborn S., Kaufmann H., Sonsino C.M., Heim R.* Cumulative damage of high-strength cast iron alloys for automotive applications // *Procedia Engineering*. – 2015. – Vol. 101. – P. 440–449.
10. *Бубликов В.Б.* Повышение модифицирующего воздействия на структурообразование чугуна // *Литейное производство*. – 2003. – № 8. – С. 20–22.
11. *Бубликов В.Б., Бачинский Ю.Д.* Плавление FeSiMg лигатур в жидком чугуне // *Литейное производство*. – 2015. – № 2. – С. 7–11.

Поступила 02.10.2018

REFERENCES

1. *Vasilenko, A.A.* (1954). Research work of the Institute of mechanical engineering and agricultural mechanics of the Academy of Sciences of the USSR in the field of ductile cast iron. *Ductile cast irons*. Kiev: Mashgiz, 304 p. [in Russian].
2. *Bublikov, V.B., Sheyko, A.A., Zelenyy, B.G.* (2008). Ductile cast iron: history, science, properties, and technologies. 50 years of Academy of sciences of Ukraine. Kiev: MP “Informlyttia”, pp. 61–81 [in Russian].
3. *Bublikov, V.B.* (2008). Ductile cast iron is 60 years. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 11, pp. 2–8 [in Russian].
4. Census of World Casting Production: Global Casting Production Growth Stalls. *Modern Casting*. December 2017, pp. 24–28 [in English].
5. *Bekh, N.I., Aleksandrov, N.N., Nuraliev, F.A.* (2018). High-duty cast iron now and in the future. *Liteinoe proizvodstv*o, no. 5, pp. 2–5 [in Russian].
6. *Stefanescu, D., Ruxanda, R.* (2003). Lightweight iron castings – can they replace aluminum castings. *Foundryman*, Vol. 96, no. 9, pp. 221–224 [in English].

7. *Bublikov, V.B.* (2008). Development of technologies of ductile cast iron cast crankshafts production. *Casting processes*. no. 4, pp. 9–16 [in Russian].
8. *Wolfram Stets, Herbert Löblich, Gert Gassner, Peter Schumacher.* (2014). Solution strengthened ferritic ductile cast iron properties, production and application. *International Journal of Metalcasting*. April, Vol. 8, Issue 2, pp. 35–40 [in English].
9. *Schoenborn, S., Kaufmann, H., Sonsino, C.M., Heim, R.* (2015). Cumulative damage of high-strength cast iron alloys for automotive applications. *Procedia Engineering*. Vol. 101, pp. 440–449 [in English].
10. *Bublikov, V.B.* (2003). Increasing of modifying effect on the structure formation of cast iron. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 8, pp. 20–22 [in Russian].
11. *Bublikov, V.B., Bachinskiy, Yu.D.* (2015). Melting of FeSiMg master alloy in liquid cast iron. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 2, pp. 7–11 [in Russian].

Received 02.10.2018

Анотація

В.Б. Бубликов, д-р техн. наук, ст. наук. співр., зав. відділу, e-mail: otdel.vch@gmail.com; **Ю.Д. Бачинський,** канд. техн. наук, наук. співр., e-mail: 909_bach@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

Високоміцний чавун: прогрес технологій, підвищення властивостей

У статті наведено інформацію про основні наукові результати та досягнення Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України в отриманні та виробництві високоміцного чавуну з кулястим графітом. Вказано основні способи поліпшення структуроутворення високоміцного чавуну в тонкостінних виливках. Показано перспективність широкого впровадження і застосування деталей з високоміцного чавуну в промисловості.

Ключові слова

Високоміцний чавун, технологія, модифікування, комплексна лігатура, механічні властивості, виливок.

Summary

V.B. Bublikov, Doctor of Engineering Sciences, Senior Researcher, Head of Department, e-mail: otdel.vch@gmail.com; **Yu.D. Bachynskyi,** Candidate of Engineering Sciences, Research Officer, e-mail: 909_bach@ukr.net

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Ductile cast iron: the progress of technologies, an improvement of properties

The article provides information about the main scientific results and achievements of Physico-technological Institute of Metals and Alloys of NAS of Ukraine in the obtaining and production of nodular graphite cast iron. The main ways of ductile cast iron structure formation improvement in thin-walled castings are shown. The perspective of wide introduction and application of ductile cast iron details in the industry is shown.

Keywords

Ductile cast iron, technology, modifying, complex master alloy, mechanical properties, casting.

УДК 621.746.6:542.65

А.Г. Борисов, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., e-mail: wwwrogneda@ukr.net

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев, Украина

Перспективные методы реолитья для малотоннажного производства

Проведен обзор современных методов реолитья, осуществлена их классификация на основании особенностей организации движения расплава. Подробно рассмотрены методы, перспективные для малого производства.

Ключевые слова: *реолитье, низкотемпературная заливка, поток расплава, морфология.*

Введение. Анализ мирового опыта разработки и освоения производства отливок из жидко-твердых сплавов методами реолитья и тиксолитья (Rheocasting, Thixocasting) свидетельствует о безусловной перспективности дальнейшего совершенствования и расширения объемов использования новых технологий, вследствие ряда их несомненных преимуществ, по сравнению с традиционными технологиями получения отливок из сплавов, находящихся в жидком состоянии [1].

Для промышленного изготовления отливок по технологии реолитья созданы и промышленно выпускаются машины, например, фирмами IdraPrince Inc., Holland, Gibbs Die Casting Corp., UBE Machinery Ltd. Промышленный выпуск тиксозаготовок стандартного сечения с использованием процесса непрерывного литья с электромагнитным перемешиванием освоен в ряде стран, например во Франции. В этой сфере имеется более 100 патентов на различные технологии и специализированное оборудование.

Все методы литья из жидко-твердого состояния с получением первичной фазы с недендритной морфологией обязательной стадией имеют перемешивание расплава (принудительное или естественное) в некотором устройстве в процессе формирования кристаллов [2]. По характеру организации движения расплава такие технологии могут быть разделены на три группы.

Технологии, относящиеся к первой группе, условно можно назвать «проточными», поскольку исходный перегретый расплав подается на вход устройства, затем он движется через него (при этом в процессе движения охлаждаясь и перемешиваясь), выходит из устройства расплав, содержащий нужное количество твердой фазы. В качестве примера можно привести метод с применением (для движения материала) двухшнековой мешалки [3] или метод с применением наклонной вращающейся охлаждающей бочки [4]. Количество сплава на входе в устройство в таких методах равно его количеству на выходе. Сюда же относятся специальные технологии непрерывного литья.

Ко второму типу можно отнести технологии, в рамках которых устройство заполняется перегретым расплавом, после заполнения расплав охлаждается и перемешивается внутри него, после достижения нужного количества твердой фазы необходимая порция расплава извлекается из устройства для применения. К таким методам, например, относится «прямой метод формирования жидко-твердого состояния» [5]. При этом заполнение устройства перегретым расплавом является чисто техническим моментом, и происходящие при этом процессы не являются стадией возникновения и формирования в расплаве твердой фазы.

К третьей группе можно отнести технологии, в которых заполнение устройства (металлического кокиля) слабо перегретым расплавом является ключевым моментом, перемешивание расплава в процессе заливки и теплообмен между расплавом и стенками кокиля в процессе его заполнения являются определяющими для формирования недендритной структуры. Имеются также некоторые комбинированные методы, сочетающие признаки разных типов.

С точки зрения практического применения технологии, относящиеся к первой и второй группам, требуют сложного специализированного оборудования и ориентированы на крупное промышленное производство литых алюминиевых изделий, которое в Украине отсутствует. В связи с этим, по крайней мере, в ближайшей перспективе, разработка таких отечественных технологий представляется нецелесообразной.

В то же время в Украине существует более ста мелких и средних предприятий, занимающихся литьем алюминиевых сплавов. В этой связи представляется необходимым исследование возможности применения более простых и дешевых технологий приготовления жидко-твердых алюминиевых сплавов с использованием для производства отливок уже существующего парка литейных и прессовочных машин в действующих производствах страны.

Таким требованиям отвечают методики, относящиеся к третьей группе, поскольку они основаны на достаточно простом инструментарии и могут быть применены для выпуска небольших серий изделий. В качестве примера, на рис. 1 приведены схемы некоторых технологий из этой группы, которые подробно описаны в следующих разделах.

Преимуществами такого подхода, в рамках которого сплав с недендритной морфологией в жидко-твердом состоянии (сларри) формируется в металлической емкости, являются: а) универсальность – в процессе охлаждения расплав в частично закристаллизованном состоянии может быть использован для реолитья, а после полного затвердевания представляет

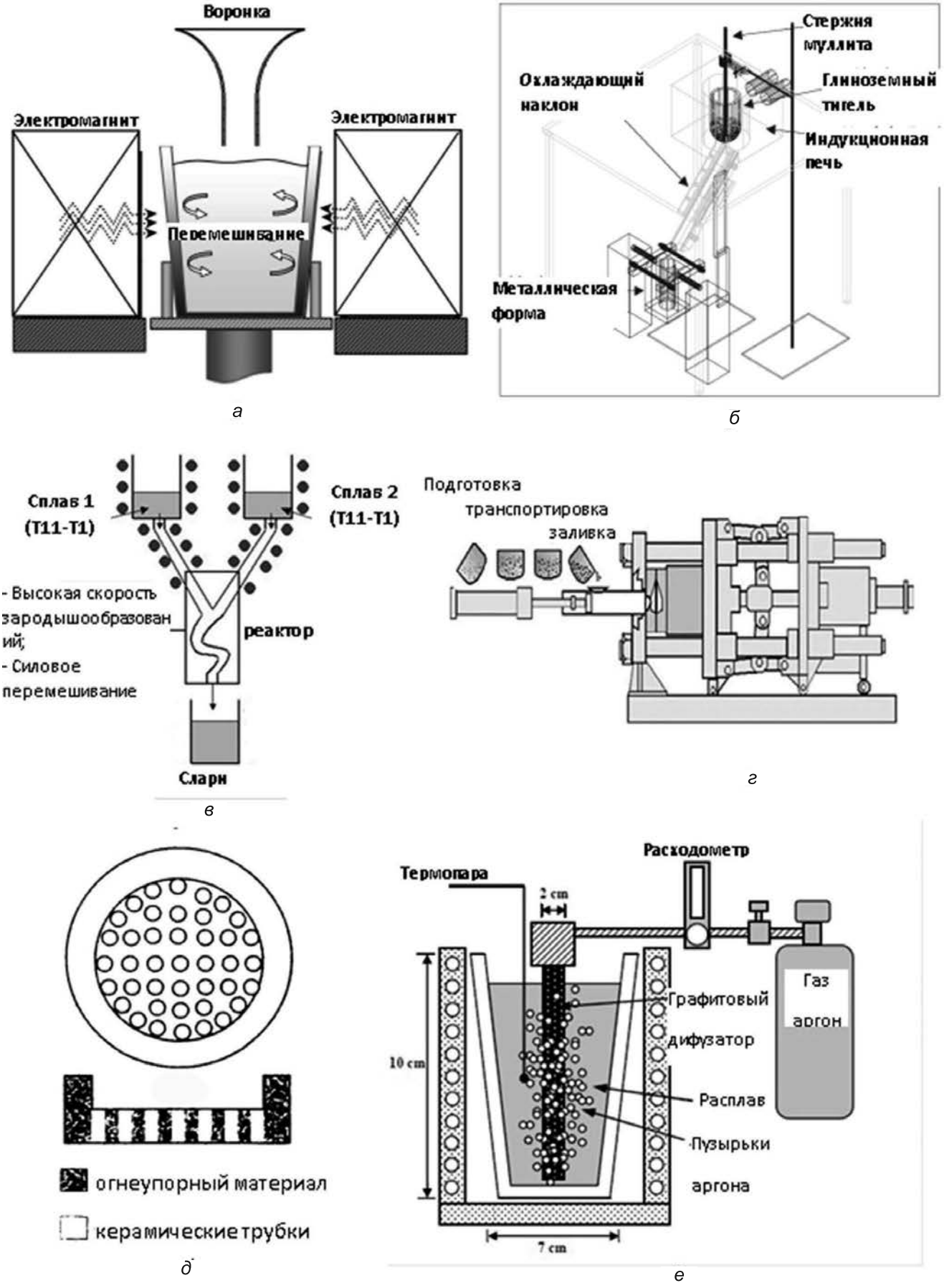


Рис. 1. Схемы технологий, относящихся к третьей группе: *а* – метод Хонг – Нанолитье; *б* – метод охлаждающего уклона; *в* – процесс непрерывного рео-преобразования; *г* – прямой термический контроль в ковше; *д* – метод смешения двух струй; *е* – индуцированный газом жидко-твердый процесс

собой заготовку для тиксолитья; б) расплав в форме может быть подвергнут изотермической выдержке и, соответственно, огрублению для преобразования розеточной структуры в глобулярную.

Рассматриваемые методы подразделяются на три группы – чисто заливочные методы, методы с обработкой расплава перед заливкой и методы с обработкой расплава внутри формы в процессе заливки.

Чисто заливочные методы предполагают формирование сларри без принудительного перемешивания, путем заливки слабо перегретого расплава с определенной температурой в специальную форму (с определенными геометрическими и теплофизическими параметрами), нагретую до заданной температуры. При этом теплообмен в системе расплав – форма – окружающая среда (воздух) происходит естественным путем, без всякого дополнительного воздействия на систему.

Методы с обработкой расплава перед заливкой предполагают «засевание» расплава зародышами кристаллов перед попаданием расплава в форму.

Методы с обработкой расплава внутри формы в процессе заливки предполагают такое перемешивание расплава внутри формы, которое приводит к тому, что зародившиеся при заливке у стенок формы кристаллы будут выноситься в объем, а интенсивное однородное охлаждение расплава будет способствовать их выживанию.

2. Описание методов. Далее в настоящей статье представлен обзор технологических подходов, перспективных для малых производств – относящихся к третьей группе, а также тех комбинированных методов, практическая реализация которых не требует больших капиталовложений.

2.1 Чисто «заливочные» методы

Как уже отмечалось выше, перспективными для малосерийного производства являются технологические подходы, в рамках которых сплав в частично закристаллизованном состоянии (сларри) формируется без принудительного перемешивания, путем заливки слабо перегретого расплава с определенной температурой в специальную форму (с определенными геометрическими и теплофизическими параметрами), нагретую до заданной температуры. Существует несколько таких методов, каждый из них имеет свое название, однако, по сути, они практически не отличаются, либо отличаются слабо.

Следует специально отметить, что описание технических деталей предлагаемых методов в некоторых источниках практически отсутствует, что, по всей видимости, связано с тем, что такая информация является ноу-хау авторов.

Прямой термический метод (direct thermal method) [6] подразумевает установление равновесия температур сплава и формы при некоторой температуре T^* ниже ликвидуса, которой соответствует желаемая доля твердой фазы. Чтобы сплав принял эту температуру, от него нужно отвести некоторое количество теплоты, которое состоит из «термической» части Q_P и скрытой теплоты Q_C (соответствующей количеству выделившейся твердой фазы). Вся эта теплота должна быть поглощена формой, которая за счет этой теплоты должна нагреться от исходной температуры до T^*. Если обозначить количество теплоты, поглощенное формой как $Q_ф$, тогда условие равновесия имеет вид $Q_C + Q_P = - Q_ф$, то есть расплав с определенной долей твердой фазы имеет такую же температуру, как форма, а именно T^*.

Предполагается, что процесс выравнивания температур происходит очень быстро, а затем, из-за того, что естественный теплоотвод от формы в атмосферу незначительный, устанавливается псевдоизотермический режим, в течение которого общая температура понижается медленно. Формирование недендритной структуры в рамках такой схемы поясняется следующим образом – быстрое охлаждение расплава за счет поглощения теплоты формой приводит к множественному зарождению, а на псевдоизотермическом этапе имеет место медленный рост и глобуляризация ростовой структуры.

По данному методу сплав А356 (аналог АК7) при температуре 640 °С заливался в цилиндрическую форму из малоуглеродистой стали (диаметр полости – 53 мм, толщина стенки – 1 мм) комнатной температуры. Полученная морфология кристаллов первичного алюминия в жидко-твердом сплаве здесь и далее фиксировалась путем закалки.

Метод литья в стакан (cup cast method) предполагает такой теплообмен между расплавом и металлическим стаканом, в результате которого должна установиться постоянная (во времени) разность температур расплава и стакана [7]. Предполагается, что у стенок стакана в переохлажденном расплаве происходит множественное зародышеобразование и/или фрагментация ранее образовавшихся дендритов. Эта твердая фаза выносится потоком расплава в центральную область. Затем множество мелких кристаллов однородно охлаждается, при этом движение расплава приводит к тому, что накапливающиеся на межфазных границах тепло и примесь «смываются» потоком, что приводит к недендритному росту. Метод был опробован (с получением недендритной структуры) для сплава А356. Форма стакана – полуконус, материал – углеродистая сталь, емкость – 1500 гр., температура стакана – комнатная, температура заливки – 620 °С.

Прямой термический контроль в ковше (In-Ladle Direct Thermal Control) основан на получении сларри при частичной кристаллизации расплава исключительно за счет контроля температуры и времени [8]. Сплав А356 с температурой 670 °С заливался в ковш цилиндрической формы, диаметр полости – 40 мм, толщина стенки – 6 мм, высота полости – 50 мм. Материал ковша не указан, указана только теплопроводность – 0,057 кал/см^2 с °С, температура ковша – 500 °С.

2.2 Методы с обработкой расплава перед заливкой

Стакан для сларри мультиплексного типа (Multiplex-Type Slurry Cup) представляет собой цилиндрическую форму диметром 70 мм и высотой 180 мм, изготовленную из нержавеющей стали [9]. Сверху он накрывается специальной керамической крышкой, в которой по окружности имеются отверстия диаме-

тром 6 мм, через которые расплав протекал в форму. Температура заливки – 630 °С, температура формы – 250 °С. Метод был опробован (с получением недендритной структуры) для сплава А356.

Метод смешения двух струй [10] отличается от упомянутого выше тем, что в крышке отверстия просверлены по всей ее площади, и на крышку одновременно заливаются два расплава сплава А356 – с температурой 600 и 950 °С. Температура формы – 220 °С.

Процесс непрерывного рео-преобразования [11] (Continuous rheoconversion process) также предусматривает смешение двух струй расплава, которое происходит в специальном медном реакторе, в котором просверлены каналы таким образом, что два входных канала в теле реактора соединяются в один выходной. Входная температура обеих струй была одинаковой и составляла 625 °С. Эксперименты проводили на сплаве А356.

Метод охлаждающего уклона (cooling slope method). Как видно из названия метода, он предполагает наличие наклонного устройства, через которое расплавленный металл движется под силой тяжести. При этом используются металлическая плита, металлический желоб или металлический блок со сквозным отверстием.

Относительно использования металлической плиты отметим, что в работе [12] использовалась плоская водоохлаждаемая плита из мягкой стали длиной 250 мм под наклоном 60°. Для предотвращения смачивания расплавом она была покрыта слоем нитрида бора. Метод опробован для сплава А356, наиболее дисперсная недендритная структура была получена при температуре заливки 620 °С. Заливка осуществлялась в стакан из нержавеющей стали, внутренний диаметр – 40 мм, высота – 70 мм. Практически аналогичные результаты получены в работе [13], где использовалась водоохлаждаемая медная плита длиной 700 мм и толщиной 15 мм, покрытая тонким слоем оксида циркония. Угол наклона питы – 50°. Заливка осуществлялась в цилиндрический стальной стакан диаметром 80 мм и глубиной 200 мм. Исследовались различные температуры заливки (625, 650 и 680 °С) и стакана (25, 200 и 400 °С). Наиболее мелкая недендритная структура формировалась, как и в предыдущем случае, при температуре заливки 620 °С и комнатной температуре стакана. Исследовался тот же сплав А356. Интересно отметить, что аналогичные недендритные структуры наблюдались и при обратной постановке задачи [14], а именно при сливании расплава по медной пластине (длина – 200 мм, наклон – 45°) которая не охлаждалась, а, напротив, была предварительно нагрета до 300 °С, однако при этом расплав заливался в цилиндрическую водоохлаждаемую медную изложницу внутренним диаметром 45 мм.

Применение желоба также позволяет получать недендритную структуру. В работе [15] описано использование желоба из мягкой стали (без водоохлаждения) с покрытием из нитрида бора. Длина желоба – 350 мм, угол наклона – 60°. Для сплава А380 недендритная структура была получена при заливке 615–630 °С. Весьма сходная методика описана в работе [16], где сплав AlSi8Cu3Fe с минимальным перегревом над ликвидусом (при 605–615 °С) выливался на желоб из мягкой стали, покрытый нитридом бора. Длина желоба – 300 мм, наклон – 60°. Желоб был водоохлаждаемым. Заливка осуществлялась в стальной цилиндр диаметром 30 мм и глубиной 150 мм. В работе [17] для сплава Al-8%Si применялся водоохлаждаемый желоб, оптимальный угол составлял 30°, перегрев расплава – 30 °С. Авторы сообщают, что были получены образцы с недендритной структурой при заливке в стальные формы до 95 мм диаметром и длиной до 350 мм. К сожалению, данные об однородности по длине и радиусу образцов не приводятся.

Помимо плиты и желоба в качестве охлаждающего уклона используется также слив расплава через водоохлаждаемую стальную трубку. Так в работе [18] была получена недендритная структура для магниевого сплава АМ 60 при использовании такой трубки, причем верхняя ее часть была разделена перегородкой, при этом создавались два потока, которые в нижней части трубки сливались в один. Угол наклона составлял 45°. Аналогичные результаты были получены в работе [19], где для сплава алюминий – медь использовалась водоохлаждаемая трубка, канал которой имел синусоидальную форму. Следует отметить также еще один метод [20], где расплав Al-6Si-2Mg (wt-%) заливался в зазор между двумя плитами, внутренняя поверхность верхней и нижней – волнистая, совпадающая по фазе, так что зазор между ними получается переменным. Такой «сэндвич» был закреплен на пружинах, и к нему прикладывалась вибрация с амплитудой 2 мм.

2.3 Методы с воздействием на расплав внутри формы

Заливка с низким перегревом и слабым электромагнитным перемешиванием. Данный метод можно проиллюстрировать на основе данных работы [21], где недендритная структура была получена для сплава А356, который заливался при температуре 630 °С в цилиндрическую форму из нержавеющей стали диаметром 127 мм и глубиной 220 мм. Электромагнитное перемешивание осуществлялось 8 с при мощности поля 0,366 кВт. Аналогичные результаты были получены в работе [22], где для сплава Al-7%Si недендритная структура наблюдалась при заливке в графитовый тигель диаметром 60 мм и высотой 150 мм. Температура заливки составляла 630 °С, в процессе заливки расплав подвергался перемешиванию электромагнитным полем 0,54 кВт в течение 2 с, а также в работе [23], для сплава А 356, который заливался в цилиндрическую форму из нержавеющей стали диаметром 80 мм и глубиной 150 мм. Заливка осуществлялась при 630 °С, перемешивание длилось 6 с. Недендритная морфология формировалась при мощности перемешивания 0,44 кВт, увеличение мощности до 1,2 кВт приводило к образованию более дисперсной глобулярной структуры.

Метод Хонг – Нанолитье (Hong-NanoCasting Method) [24] (метод назван по фамилии одного из авторов (Хонг) и названию компании, где работает второй автор (Нанолитье)). В рамках настоящего метода расплавленный металл (сплав Al-7%Si) заливался в контейнер для приготовления сларри, где остывал

при воздействии магнитного поля. Контейнер имел диаметр 50 мм и высоту 70 мм, толщина стенки составляла 2 мм. Заливка осуществлялась при температуре расплава 630 °С.

Метод получения слурри с ускоренным зарождением (Nucleation accelerated semisolid slurry making method) [25]. В рамках этого метода электромагнитное перемешивание сочетается с заливкой расплава в форму через воронку, то есть сочетает как воздействие на заливаемый расплав, так и воздействие на расплав в контейнере для формирования слурри. Использовался сплав Al-8%Si-3%Cu (ADC10), тигель из нержавеющей стали, диаметром 50 мм и высотой 100 мм, его внутренняя поверхность была покрыта нитридом бора. Воронка имела коническую форму. Температура заливки 620 °С.

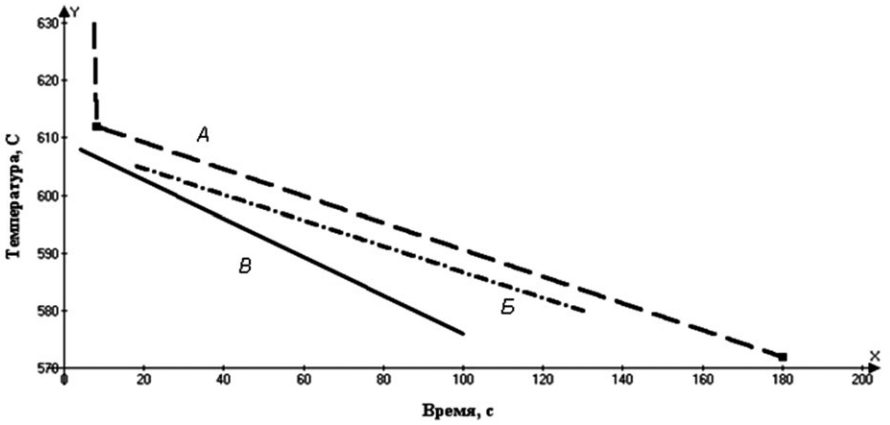


Рис. 2. Температурные кривые для чисто заливочных методов: кривая *А* – прямой термический контроль в ковше; кривая *Б* – прямой термический метод; кривая *В* – метод литья в стакан

Устройство для вихревого уравновешивания энтальпии (Swirled Enthalpy Equilibration Device) [26]. В основу данного метода заложен принцип, аналогичный «заливочным» методам – быстрое охлаждение расплава за счет теплообмена с формой. При этом тепловая масса стальной формы подбирается таким образом, чтобы баланс температур формы и расплава установился при доле твердой фазы 30–45 %. Однако, в отличие от «заливочных» методов, в данном случае форма в процессе охлаждения расплава вращается со скоростью 200 об/мин с эксцентриситетом 12 мм. Длительность процесса составляет от 30 до 60 с для порций алюминиевого сплава от 1 до 6 кг. Заливка осуществляется при 620 °С.

Индуцированный газом жидко-твердый процесс (Gas Induced Semi-Solid Process) [27]. Хотя данный метод не предусматривает заливки расплава в металлическую форму, он включен в настоящий раздел на том основании, что, по мнению авторов, при реализации метода создаются условия, воспроизводящие процессы, имеющие место при заливке расплава в холодную форму. Применялся цилиндрический тигель из нержавеющей стали, покрытый изнутри нитридом бора, в него помещалась навеска сплава А356 массой 600 г. Тигель с навеской нагревался в печи, после расплавления тигель вынимался и остывал на воздухе. При достижении температуры 625 °С в расплав погружался графитовый диффузор, подсоединенный к баллону со сжатым аргоном, и включалась продувка газом (расход 2 литра/мин), которая продолжалась до достижения доли твердой фазы 10 %, после чего диффузор вынимался. Быстрый теплоотвод из расплава осуществлялся на поверхности диффузора аналогично теплоотводу через стенки холодной формы при заливке, а движение пузырьков газа создавало потоки, аналогичные возникающим при заполнении формы.

3. Обсуждение и сравнение. В попытке сопоставить между собой различные методы в данном разделе рассматриваются только те работы, которые были выполнены для сплава А356 или близкие к нему по составу.

3.1 Чисто заливочные методы

Во всех работах, посвященных чисто заливочным методам [6–8], отмечается, что причиной формирования недендритной структуры, является быстрое установление баланса температур расплава и формы после заливки и последующее относительно медленное охлаждение. Соответствующие термограммы схематически приведены на рис. 2.

Следует отметить, что из-за инерционности термопар при низкой температуре заливки зафиксировать стадию быстрого начального охлаждения не удалось. Как видно из рис. 2, ход температурных кривых на стадии «медленного охлаждения» заметно отличается. Если кривым *А* и *Б* соответствуют близкие скорости охлаждения – 0,24 и 0,22 °С/с, то для кривой *В* – 0,33 °С/с.

Основные параметры таких методов приведены в табл. 1.

Как уже отмечалось выше, не во всех публикациях использовавшиеся устройства описаны детально. Соответственно в этой и последующих таблицах дан-

Таблица 1

Основные параметры заливочных методов

Метод	Сплав	*Т* заливки,°С	*Т* формы, °С	Форма, цилиндр, описание
Прямой термический метод [6]	А356	640	20	малоуглеродистая сталь, диаметр полости – 53 мм, толщина стенки 1 – мм
Метод литья в стакан [7]	А356	620	20	углеродистая сталь, емкость 1,5 кг
Прямой термический контроль в ковше [8]	А356	670	500	материал с теплопроводностью 0,057 кал/см^2

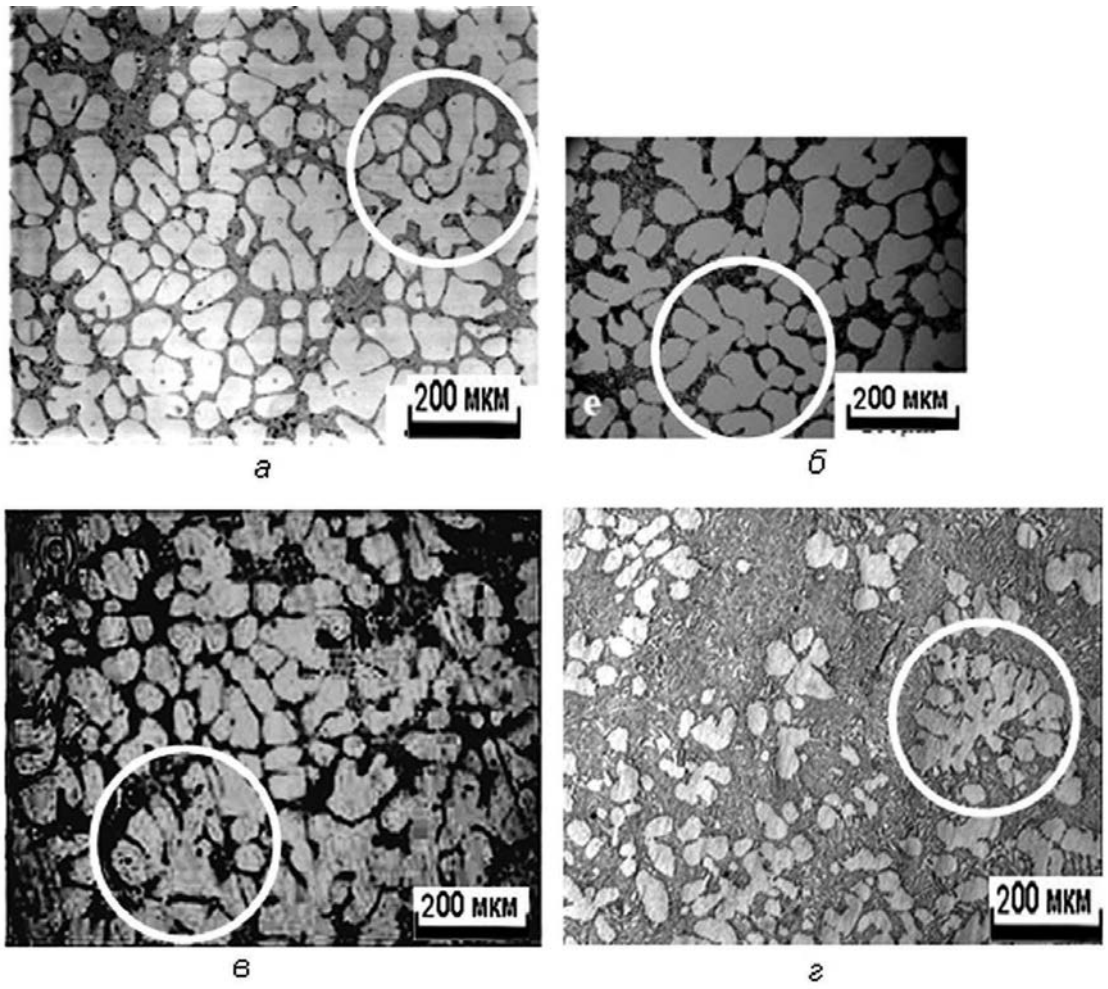


Рис. 3. Морфология образцов, получаемых чисто заливочными методами: *а* – прямой термический метод; *б* – метод литья в стакан; *в* – прямой термический контроль в ковше; *г* – данные автора, заливка прямым термическим методом, сплав Al – 10,2 мас.% Si

ные приведены в таком виде, в котором они были изложены в первоисточниках.

Методически прямой термический метод и метод литья в стакан практически не отличаются – заливка сплава с низким перегревом над ликвидусом (620–640 °С) в металлическую цилиндрическую емкость комнатной температуры. Что касается метода прямого термического контроля в ковше, следует отметить, что в первоисточнике он описан весьма туманно, вследствие чего его сущность не понятна, что делает невозможным его сравнение с другими методами.

На рис. 3 (*а*–*в*) показаны соответствующие микроструктуры. Здесь и далее, для возможности сопоставления, размеры оригинальных фотографий из разных источников изменены так, чтобы на наших рисунках все они были с одинаковым увеличением. Вследствие того, что исходные фотографии в публикациях имели различный размер и увеличение, не всегда было возможно скомпилировать «правильный» рисунок с компонентами одинакового размера.

Следует отметить, что авторы характеризуют такие структуры как «глобулярные» с размером 100 мкм (рис. 3, *а*) и 50 мкм (рис. 3, *б*), структуру (рис. 3, *в*) авторы не характеризовали. По мнению автора статьи, это представляется не вполне очевидным. Действительно, если обратить внимание на рис. 3, *г*, где белым кругом выделена ветвящаяся розеточная структура (данные автора, заливка прямым термическим методом, сплав Al – 10,2 мас.% Si), то становится заметным определенное сходство со структурами, выделенными на рис. 3 (*а*–*в*). Таким образом, представляется возможным предположить, что за отдельные глобули принимались структурные элементы розеток (которые действительно имели такие видимые размеры), на самом деле в объеме составляющие единое целое (розетку с размером более 200 мкм).

В целом структуры, получаемые чисто «заливочными» методами, достаточно сходны между собой, единственно «метод литья в стакан» (рис. 3, *б*) дает несколько более мелкую морфологию.

3.2 Методы с обработкой расплава перед заливкой

В методах с воздействием на заливаемый расплав наиболее распространенным подходом является использование охлаждающего уклона [12–20]. Параметры процессов для различных литературных источников приведены в табл. 2. Температура формы во всех случаях комнатная.

Характерные микроструктуры приведены на рис. 4. Как видно из рисунка, для данной группы методов были получены как глобулярные (рис. 4, *а*, *г*), так и розеточные морфологии (рис. 4, *б*, *в*). Здесь

Таблица 2

Параметры процессов для различных литературных источников

Источник	Метод охлаждающего уклона	Длина, мм	наклон, °	*T* заливки на уклон, °C	Форма, цилиндр, описание	Сплав
[12]	Водоохлаждаемая плита, мягкая сталь, покрыта нитридом бора	250	60	620	нержавеющая сталь, Ø40 мм, высота 70 мм	A356
[13]	Водоохлаждаемая медная плита, покрыта оксидом циркония, толщина 15 мм	700	50	620	сталь, Ø80 мм, глубина 200 мм	A356
[15]	Желоб из мягкой стали, покрыт нитридом бора	350	60	615–630	–	A380
[16]	Желоб из мягкой стали, покрытый нитридом бора	300	60	605–615	Ø30 мм, глубина 150 мм	AlSi8Cu3Fe
[17]	Водоохлаждаемый желоб	–	30	перегрев 30 °C	сталь, Ø95 мм, высота 350 мм	Al-8%Si
[20]	Расплав заливался в зазор между двумя стальными плитами с волнистой поверхностью, прикладывалась вибрация	–	–	–	–	Al-6Si-2Mg (wt-%)

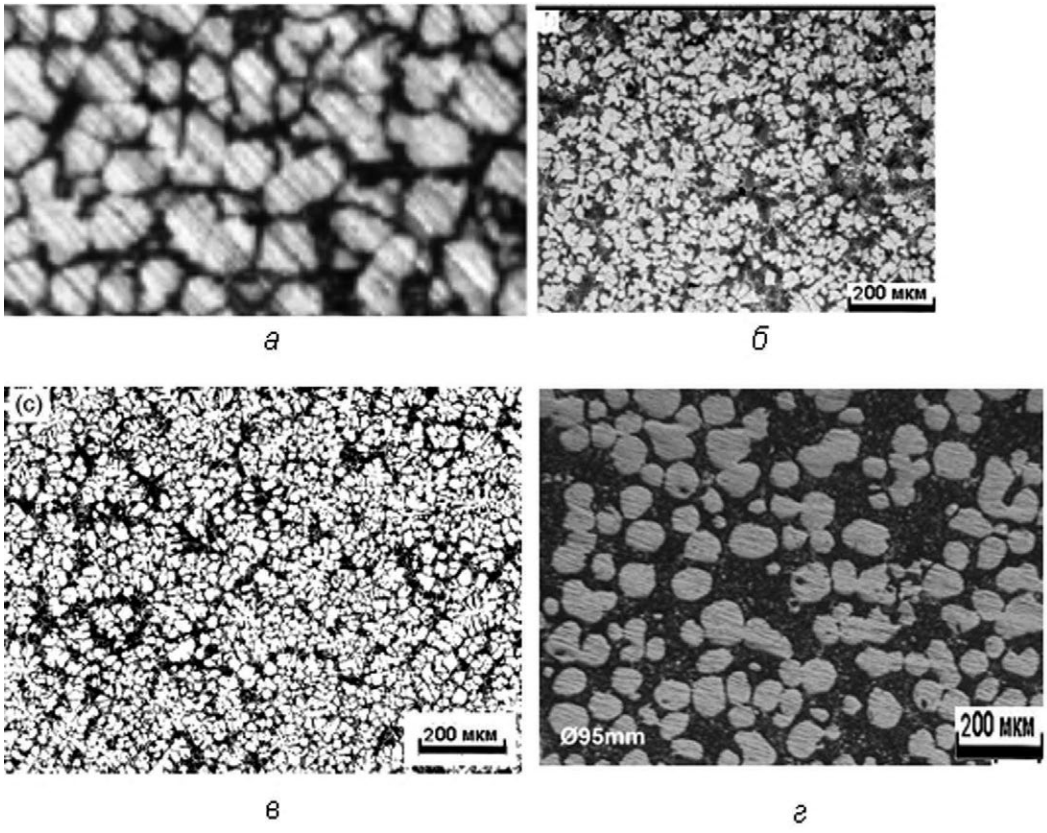


Рис. 4. Морфология образцов, получаемых с помощью охлаждающего уклона. Данные из работ: *а* – [13]; *б* – [15]; *в* – [16]; *г* – [17]

следует отметить, что розеточные структуры имели размеры меньше, чем глобулярные (соответственно 50–100 и 100–200 мкм), а также обладали некоторыми дендритными признаками.

Структуры, формирующиеся при других методах воздействия на заливаемый расплав (без охлаждающего уклона), представлены на рис. 5, *а* (стакан для слурри мультиплексного типа) и рис. 5, *б* (метод смешения двух струй). Если сопоставить между собой эти розеточные морфологии, то складывается впечатление, что во втором случае структура в несколько раз мельче – 200-250 мкм и 50-100 мкм, соответственно. Однако если увеличить рис. 5, *б* в 2,5 раза, то в результате (рис. 5, *г*) можно увидеть морфологию, абсолютно идентичную наблюдаемой на рис. 5, *а* (отмечено белыми кругами). Остается неясным, является ли такое различие в размерах следствием различных механизмов формирования ростовых структур или же «техническими» проблемами, связанными с ошибками в увеличении рисунков непосредственно в тексте первоисточников. Скорее всего, имеет место последняя причина, поскольку, как уже отмечалось

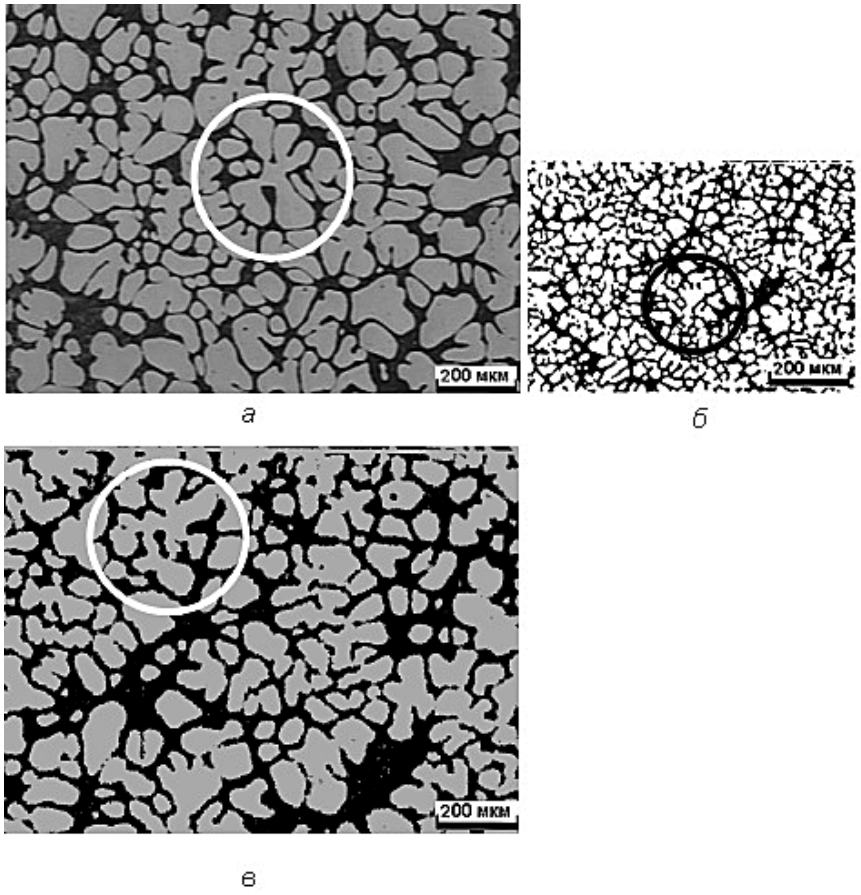


Рис. 5. Морфология образцов, получаемых с воздействием на заливаемый расплав: *а* – стакан для сларри мультиплексного типа; *б* – метод смешения двух струй; *в* – увеличенная структура, показанная на рис. б

ранее, изменение размера структурных элементов приводит не просто к изменению масштаба, но сопровождается изменением характера структуры, от розеточной к глобулярной или наоборот.

3.3 Методы с воздействием на расплав внутри формы

Методы с воздействием на расплав внутри формы в основном основаны на слабом электромагнитном перемешивании заливаемого расплава [21–24]. Основные параметры таких методов приведены в табл. 3.

Как видно из табл. 3, температуры заливки, температуры формы и параметры формы в основном не отличаются как между собой, так и от соответствующих значений для чисто заливочных методов (см. табл. 1) и методов с использованием охлаждающего укло-на (см. табл. 2). Исходя из этого, диапазон этих параметров можно охарактеризовать следующим образом – цилиндрическая стальная форма диаметром 40–120 мм, высотой 70–350 мм с толщиной стенки 1–2 мм комнатной температуры.

Что касается перемешивания в форме, то мощность перемешивания, (которая характеризуется авторами как «слабая»), также как и длительность перемешивания, отличались между собой незначительно (см. табл. 3). Интересно отметить использование графитовой формы в [22] – несмотря на отличающиеся от стали теплофизические свойства, структура была получена практически аналогичная полученной для стальных форм (см. рис. 6).

На рис. 6 приведены полученные структуры, которые характеризуются авторами как розеточная (рис. 6, *в*) (розетка отмечена белым кругом), глобулярная с небольшой долей розеток (рис. 6, *б*) и глобулярная (рис. 6, *а, г*). Как видно из рисунка, наиболее мелкая структура наблюдается на рис. 6, *г*. Сопоставление данных таблицы показывает, что этот случай отличался минимальным размером полости формы.

4. Заключение

Проведенный анализ показал, что задача однозначно выделить наиболее перспективный для малого производства метод реолитья, не может быть решена на основании результатов существующих исследований. Во-первых, на основании проведенного анализа складывается впечатление, что в рамках наиболее простых и дешевых чисто «заливочных» методов получаемые образцы имели розеточную структуру и таким образом вопрос о возможности получения глобулярной структуры с помощью этих методов остается открытым. Что касается несколько более сложных методов воздействия на расплав внутри формы и методов с воздействием на заливаемый расплав, то имеет место противоречивость

Таблица 3

Параметры методов с воздействием на расплав внутри формы

Источник	Сплав	*T* зал., °С	*T* фор., °С	Форма цилиндр, описание	Время перемеш., с	Мощность, Вт
[21]	A356	630	20	сталь Ø127 мм, выс. 220 мм	8	366
[22]	Al-7%Si	630	20	графит Ø60 мм, выс. 150 мм	2	540
[23]	A356	630	20	сталь Ø80 мм, выс. 150 мм	6	440
[24]	Al-7%Si	630	20	Ø50 мм, выс 70 мм, стенка 2 мм	нет данных	нет данных

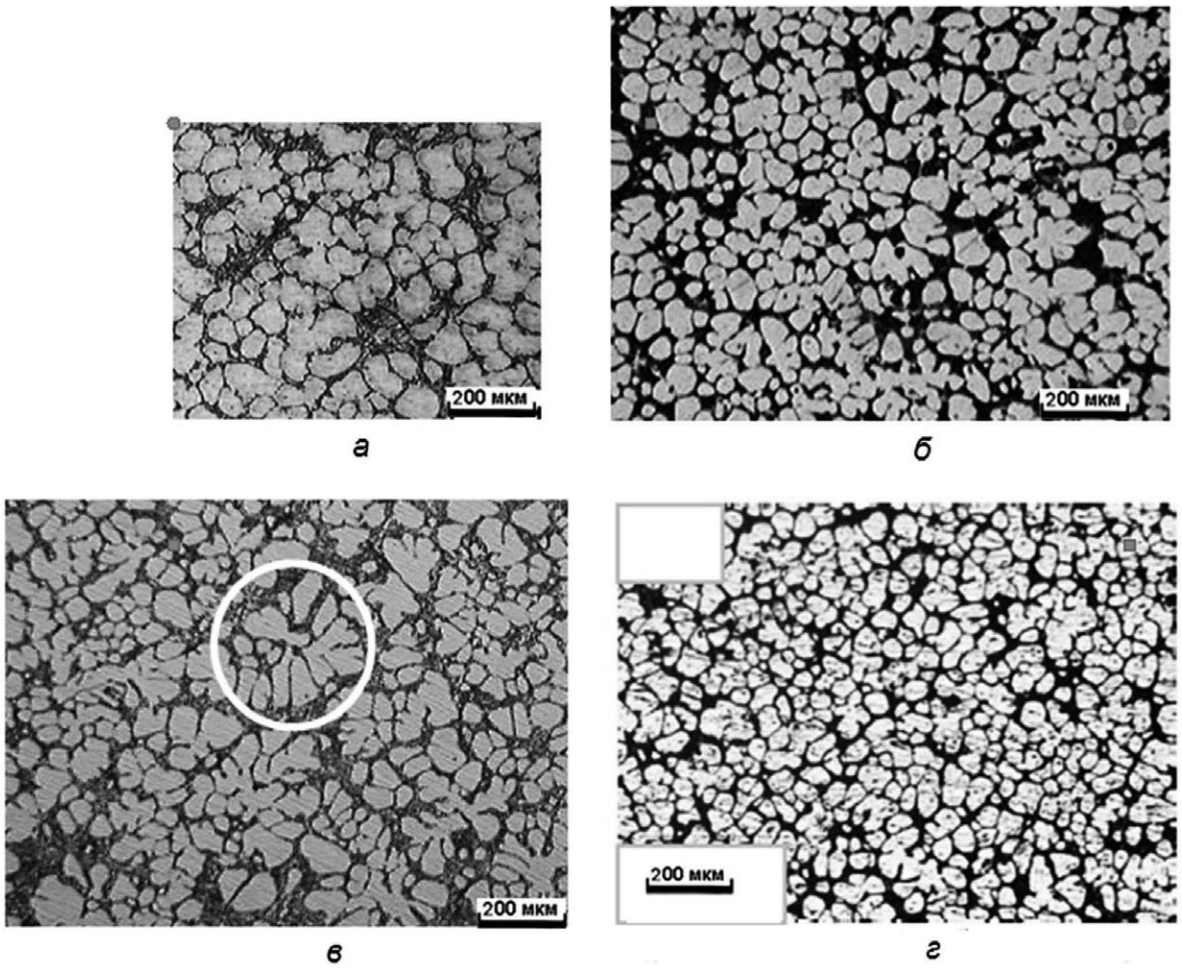


Рис. 6. Морфология образцов, получаемых со слабым электромагнитным перемешиванием. Данные из работ: *а* – [21]; *б* – [22]; *в* – [23]; *г* – [24]

полученных результатов – если в первом случае розеточные структуры были крупнее глобулярных, то во втором случае – наоборот. Такая ситуация не вписывается в развиваемые авторами методов представления о том, что недендритные структуры являются следствием интенсификации массового роста кристаллов, которая вызывается массовым зарождением вследствие движения потока расплава вдоль охлаждающей поверхности или стенок формы. Если исходить из этого, то налагаемые воздействия должны действовать «в одну сторону» независимо от того, каким конкретно методом эта интенсификация достигнута. Таким образом, представляется возможным заключить, что решение этой проблемы требует дальнейших системных исследований.

REFERENCES

1. *Semenov, B.I., Kushtarov, K.M.* (2003). Some summation of industrial employment of rheo- and thixocasting technologies [Nekotorye itogi promyshlennogo osvoenia tekhnologii reo- i tiksolit'ia]. *Metalurgiia mashinostroeniia*, no. 6, pp. 32–37 [in Russian].
2. *Hallstedt, B., Balitchev, E., Shimahara, H.* (2006). Semi-solid processing of alloys: principles, thermodynamic selection criteria, applicability. *ISIJ International*, vol. 46, no. 12, pp. 1852–1857 [in English].
3. *Fan, Z.* (2002). Semisolid metal processing. *International Materials Reviews*, vol. 47, no. 2, pp. 1–37 [in English].
4. *Guo, H.M., Yang, X.J.* (2006). Continuous Fabrication of Sound Semi-solid Slurry for Rheoforming. *Solid State Phenomena*, vols. 116–117, pp. 425–428 [in English].
5. *Rice, C.S., Mendes, R.F.* (2001). Slurry based semi-solid casting. Advanced materials and processing, October, pp. 49–52 [in English].
6. *Brown, D.J., Hussey, M.J., Carr, A.J., Brabazon, D.* (2003). Direct thermal method: new process for development of globular alloy microstructure. *International journal of cast metals research*, vol. 16, pp. 418–426 [in English].
7. *Pahlevani, F., Anzai, K., Niyama, E.* (2008). Quick Semi-Solid Slurry Making Method Using Metallic Cup. *Solid State Phenomena*, vols. 141–143, pp. 463–468 [in English].

8. *Jin-Kyu Lee, Shae K. Kim* (2007). Modeling of in-ladle direct thermal control rheocasting process. Materials Science and Egineering A 449–451, pp. 680–683 [in English].
9. *Suk-Won Kang, Dock-Young Lee, Ki-Bae Kim* (2006). Optimization of Manufacturing Conditions of Semi-Solid Slurry in Multiplex-Type Slurry Cup. *Solid State Phenomena*, vols. 116–117, pp. 243–246 [in English].
10. *Wang, J., He, S., Sun, B., Zhou, Y.* (2003). Effects of melt thermal treatment on A356 alloy. *Journal Material Science Technology,* vol. 19, no 2, pp. 152–154 [in English].
11. *Pan, Q.Y., Apelian, D., Hogan, P.* (2007).The continuous rheoconversion process (crptm): optimization & industrial applications. *Metallurgical Science and Technology*, vol. 24, no. 2, pp. 9–18 [in English].
12. *Legoretta, E.C., Atkinson, H.V., Jones, H.* Cooling slope casting to obtain thixotropic feedstock. Solidification Processing 07. Proceedings of the 5th Decennial International Conference on Solidification Processing, 23-25 July, Sheffield, UK, pp. 582–586 [in English].
13. *Nourouzi, S., Ghavamodini, S.M., Baseri, H., Kolahdooz, A., Botkan, M.* (2012). Microstructure evolution of A356 aluminum alloy produced by cooling slope method. *Advanced Materials Research*, vol. 402, pp. 272–276 [in English].
14. *Shikun, X., Rongxi, Y., Xiaoqiu, Z., Zhi, G., Xiang, X.* (2010). Fabrication of Refined Isometric Crystals of Semi-Solid Al7Si2RE Alloy. *Applied Mechanics and Materials*, vol. 33, pp. 304–308 [in English].
15. *Saklakoglu, N., Gencalp, S., KasmanI, S.* (2011). The Effects of Cooling Slope Casting and Isothermal Treatment on Wear Behavior of A380 Alloy. *Advanced Materials Research*, vols. 264–265, pp. 42–47 [in English].
16. *Saklakoğlu, N., Birol, Y., Kasman, S.* (2008). Microstructural Evolution of ETIAL 160 Aluminium Alloy Feedstock Produced by Cooling Slope Casting. *Solid State Phenomena*, vols. 141–143, pp. 575–580 [in English].
17. *Semenov, B.I., Kuschtarov, K.M., Song, J.H., Ha, T.S.* (2006). Optimization of the Microstructural Evolution of Al-8%Si in Cooling Slope Device. *Solid State Phenomena*, vols. 116–117, pp. 754–757 [in English].
18. *Li, Y., Xing, B., Ma, Y., Chen, T.J., Hao, Y.* (2011). Preparation of Semi-Solid AM60 Alloy by Novel Self-Inoculation Method. *Advanced Materials Research*, vols. 189–193, pp. 3804–3809 [in English].
19. *Songyang, Z., Xiaoqin, G., Changhong, L., Sizhong, L., Ying, Z.* (2011). Cooling by The Sine Function to Produced Semi-solid Aluminum Alloys. *Advanced Materials Research*, vols. 146–147, pp. 1788–1791 [in English].
20. *Guan, R., Xing, Z., Shi, L., Wang, C., Wang, Y.* (2007). Preparing semisolid light alloys by vibrating wavelike sloping plate process and thixoforming. *Materials Science Forum*, vols. 561–565, pp. 865–868 [in English].
21. *Zheng Liua, Xiao-mei Liub* (2012). Effects of Electromagnetic Stirring on Morphology Evolution of Primary Phase in Semisolid Alloy. *Advanced Materials Research*, vols. 399–401, pp. 1712–1716 [in English].
22. *Mao, W., Bai, Y., Tang, G.* (2006). Preparation of semi-solid aluminum alloy slarry under weak electromagnetic stirring conditions. *J. Mater. Sci. Technology*, vol. 22, no. 4, pp. 447–451 [in English].
23. *Tang, G., Mao, W., Liu, Y.* (2011). Preparation of semisolid A356 Al alloy slurry by low superheat pouring and weak traveling-wave electromagnetic stirring. *Advanced Materials Research*, vols. 311–313, pp. 707–711 [in English].
24. *Hong, C.P., Kim, J.M.* (2006). Development of an Advanced Rheocasting Process and its Applications. *Solid State Phenomena,* vols. 116–117, pp. 44–53 [in English].
25. *Sim, J.G., Choi, B.H., Yang, Y.S., Kim, J.M., Hong, C.P.* (2010). Development of a nucleation accelerated semisolid slurry making method and its application to rheo-diecating of ADC10 alloy. *ISIJ International,* vol. 50, no. 8, pp. 1165–1174 [in English].
26. *Doutre, D., Hay, G., Wales, P., Gabathuler, J.-P.* (2004). SEED: a new process for semi-solid forming. *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 43, no. 2, pp. 265–272 [in English].
27. *Wannasin, J., Martinez, R.A., Flemings, M.C.* (2006). A Novel Technique to Produce Metal Slurries for Semi-Solid Metal Processing. *Solid State Phenomen*a, vols. 116–117, pp. 366–369 [in English].

Received 04.10.2018

Анотація

А.Г. Борисов, канд. фіз.-мат. наук, ст. наук. співр.,
e-mail: wwwrogneda@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

Перспективні методи реолиття для малотонажного виробництва

Проведено огляд сучасних методів реолиття, здійснено їх класифікацію на підставі особливостей організації руху розплаву. Детально розглянуто методи, перспективні для малого виробництва.

Ключові слова *Реолиття, низькотемпературна заливка, потік розплаву, морфологія.*

A.G. Borisov, Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, e-mail: wwwrogneda@ukr.net

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Perspective methods of rheocasting for low-tonnage production

Summary

Review of modern methods of rheocasting is done. They were classified on the base of peculiarities of the melt motion. Methods that are promising for small production have been considered in detail.

Keywords

Rheocasting, low-temperature casting, melt flow, morphology.

УДК 669.162.267.4

В.Н. Захарченко[1], канд. техн. наук, гл. доменщик, e-mail: vnz1964@gmail.com
В.П. Русских[2], канд. техн. наук, доц., зав. кафедрой
Н.В. Косолап[3], начальник доменного цеха

[1]Объединение предприятий «Укрметаллургпром», Днепр, Украина
[2]ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», Мариуполь, Украина
[3]ЧАО «Мариупольский металлургический комбинат имени Ильича», Мариуполь, Украина

Проблемы вдувания пылеугольного топлива в доменные печи

Внедрение технологии с вдуванием пылеугольного топлива (ПУТ) вызывает нарушение оптимального технологического режима доменной плавки, вызванного изменением температурно-теплового режима горна и снижением газопроницаемости столба шихтовых материалов. Произведен анализ изменения технологических параметров и теплового состояния печи при подаче ПУТ. Определены технологические и технические способы увеличения количества подаваемого в доменные печи ПУТ.

Ключевые слова: *доменная плавка, пылеугольное топливо, кокс, технологические параметры, критерий газодинамической устойчивости, зона когезии, газопроницаемость.*

Металлургический комплекс сегодня и в обозримом будущем останется одной из основ украинской экономики. Подача пылеугольного топлива (ПУТ) в горн доменных печей стала неотъемлемым элементом современных энерго- и ресурсосберегающих технологий производства чугуна.

Подача пылеугольного топлива в доменные печи позволяет на 30–40 % снизить расход кокса и существенно сократить потребление природного газа вплоть до его полного исключения при производстве чугуна, но требует внести ряд существенных изменений в технологический процесс доменной плавки.

Металлургические предприятия Украины заинтересованы в скорейшем внедрении в полном объеме технологии подачи пылеугольного топлива в доменные печи. Поэтому в настоящее время в черной металлургии Украины нет более важной проблемы, чем широкое эффективное внедрение этой коксозаменяющей технологии производства чугуна.

Однако внедрение ПУТ-технологии вызывает нарушение оптимального технологического режима доменной плавки, вызванного изменением температурно-теплового режима горна и снижением газопроницаемости столба шихтовых материалов в связи с уменьшением в нем доли кокса.

Восстановление и стабилизация базового оптимального режима доменной плавки при вдувании ПУТ является главной задачей, так называемой теории полной и комплексной компенсации отрицательного влияния вдувания пылеугольного топлива на доменный процесс, разработанной С.Л. Ярошевским в соавторстве с другими учеными и специалистами [1].

Важным обстоятельством, которое необходимо учитывать при использовании пылеугольного топлива в доменной плавке, является необходимость создания таких тепловых и газодинамических условий в печи, которые бы обеспечивали ее высокопроизводительную работу при больших расходах ПУТ. Определяющими факторами при этом [2] являются:

– температура дутья и содержание в нем кислорода (не ниже 1100 °С и 25 % соответственно), позволяющих компенсировать снижение теоретической температуры горения у фурм, обеспечить необходимое тепловое состояние горна и полноту горения ПУТ;

– постреакционная («горячая») прочность кокса CSR, (не менее 60 %) и, соответственно, его реакционная способность CRI (не более 25–30 %), непосредственно влияющие на проницаемость коксовой насадки для газов и жидких продуктов плавки;

– повышение прочности железорудных компонентов шихты и снижение содержания в ней мелочи (не более 5 % фракции менее 5 мм).

Эти факторы в некоторой степени выполняются в доменных цехах металлургических комбинатов им. Ильича и «АЗОВСТАЛЬ».

Немаловажное значение имеет полнота сгорания угольных частиц в горне доменной печи. Однако обычное обогащение дутья кислородом не дает должного эффекта, в связи с чем разработаны способы локального подвода кислорода непосредственно к струе ПУТ. В результате были предложены различные варианты совместного вдувания ПУТ и кислорода, наиболее распространенным из которых является коаксиальная горелка, успешно опробованная за рубежом [3].

К основным негативным последствиям вдувания пылеугольного топлива в доменные печи следует отнести: снижение газопроницаемости столба шихтовых материалов, приближение фокуса горения к стенам печи, неполнота сгорания пылеугольного топлива.

На основании обобщения опыта внедрения технологии доменной плавки с вдуванием в печи ПУТ

По материалам 27-й конференции доменщиков Украины

в доменном цехе металлургического комбината им. Ильича и анализа его влияния на технологические параметры и тепловое состояние доменной печи, разработаны технические предложения, использование которых позволит увеличить расход ПУТ до 200 кг на выплавку тонны чугуна.

С целью снижения расхода кокса на выплавку чугуна в доменном цехе ПАО «ММК им. Ильича» с 2012 года внедряется технология вдувания пылеугольного топлива [4]. На данный момент количество угольной пыли, вдуваемой в горн доменных печей, превышает 100 кг/т чугуна (рис. 1, *а*), что при коэффициенте замены кокса угольной пылью 0,8 позволяет экономить кокс до 120 кг/т производимого чугуна. При этом расход кокса на тонну чугуна снижается с 470–520 до 350–400 кг/т (рис. 1, *б*). Дальнейшее снижение расхода кокса за счет увеличения вдувания пылеугольного топлива возможно при условии рациональной организации противотока шихты и газа, так как при увеличении расхода ПУТ увеличивается перепад давления газа по высоте печи (рис. 1, *в*).

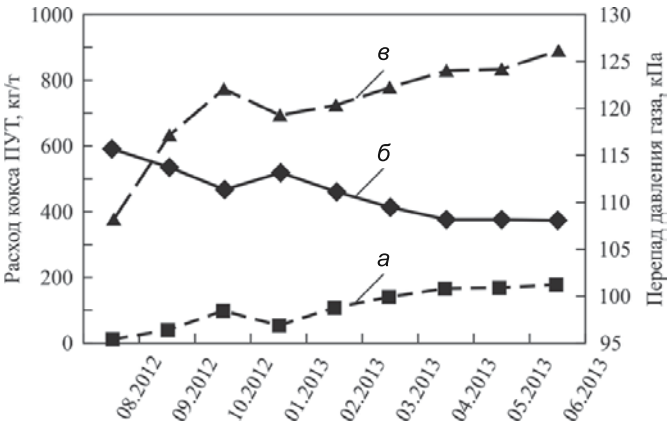


Рис. 1. Динамика изменения расхода кокса и перепада давления газа в доменной печи № 3 ЧАО «ММК им. Ильича» при увеличении расхода ПУТ на выплавку чугуна: *а* – расход ПУТ, кг/т чугуна; *б* – расход кокса, кг/т чугуна; *в* – перепад давления газа по высоте доменной печи, кПа

Максимально возможное количество вдуваемого ПУТ ограничивается тепловым состоянием доменной плавки, о котором можно судить по составу чугуна, шлака и газодинамическим режимом, определяющимся перепадом давления газа по высоте печи и критерием газодинамической устойчивости столба шихты (ГДУ) (уравнение 1):

$$\text{ГДУ} = \frac{\Delta P / H}{\rho g}, \qquad (1)$$

где ρ – насыпная плотность столба шихтовых материалов, кг/м^3; g – ускорение свободного падения, м/с^2; $\Delta P/H$ – градиент перепада давления газа по высоте столба шихтовых материалов, кг/(с^{2}м^2).

Также немаловажным критерием, ограничивающим расход ПУТ, является теоретическая температура горения и характеристики окислительной зоны (ее размеры).

Произведен анализ изменения параметров доменной плавки для печей ПАО «ММК им. Ильича» (рис. 2) с изменением расхода ПУТ.

С увеличением расхода ПУТ нагрев печей снижался, что подтверждается уменьшением химического нагрева чугуна ([Si]↓, [S]↑) и шлака ((S)↓, (CaO)/(SiO_2)↓).

Снижение содержания кремния в чугуне происходит за счет торможения эндотермической реакции его восстановления при понижении температуры. Увеличение содержания серы в чугуне вызвано снижением основности шлака и повышением его вязкости с понижением температуры. В этих условиях уменьшается переход серы в шлак. Основность шлака снижается в связи с уменьшением восстановления кремния – большее количество кремнезема остается в шлаке.

Также произведен анализ газодинамического состояния печей (рис. 3). С увеличением расхода ПУТ перепад давления газа в печах увеличивался, несмотря на то, что при увеличении расхода ПУТ объем печных газов уменьшается. Данный факт объясняется снижением газопроницаемости сухой части доменной печи из-за уменьшения доли кокса в шихте и, в результате этого, уменьшения высоты коксовых окон в зоне когезии. Также может снижаться газопроницаемость в нижней части доменной печи из-за того, что пылеугольное топливо может не полностью сгорать в окислительной зоне.

С вдуванием угольной пыли изменяется не только перепад давления газа, но и насыпная плотность материалов, находящихся в доменной печи. Это происходит в результате того, что из шихты исключается кокс, на замену которому приходят железорудные материалы.

Критическим расходом ПУТ для доменных печей можно считать, в соответствии с оптимальной величиной критерия газодинамической устойчивости слоя, 200 кг/т чугуна (рис. 4).

Из рис. 4 видно, что на всех печах, кроме доменной печи № 5, наблюдалось снижение показателя ГДУ с увеличением расхода ПУТ и перепада давления газа, что связано с уменьшением выхода печных газов и увеличением насыпной массы шихты. При этом производительность печей не снизилась. Еще большее повышение расхода ПУТ возможно при уменьшении расхода дутья в результате его обогащения кислородом, однако это негативно скажется на распределении газа по радиусу печи. При снижении расхода дутья уменьшится протяженность зоны циркуляции кокса, увеличится интенсивность периферийного потока газов. Это негативно скажется на использовании тепловой и химической энергии газов, а также на стойкости огнеупорной кладки и системы охлаждения доменной печи.

Расчет показал, что с увеличением расхода ПУТ фокус горения в окислительной зоне приближается к периферии. Без вдувания ПУТ фокус горения располагается на расстоянии, примерно 0,5 м от торца фурмы, а при увеличении расхода ПУТ до 170 кг/т фокус горения располагается на расстоянии 0,38–0,4 м, при условии повышения температуры дутья и содержания кислорода в нем. При расходе ПУТ 145 кг/т

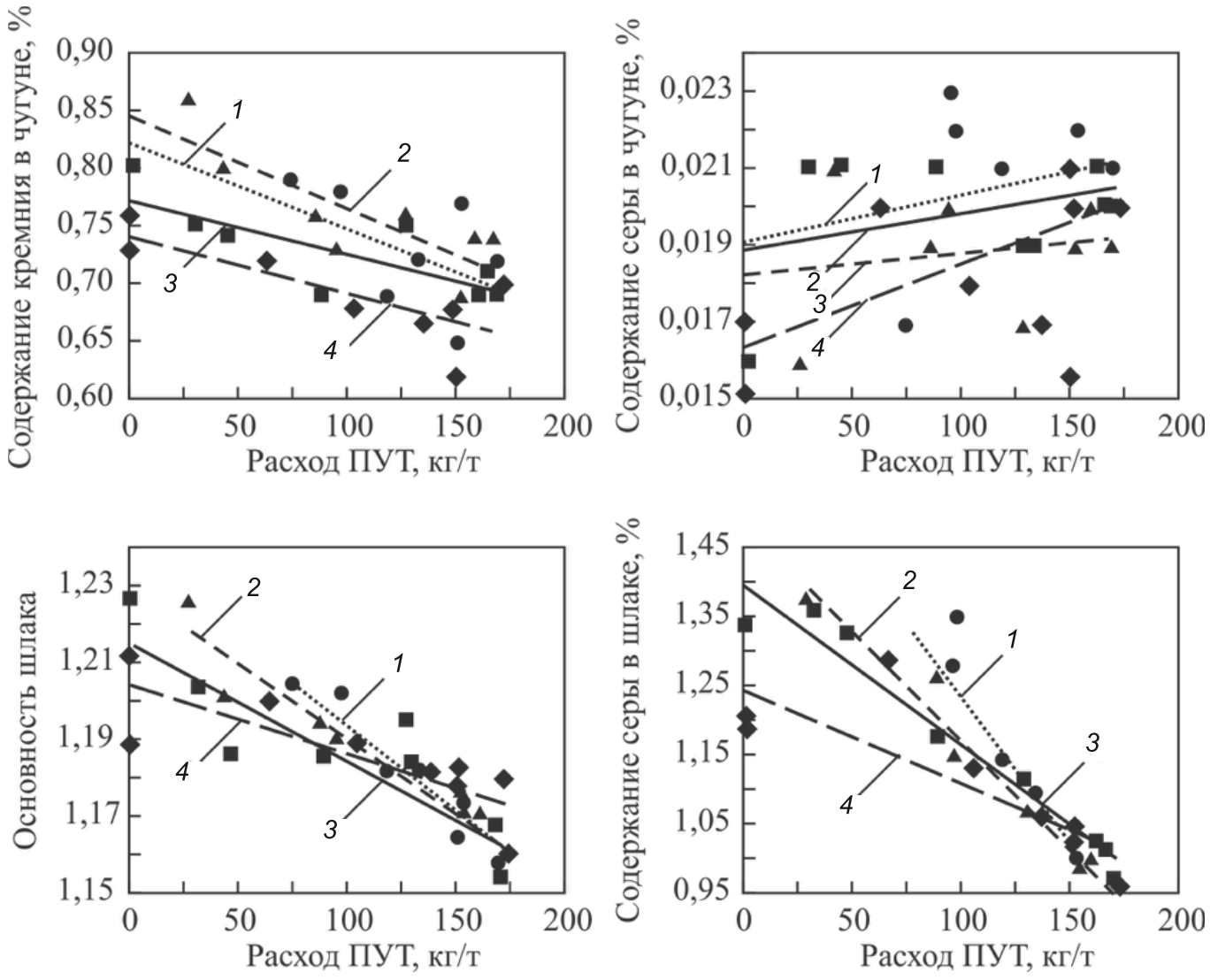


Рис. 2. Изменение параметров доменной плавки при изменении расхода ПУТ в условиях работы доменного цеха ЧАО «ММК им. Ильича»: *1* – доменная печь № 1; *2* – доменная печь № 3; *3* – доменная печь № 4; *4* – доменная печь № 5

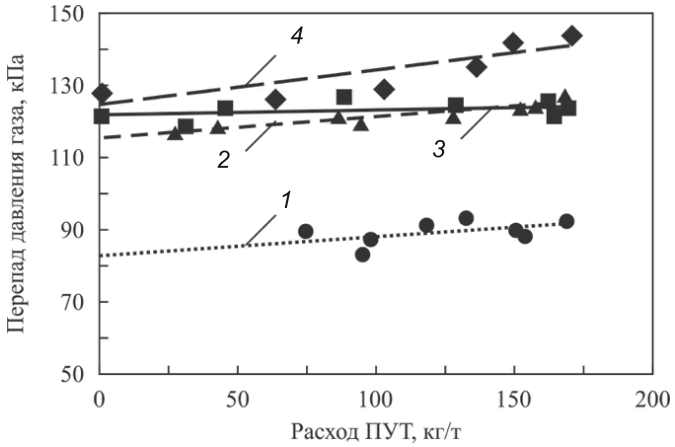


Рис. 3. Изменение перепада давления газа в доменных печах ЧАО «ММК им. Ильича»: *1* – доменная печь № 1; *2* – доменная печь № 3; *3* – доменная печь № 4; *4* – доменная печь № 5

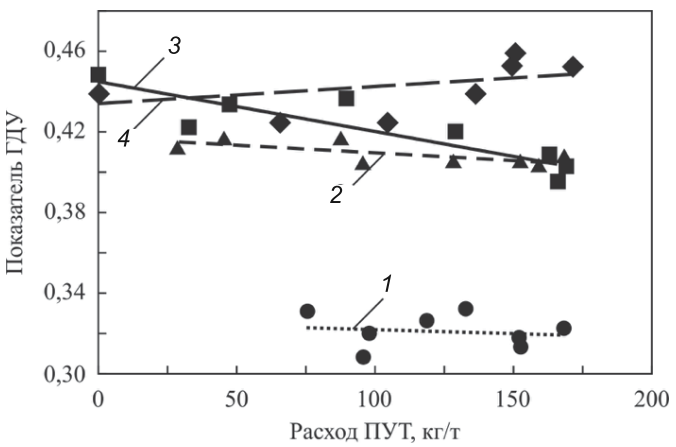


Рис. 4. Изменение критерия газодинамической устойчивости при изменении расхода ПУТ: *1* – доменная печь № 1; *2* – доменная печь № 3; *3* – доменная печь № 4; *4* – доменная печь № 5

чугуна фокус горения располагается на расстоянии 0,42–0,45 м от торца фурмы. На доменной печи № 4 для поддержания такого расстояния, при увеличении количества подаваемого в печь ПУТ до 170 кг/т, необходимо поддерживать расход дутья в пределах 68–70 м^3/с. При этом перепад давления возрастет с 123 кПа до 151 кПа. При таком перепаде давления газа в печи будет наблюдаться тугой сход шихты, так как показатель ГДУ приблизится к 0,5. Следовательно, с газодинамической точки, максимальным

является расход ПУТ 170 кг/т чугуна при повышенном расходе дутья, с целью отдаления фокуса горения в зоне циркуляции кокса на расстояние 0,42–0,45 м. В случае отсутствия возможности увеличения расхода дутья для отдаления очага горения от стен печи, следует уменьшить диаметр фурм или увеличить их высов.

Для дальнейшего повышения расхода угольной пыли необходимо решить задачу по улучшению газопроницаемости столба шихтовых материалов. Наибольший резерв для снижения перепада давления газа в столбе шихтовых материалов в доменной печи находится в зоне когезии.

Для условий работы доменной печи № 3 полезным объемом 2002 м^3 комбината ЧАО «ММК им. Ильича» произведен расчет для определения расхода ПУТ, при котором не произойдет нарушение ровного хода печи без применения мер по улучшению газопроницаемости зоны когезии. Расчет произведен при условии, что масса железорудных материалов в подаче 50 т, кокса 15 т при отсутствии ПУТ и 12 т при количестве ПУТ 100 кг/т чугуна. Снижение массы кокса в подаче на 3 тонны приводит к снижению высоты коксовых окон на 0,1 м. При 15 тоннах кокса в подаче высота коксовых окон составляет 0,46 м, а при 12 тоннах – 0,36 м. Рудная нагрузка на кокс в печи при снижении массы кокса в указанном интервале возрастает с 3,3 до 4,2 т/т. На рис. 5 (*2)* показано изменение градиента перепада давления газа при изменении расхода ПУТ. Градиент перепада давления газа в доменной печи рассчитан исходя из распределения давления по высоте печи. Распределение давления газа по высоте печи в свою очередь рассчитано при помощи решения дифференциального уравнения движения в неявном виде.

Как видно из рис. 5, с увеличением расхода ПУТ увеличивается перепад давления газа и верхняя граница (прямая *1),* которая ограничивает область оптимальной работы доменной печи. Перепад давления газа в печи возрастает более резко, чем давление материалов в результате увеличения доли более тяжелых железорудных материалов по сравнению с коксом. В результате, при увеличении расхода ПУТ выше определенного количества наступит момент (пересечение линий *1* и *2* рис. 5), когда дальнейшее увеличение его расхода возможно лишь при применении компенсирующих мер. Как указывалось, ранее при увеличении расхода ПУТ может уменьшаться расход дутья. Этот фактор может быть компенсационным. Как показал расчет, для условий доменной печи № 3 доменного цеха ЧАО «ММК им. Ильича» критической величиной расхода ПУТ является 150 кг/т. При снижении расхода дутья до такого уровня, который обеспечит расположение фокуса горения на расстоянии 0,42–0,45 м от фурм, возможно увеличение расхода ПУТ до 170 кг/т чугуна.

Количество ПУТ, которое не будет негативно сказываться на ходе доменной печи, можно определить расчетным методом для конкретных условий.

Переход на технологию выплавки чугуна с вдуванием ПУТ значительно сократил удельный расход кокса, а рудная нагрузка на кокс увеличилась с 3,4 до 4,7. При этом высота слоев кокса сократилась на 26,1 %. Увеличение удельного расхода ПУТ сопровождалось

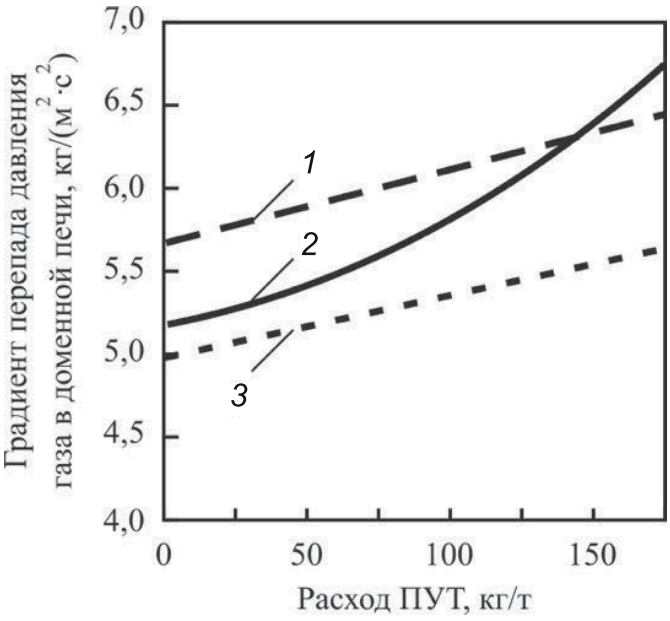


Рис. 5. Градиент перепада давления газа в доменной печи с изменением расхода кокса: *1, 3* – прямые, ограничивающие область оптимальной работы доменной печи по критерию ГДУ; *2* – перепад давления газа в доменной печи

увеличением интенсивности прогара элементов системы охлаждения нижней части шахты, опорного кольца (маратора) и заплечиков (рис. 4). С этой проблемой столкнулись все металлургические предприятия Украины, внедряющие ПУТ-технологию выплавки чугуна. Использование медных холодильников позволяет увеличить срок службы огнеупорной кладки, но тепловая нагрузка на кладку при этом не уменьшается.

Для сохранения системы охлаждения нижней части доменной печи необходимо применять системы загрузки шихты, понижающие интенсивность газового потока в периферийной зоне и способствующие усилению развития газового потока в осевой зоне печи. Кроме снижения тепловой нагрузки на огнеупорную кладку и систему охлаждения доменной печи это позволит значительно увеличить степень использования энергии печных газов. Такие системы загрузки шихты разработаны для доменных печей металлургического комбината им. Ильича [5].

Выводы

Вдувание пылеугольного топлива в горн доменной печи значительно сокращает газопроницаемость столба шихтовых материалов и увеличивает тепловую нагрузку на огнеупорную кладку и систему охлаждения доменной печи.

Для увеличения высоты слоев кокса в столбе шихтовых материалов целесообразно грузить шихту раздельными четырехскиповыми подачами по опыту металлургических комбинатов им. Ильича и «Криворожсталь».

Для снижения тепловой нагрузки на огнеупорную кладку и систему охлаждения доменной печи следует применять системы загрузки шихты, снижающие интенсивность газового потока в периферийной зоне доменной печи.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Ярошевский С.Л., Кузнецов А.М., Афанасьев З.К.* Резервы эффективности комбинированного дутья в доменных цехах Украины. – Донецк: Норд Компьютер, 2006. – 31 с.
2. *Ярошевский С.Л.* Пылеугольное топливо – реальная и эффективная альтернатива природному газу в металлургии. – Донецк: Норд Компьютер, 2006. – 16 с.
3. *Кочура В.В., Ярошевский С.Л., Бабич А.И.* Интенсификация сжигания пылевидного топлива в доменной плавке // Международная конференция «Стратегия качества в промышленности и образовании», 3–10 июня 2005 г., Варна-Днепропетровск: Пороги, 2005. – С. 53–56.
4. *Зинченко Ю.А., Струтинский В.А.* Освоение технологии вдувания пылеугольного топлива при производстве чугуна на ПАО «ММК им. Ильича» // *Металл и литье Украины*. – 2013. – № 10. – С. 11–14.
5. *Семакова В.Б., Зинченко Ю.А., Шадловский Ю.О.* Вдувание пылеугольного топлива в доменные печи ПАО «ММК им. Ильича» при их загрузке утяжеленными подачами // *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2016. – № 3. – С. 18–21.

Поступила 04.09.2018

REFERENCES

1. *Yaroshevskii, S.L., Kuznetsov, A.M., Afanas'ev, Z.K.* (2006). Reserves of efficiency of combined blast in blast-furnace shops of Ukraine. Donetsk: Nord Komp'iuter, 31 p. [in Russian].
2. *Yaroshevskii, S.L.* (2006). Pulverized fuels are a real and effective alternative to natural gas in metallurgy. Donetsk: Nord Komp'iuter, 16 p. [in Russian].
3. *Kochura, V.V., Yaroshevskii, S.L., Babich, A.I.* (2005). Intensification of the combustion of pulverized fuel in blast furnace smelting. International Conference "Quality Strategy in Industry and Education", June 3–10, 2005, Varna-Dnepropetrovsk: Porogi, pp. 53–56 [in Russian].
4. *Zinchenko, Yu.A., Strutinskii, V.A.* (2013). Development of the technology of injection of pulverized coal in the production of pig iron at the PJSC "MMK im. Ilyich". *Metall i lit'e Ukrainy*, no. 10, pp. 11–14 [in Russian].
5. *Semakova, V.B., Zinchenko, Yu.A., Shadlovskii, Yu.O.* (2016). Injection of pulverized-coal fuel into blast furnaces PJSC "MMK im. Ilyich" at their loading weighted feeds. *Metallurgical and mining industry*, no. 3, pp. 18–21 [in Russian].

Received 04.09.2018

Анотація

В.М. Захарченко[1], канд. техн. наук, гол. доменник, e-mail: vnz1964@gmail.com; **В.П. Руських**[2], канд. техн. наук, доц., зав. кафедри; **М.В. Косолап**[3], начальник доменного цеху

[1]Об'єднання підприємств «Укрметалургпром», Дніпро, Україна
[2]ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», Маріуполь, Україна
[3]ПрАТ «Маріупольський металургійний комбінат імені Ілліча», Маріуполь, Україна

Проблеми вдування пиловугільного палива в доменні печі

Впровадження технології з вдуванням пиловугільного палива (ПВП) викликає порушення оптимального технологічного режиму доменної плавки, викликаного зміною температурно-теплового режиму горна і зниженням газопроникності стовпа шихтових матеріалів. Зроблено аналіз зміни технологічних параметрів і теплового стану печі при подачі ПВП. Визначено технологічні та технічні способи збільшення кількості ПВП, що подається в доменні печі.

Ключові слова

Доменна плавка, пиловугільне паливо, кокс, технологічні параметри, критерій газодинамічної стійкості, зона когезії, газопроникність.

V.N. Zakharchenko[1], Candidate of Engineering Sciences, main blast-furnace operator, e-mail: vnz1964@gmail.com; **V.P. Russkikh**[2], Candidate of Engineering Sciences, Associate Professor, Head of Department;
N.V. Kosolap[3], Head of Blast-Furnace Shop

[1]*Association «Ukrmetallurgprom», Dnipro, Ukraine*
[2]*SHEI "Priazovsky State Technical University", Mariupol, Ukraine*
[3]*PJSC «Mariupol Metallurgical Plant named after Ilyich», Mariupol, Ukraine*

Problems of blowing pulverized coal into blast furnaces

The introduction of technology with the injection of pulverized coal (PC) causes a violation of the optimal technological regime of blast furnace smelting caused by a change in the temperature and thermal regime of the furnace and a decrease in the gas permeability of the column of charge materials. An analysis was made of the change in the technological parameters and the thermal state of the furnace when the PC was supplied. Technological and technical ways of increasing the amount of PC supplied to blast furnaces have been determined.

Keywords

Blast smelting, pulverized coal, coke, technological parameters, criterion of gas-dynamic stability, zone of cohesion, gas permeability.

УДК 621.74.045:669.245.018

Е.В. Милонин[1], нач. цеха
Н.А. Лысенко[1], вед. инженер
П.Е. Малиновский[1], инженер-технолог
В.В. Наумик[2], д-р техн. наук, проф., проректор, e-mail: naumik@zntu.edu.ua
С.В. Гайдук[2], канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник

[1]АО «Мотор Сич», Запорожье, Украина
[2]Запорожский национальный технический университет, Запорожье, Украина

Выбор рационального режима термической обработки опытного безрениевого сплава для монокристаллического литья

Проведены исследования по выбору рационального режима термической обработки для разработанного жаропрочного литейного монокристаллического сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ), не содержащего в своем составе дорогостоящего импортного рения. Показано, что механические и жаропрочные свойства монокристаллических образцов из опытного сплава после термообработки по режиму, предусмотренному для сплава ВЖМ-4, соответствуют требованиям нормативно-технической документации на сплав ЖС32-ВИ. Таким образом, сплав ЗМИ-М5 имеет значительно меньшую стоимость, обеспечивает необходимый комплекс свойств и может быть использован для изготовления лопаток газотурбинных установок наземного назначения методом направленной кристаллизации.

Ключевые слова: *жаропрочный никелевый сплав, лопатка, рений, кристаллографическая ориентация, термическая обработка, карбиды, микроструктура, механические свойства, жаропрочность.*

Состояние вопроса. Украина остается одним из признанных лидеров в изготовлении энергетических установок. При этом, в современной политико-экономической обстановке вопрос снижения себестоимости производимых узлов и агрегатов стоит для нашего государства особенно остро.

Литые лопатки газовых турбин, как авиационных, так и наземного использования, изготавливают из жаропрочных никелевых сплавов методом высокоскоростной направленной кристаллизации.

Одной из особенностей эксплуатации наземных установок является гораздо более низкое качество используемого топлива по сравнению с авиационными двигателями. Такое топливо содержит гораздо большее количество агрессивных примесей, и особое значение приобретают не только жаропрочные характеристики материала литых изделий горячего тракта, а и их стойкость против высокотемпературной коррозии.

На сегодня широко распространены лопаточные жаропрочные никелевые сплавы ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ. Сплав ЖС26-ВИ [1] не соответствует требованиям к материалу рабочих лопаток по жаропрочности. Высокожаропрочный сплав ЖС32-ВИ [2] отвечает всем требованиям по механическим и жаропрочным свойствам, предъявляемым к материалу лопаток, но в системе легирования содержит особенно дорогой импортный элемент – рений и, соответственно, характеризуется высокой стоимостью, при этом не обладает коррозионной стойкостью, вследствие чего на лопатки дополнительно наносят антикоррозионное покрытие.

Ранее был разработан состав экономнолегированного жаропрочного никелевого сплава, который превосходит по комплексу характеристик известный сплав ЖС26-ВИ, не уступает по прочностным и пластическим свойствам сплаву ЖС32-ВИ и при этом обеспечивает достаточную для эксплуатации указанных изделий стойкость против высокотемпературной коррозии в агрессивных средах [3]. Данный сплав гораздо дешевле, поскольку содержание рения в нем в два раза ниже по сравнению с ЖС32-ВИ.

Анализ влияния легирующих элементов на свойства жаропрочных никелевых сплавов приводит к логичному выводу о целесообразности полного исключения из их состава, в случае эксплуатации на наземных установках, дорогостоящего рения и замены его повышенным содержанием относительно менее дорогостоящих легирующих элементов, позволяющих одновременно обеспечить достаточно высокие показатели жаропрочности и необходимую стойкость против высокотемпературной коррозии. Такими элементами могут быть вольфрам и тантал.

Основной материал исследований. АО «Мотор Сич» совместно с Запорожским национальным техническим университетом с использованием расчетно-аналитических методов был разработан состав безрениевого жаропрочного никелевого сплава для изготовления литых лопаток наземных турбин методом высокоскоростной направленной кристаллизации [4]. Данному сплаву присвоена марка ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) и разработаны временные технические

условия (ВТУ) для использования на стадии опробования и подготовки к внедрению.

Для обеспечения требуемого комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств данного сплава необходимо проведение соответствующей термической обработки. Для отработки ее рационального режима был проведен комплекс исследований.

Были проведены две плавки по изготовлению опытного жаропрочного никелевого безрениевого сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ):

– на установке FM-1-2-100 фирмы «ULVAC» (массой 50 кг);

– на установке УППФ-3М (массой 10 кг) с проведением высокотемпературной термовременной обработки расплава (ВТОР) при температуре 1850 °С в течение 6 минут.

Химический состав полученного сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) представлен в табл. 1.

Из результатов, приведенных в табл. 1, видно, что содержание элементов (за исключением содержания вольфрама, а для плавки на установке УППФ-3М – и хрома) в материале исследуемых образцов соответствует требованиям временных ТУ для сплава ЗМИ-М5.

Литые образцы из опытного сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) для определения механических и жаропрочных свойств (∅ 15 мм; L = 135 мм) получали методом высокоскоростной направленной кристаллизации на установке УВНК-9А.

Из металла плавки на установке FM-1-2-100 фирмы «ULVAC» – по серийной методике с использованием керамических геликоидов.

Из металла плавки на установке УППФ-3М был залит один блок (6 шт. образцов) с проведением низкотемпературной термовременной обработки (НТВО) расплава при температуре 1650–1680 °С в течение 8–10 минут.

Заливку металла в процессе опытных плавок производили при температуре 1560 + 20 °С (температура на верхнем нагревателе составляла 1560 + 20 °С, на нижнем – 1620–1630 °С).

Скорость перемещения блока в жидкометаллический охладитель (ЖМО) составляла:

– 15 мм до жидкометаллического охладителя с маршевой скоростью;

– далее – 4 ± 1 мм/мин.

На стартовых конусах образцов с монокристаллической структурой определяли кристаллографическую ориентацию (КГО).

Установлено, что значения отклонений направления [001] от оси Z в образцах, отлитых из опытного сплава ЗМИ-М5, колеблются от 0,2 до 54,7 угл. град.

Остальные образцы имели направленную структуру с количеством кристаллов ≥ 3.

При металлографическом исследовании нетравленых микрошлифов в материале исследованных образцов обнаружены микропоры размером до ~ 27 мкм, а также единичные оксидные включения – до ~ 10 мкм.

Карбиды выделяются в незначительном количестве, что характерно для структуры низкоуглеродистого сплава ЗМИ-М5 (С ≤ 0,08 %), в виде мелких дискретных глобулярных частиц МеС (рис. 1, *а*), а также в виде «китайских иероглифов» с наличием тонких пластин эвтектических карбидов типа Me_6C (рис. 1, *б*); располагаются преимущественно в междендритных пространствах. Толщина пластин эвтектических карбидов составляет ~ 0,3–0,7 мкм.

Микроструктура образцов из сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) до термообработки представляет собой (рис. 2) γ-твердый раствор с наличием интерметаллидной γ'-фазы, эвтектической фазы (γ-γ') и незначительного количества карбидов. В литой структуре наблюдается размерная и морфологическая неоднородность частиц γ'-фазы. Размер и форма γ'-частиц в осях и междендритных областях различны – в осях частицы γ'-фазы мельче и имеют более правильную кубическую морфологию (рис. 3).

Термообработку проводили по трем вариантам.

I Образцы из металла плавки FM-1-2-100 «ULVAC» по стандартному режиму, предусмотренному для сплава ЖС32-ВИ (ВНК): гомогенизация в вакууме при температуре 1270 ± 10 °С в течение 2,0 ч – динамический вакуум.

II Образцы из плавки на установке УППФ-3М по режиму с увеличенным временем выдержки:

– нагрев в вакууме со скоростью не более 20 °С/мин до температуры 1275 ± 10 °С; выдержка в течение 4 часов в вакууме при остаточном давлении 0,133–0,00133 Па;

– охлаждение до комнатной температуры со средней скоростью 80–100 °С в течение не менее 60 мин.

III Образцы из металла плавки FM-1-2-100 «ULVAC» по режиму, предусмотренному для сплава ВЖМ-4 (ВНК):

– нагрев в вакууме до 1000 ± 50 °С со скоростью 6–8 °С/мин; выдержка при температуре 1000 ± 50 °С в течение 30–45 мин в вакууме при остаточном давлении 0,133–0,00133 Па;

– нагрев до 1280^{+10}_{-5} °С со скоростью 5 °С/мин в динамическом вакууме при остаточном давлении 1,33–0,133 Па; выдержка при температуре 1280^{+10}_{-5} °С в течение 1 ч 15 мин–1 ч 30 мин в динамическом вакууме 1,33–0,133 Па;

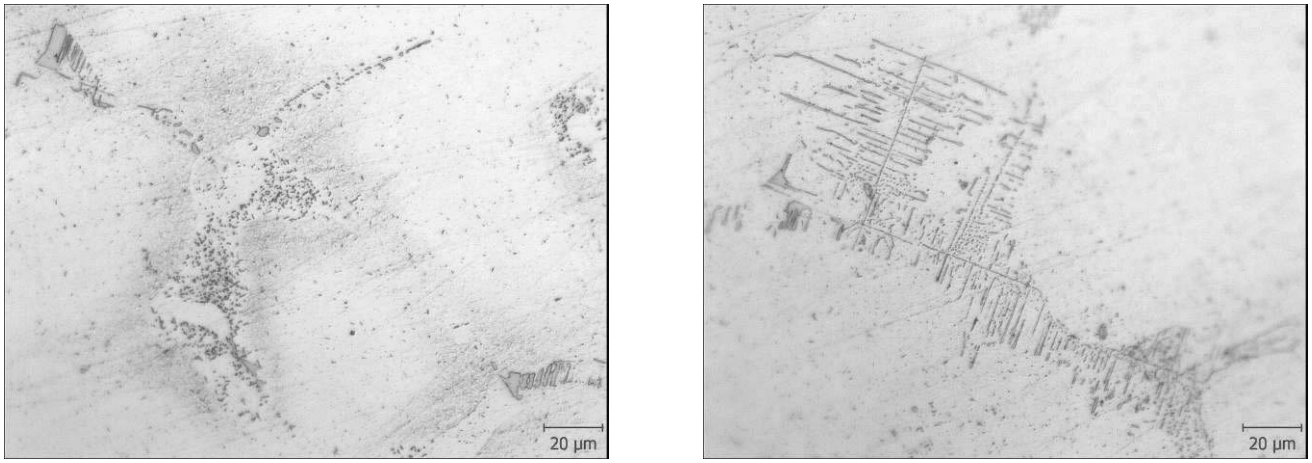
Таблица 1

Химический состав опытного жаропрочного никелевого сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ)

Плавка	Содержание элементов, %мас.						
	C	Cr	Co	W	Al	Ta	Mo
FM-1-2-100	0,05	5,29	5,42	9,46	5,76	9,0	0,84
УППФ-3М	0,064	5,35	5,51	9,53	5,88	8,72	0,84
Нормы ВТУ	0,04–0,08	4,7–5,3	5,0–6,0	8,7–9,3	5,7–6,3	8,7–9,3	0,5–1,0

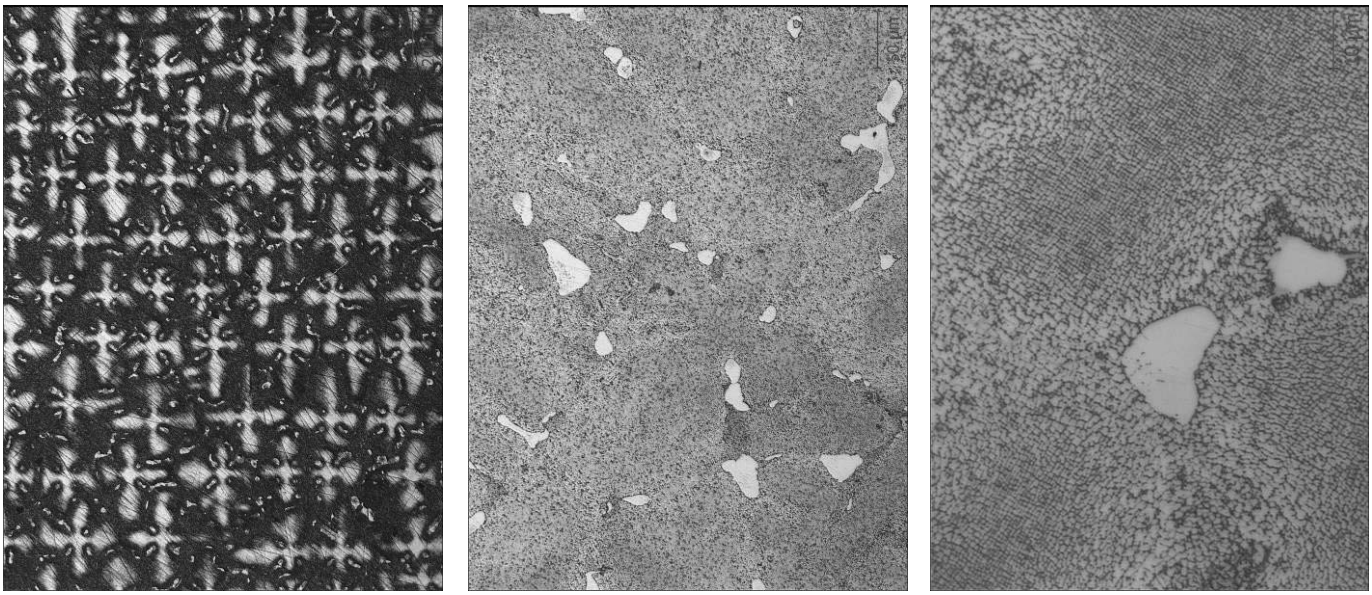
Окончание таблицы 1

Плавка	Содержание элементов, %мас.						
	Cu	Si	Mn	Fe	B	S	P
FM-1-2-100	0,009	0,02	0,03	0,06	0,012	0,006	0,004
УППФ-3М	0,009	0,10	0,03	0,06	0,011	0,005	0,004
Нормы ВТУ	≤ 0,07	≤ 0,3	–	≤ 1,0	–	≤ 0,010	≤ 0,010



а *б*

Рис. 1. Карбиды в образцах из сплава ЗМИ-М5 до термообработки, × 500



а × 50 *б* × 200 *в* × 1000

Рис. 2. Микроструктура образцов из сплава ЗМИ-М5 до термообработки

– охлаждение до 70 °С с избыточным давлением 0,1 бар;

– нагрев до 1030 ± 10 °С со скоростью 6–8 °С/мин в динамическом вакууме 1,33–0,133 Па, выдержка при температуре 1030 ± 10 °С в течение 4 ч;

– охлаждение до 70 °С в среде аргона;

– нагрев до 870 ± 10 °С со скоростью 6–8 °С/мин в динамическом вакууме при остаточном давлении 1,33–0,133 Па, выдержка при температуре 870 ± 10 °С в течение 28 ч;

– охлаждение до 70 °С в среде аргона.

В результате механических испытаний и испытаний на длительную прочность образцов (∅ 15 мм; L = 135 мм), отлитых из опытного жаропрочного никелевого сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) методом высокоскоростной направленной кристаллизации (ВСНК), установлено, что образцы с направленной макроструктурой (3 и более кристалла) всех вариантов плавок и режимов термообработки не соответствуют требованиям ВТУ ЗНТУ для сплава ЗМИ-М5 и требованиям ТУ1-92-177-91 и 18Т-ТУ-158 (для сплава ЖС32-ВИ).

Результаты механических испытаний и испытаний на длительную прочность опытных образцов с монокристаллической макроструктурой приведены в табл. 2.

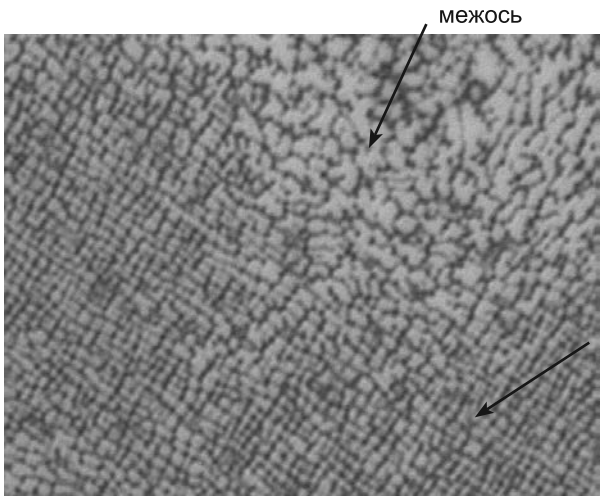


Рис. 3. Морфология частиц интерметаллидной γ'-фазы в образцах из сплава ЗМИ-М5 до термообработки, × 1500

Из результатов, представленных в табл. 2, видно, что механические свойства исследуемых опытных образцов из сплава ЗМИ-М5 с монокристаллической структурой после термообработки по стандартному режиму, предусмотренному для сплава ЖС32-ВИ (ВНК), удовлетворительные и отвечают требованиям ВТУ ЗНТУ.

Значения длительной прочности опытных образцов после такой термообработки (испытанных при температуре 975 °С и напряжении 32 кгс/мм^2, а также при температуре 1000 °С и напряжении 28 кгс/мм^2) не соответствуют требованиям ВТУ ЗНТУ для сплава ЗМИ-М5 и требованиям ТУ1-92-177-91 и 18Т-ТУ-158 (для сплава ЖС32-ВИ).

В результате увеличения выдержки при гомогенизации до 4 часов получены значения предела прочности ($\sigma_в$) ниже уровня требований ВТУ, при относительном удлинении более чем в 3 раза превышающем эти требования. При этом значения времени до разрушения при испытании длительной прочности материала при $T_{исп}$ = 975 °С, σ = 28 кгс/мм^2 и 30 кгс/мм^2 удовлетворяют требованиям ВТУ, а при $T_{исп}$ = 1000 °С, σ = 28 кгс/мм^2 – находятся ниже требований ТУ, предусмотренных для сплава ЖС32-ВИ.

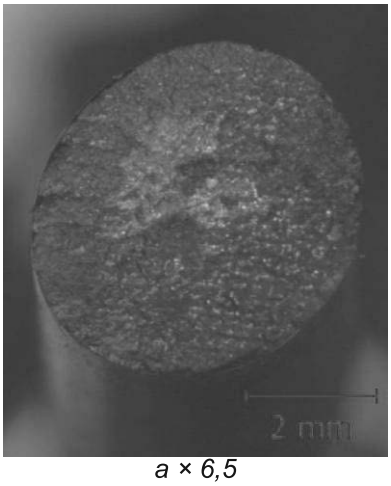
Исследование качества опытного жаропрочного сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) после термообработки по стандартному режиму, предусмотренному для сплава ВЖМ-4, показало, что механические свойства при температуре 20 °С, а также длительная прочность при температуре испытания 975 °С и напряжении 30 кгс/мм^2 соответствуют требованиям временных технических условий (ВТУ ЗНТУ).

Значения времени до разрушения при температуре испытания 1000 °С и напряжении 28 кгс/мм^2 нестабильны – находятся на уровне от 21 до 55 часов. Снижение значений $\tau_р$ при 1000 °С, вероятно, обусловлено кристаллографическим направлением образцов. При этом стоит отметить, что более высокие значения $\tau_р$ (55 часов) имеют образцы с кристаллографической ориентацией [111].

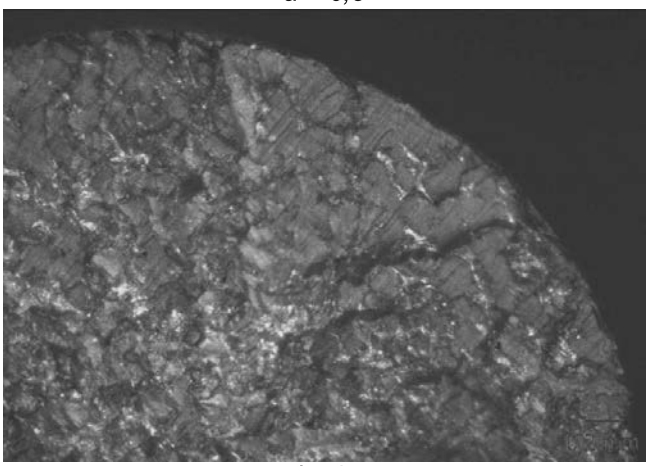
Таблица 2

Механические и жаропрочные свойства опытных образцов из сплава ЗМИ-М5 с монокристаллической макроструктурой

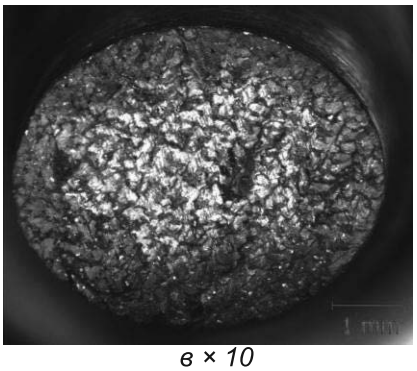
Термообработка	КГО, угл. град.	Механические свойства при 20 °С			Длительная прочность		
		$\sigma_в$, кгс/мм^2	δ, %	ψ, %	$T_{исп}$ °С	σ, кгс/мм^2	$\tau_р$, ч
Стандартная для ЖС32-ВИ (гомогенизация при 1270 ± 10 °С, 2,0 ч)	3,6	111,2	8,0	6,7	975	32	19,0
	0,7	115,2	7,6	–			19,3
	19,0	114,2	8,0	4,2			20,5
	18,5	–	–	–			55,5
	18,5	–	–	–			38,0
	0,8	–	–	–		30	27,8
	6,5	–	–	–	1000	28	27,8
Гомогенизация при 1270 ± 10 °С, 4,0 ч	15,5	83,5	20,8	23,4	975	30	77,5
	0,2	–	–	–	975	30	56,5
					1000	28	26,0
	23,2	86,7	18,4	11,7	975	28	101,5
Стандартная для ВЖМ-4	47,4	134,0	6,8	8,6	–	–	–
		139,6	5,2	8,6	–	–	–
	9,1	–	–	–	975	30	60,5
					1000	28	21,0
	44,9	–	–	–	975	30	95,15
					1000	28	55,0
	17,2	–	–	–	975	30	90,5
					1000	28	26,25
Нормы ВТУ ЗНТУ		≥ 100,0	≥ 6,0	–	975	30	[3] 40,0
Нормы ТУ1-92-177-91 и 18Т-ТУ-158 (для ЖС32-ВИ)		≥ 90,0	≥ 6,0	–	1000	28	[3] 40,0
					975	30	[3] 40,0



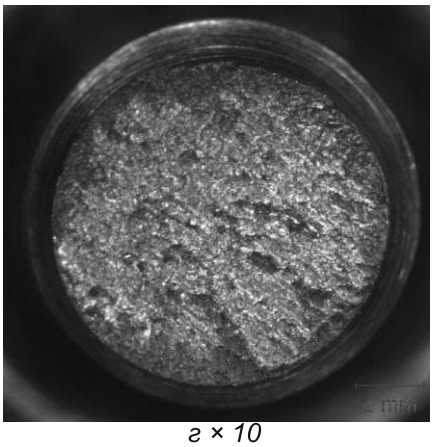
а × 6,5



б × 25



в × 10



г × 10

Рис. 4. Строение изломов опытных монокристаллических образцов из сплава ЗМИ-М5, прошедших различные виды термической обработки после испытания на растяжение при температуре 20 °С: *а, б* – термообработка по стандартному режиму, предусмотренному для сплава ЖС32-ВИ (ВНК); *в, г* – термообработка с увеличенной до 4 часов выдержкой при температуре 1275 ± 10 °С

На рис. 4 показаны изломы опытных образцов, прошедших различные виды термической обработки после испытания на растяжение при температуре 20 °С.

Следует отметить, что для жаропрочных сплавов на никелевой основе характерным является хрупкий межзеренный излом.

На образце после термообработки по стандартному режиму, предусмотренному для сплава ЖС32-ВИ (ВНК), отсутствуют зоны волокнистого излома и долома. Практически вся поверхность излома состоит из фасеток хрупкого межзеренного разрушения (рис. 4, *а*, *б*). Размеры отдельных фасеток соизмеримы с элементами дендритной макроструктуры.

Строение изломов после испытания на растяжение при комнатной температуре образцов с монокристаллической и направленной макроструктурой, прошедших термообработку с увеличенной до 4 часов выдержкой при температуре 1275 ± 10 °С, также имеет хрупкий межкристаллитный характер. Эллипсообразная форма поверхности излома связана с выходом магистральной трещины под углом к осевой линии растяжения. Эти образцы (рис. 4, *в*) имеют более низкие значения предела прочности и более высокую пластичность в сравнении с образцом, разрушение которого произошло по плоскости, перпендикулярной направлению растяжениия (рис. 4, *г*).

На рис. 5 показаны изломы образцов с отклонениями направления [001] от оси Z на 9,1 и 44,9 угл. град. после испытания на длительную прочность при температуре 1000 °С и напряжении 28 кгс/мм^2. Отклонение от оси Z на 9,1 угл. град. привело к незначительному отклонению плоскости излома от направления, перпендикулярного оси растяжения. Макроизлом хрупкий, межзеренный, отсутствуют волокнистая зона и зона долома.

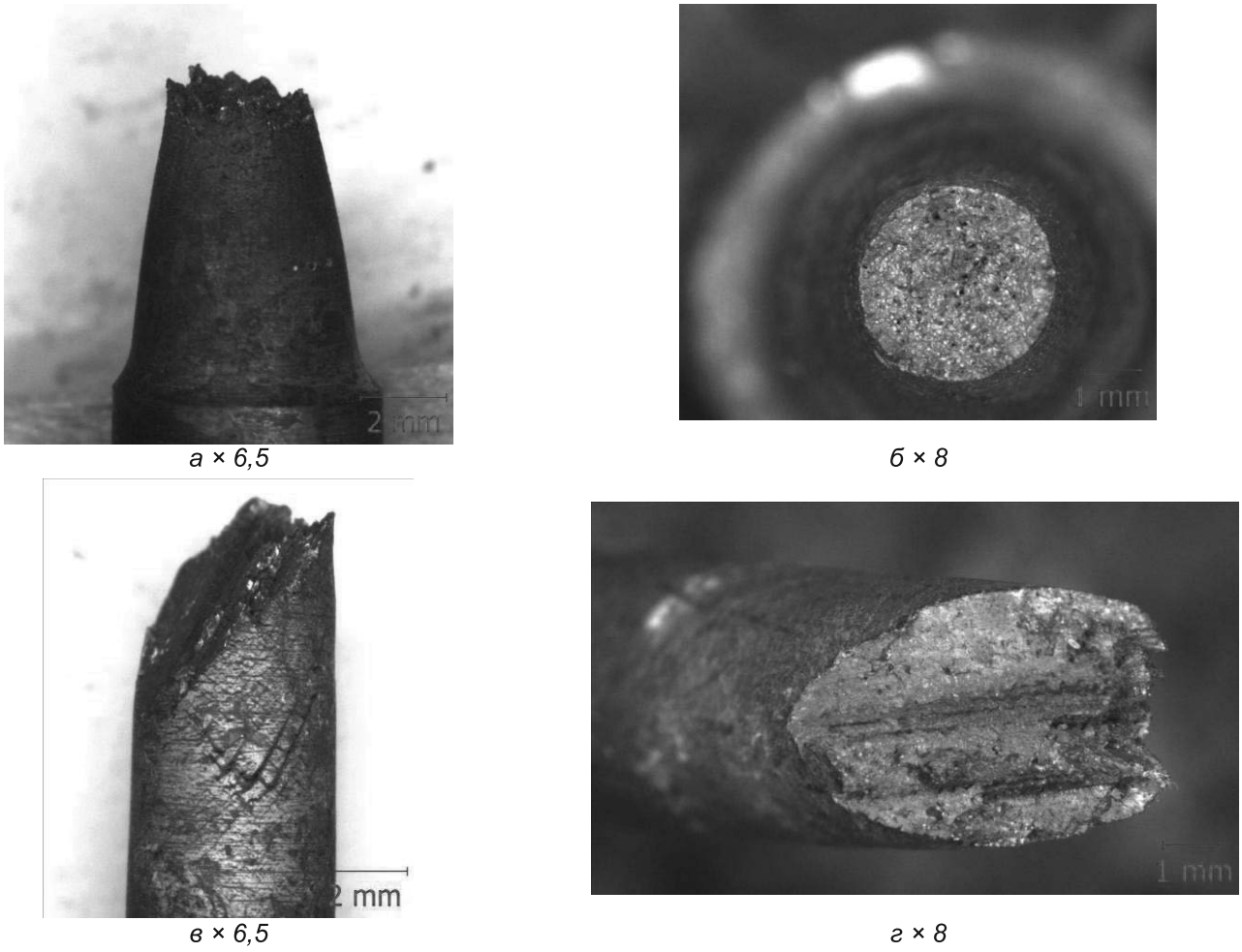
Отклонение направления [001] на 44,9 угл. град. оказало существенное влияние на образование трещин и формирование плоскости излома. Характерно наличие на боковой поверхности образца большого количества трещин, расположенных под углами, соизмеримыми с отклонениями направления [001] (рис. 5, *в*). Плоскость излома также расположена под углом порядка 45º (рис. 5, *г*).

Микроструктура образцов из сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) после термообработки по опробованным режимам представляет собой γ-твердый раствор, упрочненный интерметаллидной γ'-фазой, с наличием эвтектической фазы (γ-γ') и незначительного количества карбидов (рис. 6).

Проведение термообработки по различным режимам способствовало некоторому уменьшению структурной неоднородности вследствие выравнивания химического состава в пределах дендритной ячейки (рис. 6).

Установлено, что проведение термообработки по всем опробованным режимам не привело к заметному уменьшению эвтектической (γ-γ') фазы в металле. При этом замечено, что вблизи эвтектических выделений (γ-γ') имеются зоны с наличием более мелких частиц γ'-фазы (рис. 6, *в*, *е*, *и*).

Исследованиями установлено, что форма частиц интерметаллидной γ'-фазы в структуре образцов



а × 6,5 *б* × 8

в × 6,5 *г* × 8

Рис. 5. Строение излома образцов из сплава ЗМИ-М5, термообработанных по режиму, предусмотренному для сплава ВЖМ-4 (*а, б* – КГО = 9,1 угл. град., время до разрушения $\tau_р$ = 21,0 ч; *в, г* – КГО = 44,9 угл. град., время до разрушения $\tau_р$ = 55,0 ч) после испытания на длительную прочность при 1000 °С под нагрузкой 28 кгс/мм^2

после термообработки по режиму, предусмотренному для сплава ЖС32-ВИ, преимущественно глобулярная (рис. 7, *а*).

В опытных образцах, прошедших термообработку по режиму, предусмотренному для сплава ВЖМ-4, установлена кубическая форма частиц γ'-фазы (рис. 7, *б*).

Известно [5], что жаропрочность сплавов зависит не только от объемного содержания упрочняющей γ'-фазы, но также и от величины и знака размерного несоответствия параметров кристаллических решеток γ- и γ'-фаз, причем ее оптимальные значения находятся на уровне 0,15–0,35 %. В этом случае упрочняющая γ'-фаза имеет четко выраженную кубическую форму и обладает наибольшим упрочняющим действием. Если значения параметра кристаллической решетки упрочняющей фазы больше величины этого параметра γ-твердого раствора или они будут равны, то γ'-фаза принимает сферическую форму, а ее эффективность как упрочняющей фазы будет значительно ниже [6].

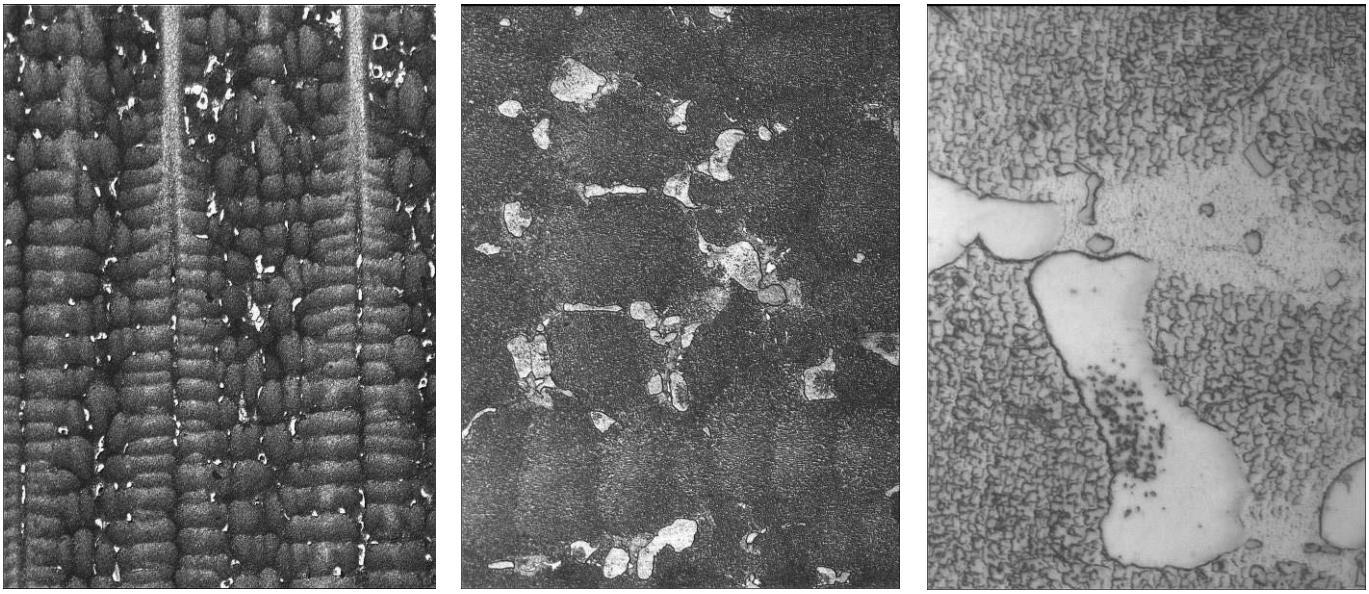
Таким образом, можно предположить, что снижение свойств исследуемого сплава (ЗМИ-М5), в особенности жаропрочных, обусловлено формированием структуры с крупными (до 3,5 мкм) γ'-частицами упрочняющей фазы глобулярной морфологии, характеризующейся меньшим упрочняющим действием, в сравнении с кубической формой дисперсных γ'-фазы размером ~ 0,5 мкм. Способствующим фактором получения нестабильных результатов также можно считать наличие структурной неоднородности вследствие образования локальных объемов с мелкими частицами γ'-фазы, размер которых в ~ 4 раза меньше, чем в основной матрице, а также выделение значительного количества эвтектической (γ-γ') фазы в виде удлиненных частиц неблагоприятной морфологии.

Параметры структурных составляющих в монокристаллических образцах из сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) до и после термообработки по режиму, предусмотренному для сплава ВЖМ-4, представлены в табл. 3.

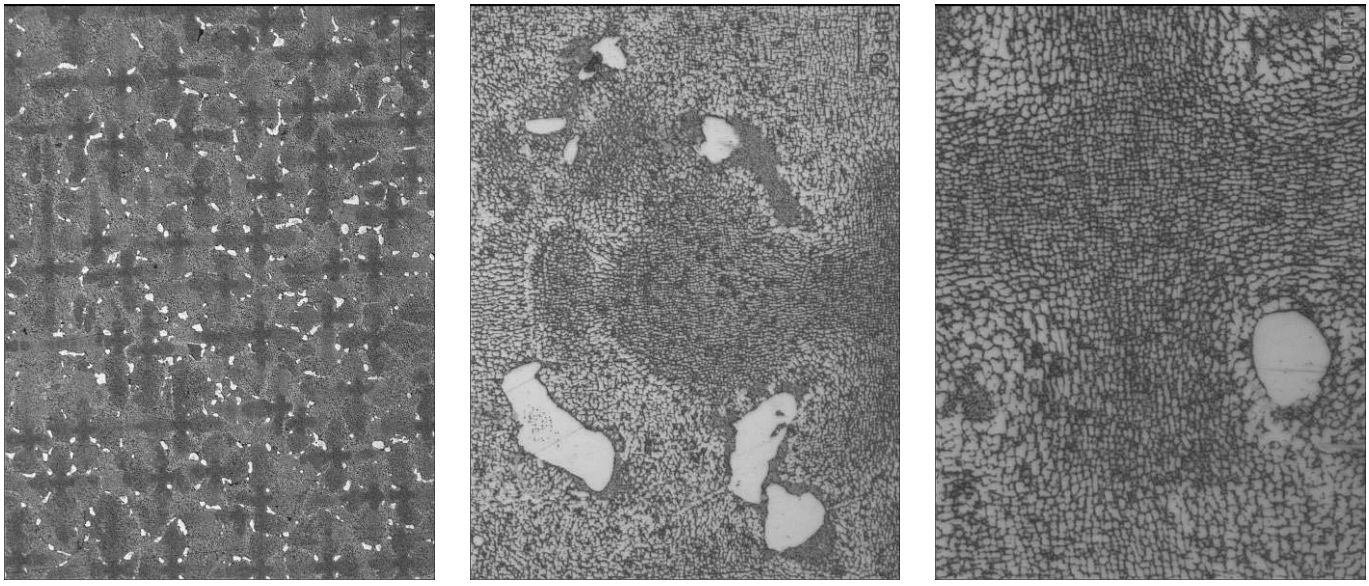
Выводы

Сплав ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) по содержанию элементов (за исключением несколько завышенного содержания вольфрама, а для плавки на установке УППФ-3М – и хрома) соответствует требованиям временных технических условий (ВТУ).

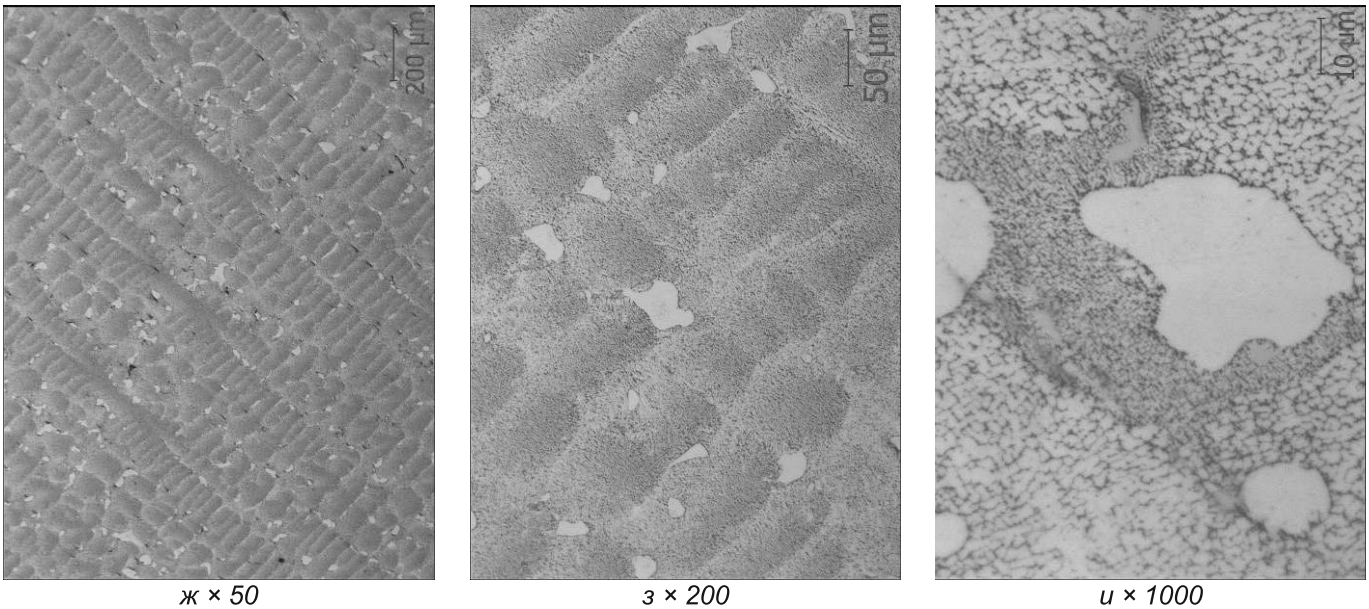
Механические свойства, а также длительная прочность при температуре испытания 975 °С и напряжении 30 кгс/мм^2 монокристаллических образцов после термообработки по режиму, предусмотренному для сплава ВЖМ-4, соответствуют требованиям ВТУ ЗНТУ.



а × 50 *б* × 200 *в* × 1000

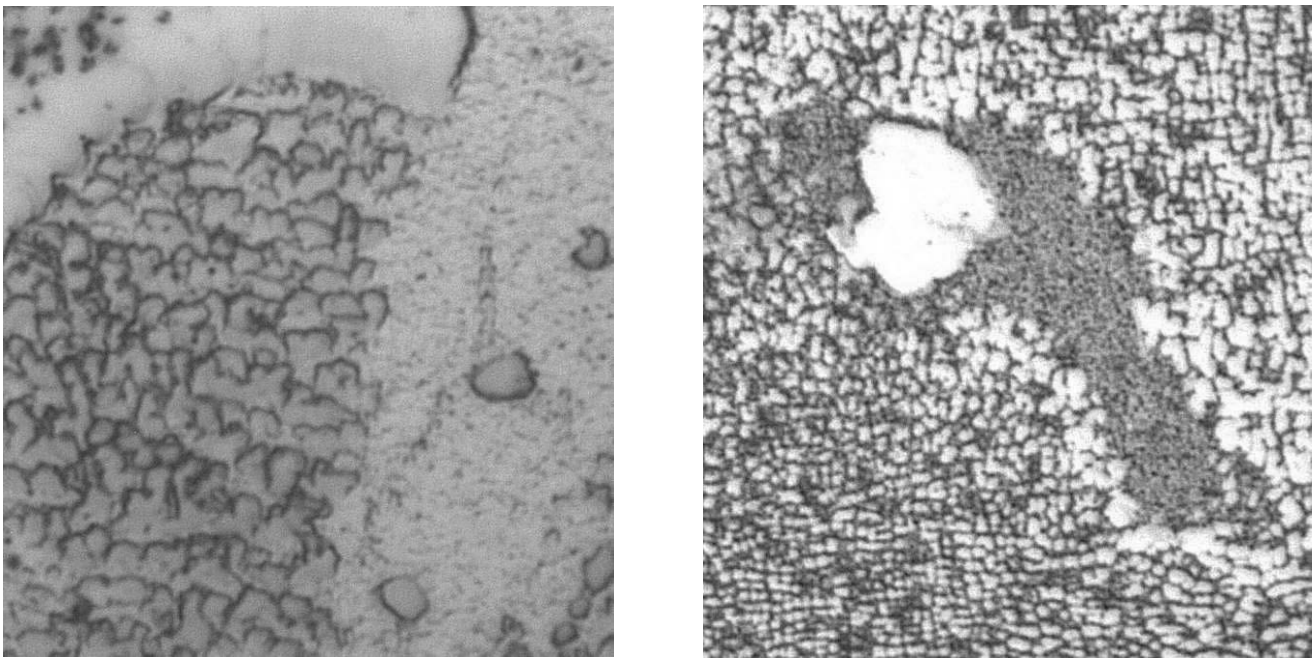


г × 50 *д* × 200 *е* × 1000



ж × 50 *з* × 200 *и* × 1000

Рис. 6. Микроструктура образцов из сплава ЗМИ-М5, прошедших различные виды термической обработки: *а, б, в* – термообработка по стандартному режиму, предусмотренному для сплава ЖС32-ВИ (ВНК); *г, д, е* – термообработка с увеличенной до 4 часов выдержкой при температуре 1275 ± 10 °С; *ж, з, и* – термообработка по режиму, предусмотренному для сплава ВЖМ-4



а *б*

Рис. 7. Состояние интерметаллидной γ'-фазы в монокристаллических образцах из сплава ЗМИ-М5 после термообработки по различным режимам × 1500: *а* – предусмотренному для сплава ЖС32-ВИ; *б* – предусмотренному для сплава ВЖМ-4

Таблица 3

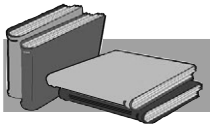
Размеры структурных составляющих, мкм, сплава ЗМИ-М5 с монокристаллической макроструктурой

Состояние материала	Карбиды		Эвтектика типа (γ-γ')	Микропоры	Расстояние между осями дендритов	
	глобулярные типа МС	пластинчатые типа M_6C			I порядка	II порядка
без т/о	0,5–3,0	3–32	5–40	до 27	180–245	50–80
после т/о по режиму ВЖМ-4	2–12	5–30	5–43	до 35	175–250	50–80

Значения времени до разрушения при температуре 1000 °С под нагрузкой 28 кгс/мм^2 нестабильны – колеблются от 21 до 55 часов. Снижение значений τ_p при 1000 °С, вероятно, обусловлено кристаллографическим направлением образцов. Отмечено, что более высокие значения τ_p (55 часов) имеют образцы с кристаллографической ориентацией [111].

Микроструктура термообработанных образцов из сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) характерна для жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС. Термообработка по опробованным режимам не привела к существенному уменьшению эвтектической (γ-γ')-фазы в металле.

Таким образом, опытный сплав ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ) не содержит рения, имеет значительно меньшую стоимость, при этом обеспечивает механические свойства на уровне промышленного сплава ЖС32-ВИ и может быть использован для изготовления лопаток газотурбинных установок наземного назначения методом направленной кристаллизации.

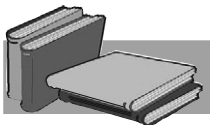


ЛИТЕРАТУРА

1. *Каблов Е.Н.* Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) // Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. – М.: МИСИС, 2001. – 632 с.
2. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов и др. – М.: Машиностроение, 1997. – 336 с.
3. *Гнатенко О.В., Гайдук С.В., Наумик В.В.* Разработка экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок // *Вісник двигунобудування*. – 2012. – № 1. – С. 206–210.
4. Заявка u2018 02749 Україна МПК (2006) C22C 19/00 Ливарний жароміцний нікелевий сплав / Є.В. Мілонін, П.Д. Жеманюк, С.В. Гайдук та ін. Заявник та патентовласник ПАТ «Мотор Січ»; заявлено 19.03.2018.

5. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов / Н.Ф. Лашко, Л.В. Заславская, М.Н. Козлова и др. – М.: Металлургия, 1978. – 336 с.
6. *Бурова Н.Н., Масленков С.Б.* Структурные особенности никелевых сплавов, легированных танталом // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1979. – № 5. – С. 19–22.

Поступила 18.09.2018



REFERENCES

1. *Kablov, E.N.* (2001). Cast blades of gas turbine engines (alloys, technology, coatings). All-Russian Research Institute of Aviation Materials, State Research Center of the Russian Federation. Moscow: MISIS, 632 p [in Russian].
2. *Shalin, R.E., Svetlov, I.L., Kachanov, E.B.* et al. (1997). Single crystals of nickel heat-resistant alloys. Moscow: Mashinostroenie, 336 p. [in Russian].
3. *Gnatenko, O.V., Gayduk, S.V., Naumyk, V.V.* (2012). Development of an economically alloyed high-temperature alloy for responsible castings. *Visnyk dvygunobuduvannia*, no. 1, pp. 206–210 [in Russian].
4. Application u2018 02749 Ukraine МРК (2006). C22C 19/00 Casting heat-resistant nickel alloy / E.V. Milonin, P.D. Zhemanyuk, S.V. Gayduk et al. The applicant and the patent owner Motor Sich JSC; stated on March 19, 2018 [in Ukrainian].
5. *Lashko, N.F., Zaslavskaya, L.V., Kozlova, M.N.* et al. (1978). Physical-chemical phase analysis of steels and alloys. Moscow: Metallurgiia, 336 p. [in Russian].
6. *Burova, N.N., Maslenkov, S.B.* (1979). Structural features of nickel alloys doped with tantalum. *Metallovedenie i termicheskaia obrabotka metallov*, no. 5, pp. 19–22 [in Russian].

Received 18.09.2018

Анотація

Є.В. Мілонін[1], нач. цеху; **Н.О. Лисенко**[1], пров. інженер; **П.Є. Малиновський**[1], інженер-технолог; **В.В. Наумик**[2], д-р техн. наук, проф., проректор, e-mail: naumik@zntu.edu.ua; **С.В. Гайдук**[2], канд. техн. наук, ст. наук. співробітник

[1]*АТ «Мотор Січ», Запоріжжя, Україна*
[2]*Запорізький національний технічний університет, Запоріжжя, Україна*

Вибір раціонального режиму термічної обробки дослідного безреніевого сплава для монокристалічного литва

Проведено дослідження з вибору раціонального режиму термічної обробки для розробленого жароміцного ливарного монокристалічного сплаву ЗМІ-М5 (ЖС32Б-ВІ), що не містить в своєму складі дорогого імпортного ренію. Показано, що механічні і жароміцні властивості монокристалічних зразків з дослідного сплаву після термооброблення за режимом, передбаченим для сплаву ВЖМ-4, відповідають вимогам нормативно-технічної документації на сплав ЖС32-ВІ. Таким чином, сплав ЗМІ-М5 має значно меншу вартість, забезпечує необхідний комплекс властивостей і може бути використаний для виготовлення лопаток газотурбінних установок наземного призначення методом спрямованої кристалізації.

Ключові слова

Жароміцний нікелевий сплав, лопатка, реній, кристалографічна орієнтація, термічне оброблення, карбіди, мікроструктура, механічні властивості, жароміцність.

E.V. Milonin[1], Plant Superintendent; **N.A. Lysenko**[1], Lead Engineer;
P.E. Malinovsky[1], Industrial Engineer; **V.V. Naumyk**[2], Doctor of Engineering Sciences, Prof., vice-principal, e-mail: naumik@zntu.edu.ua;
S.V. Gaiduk[2], Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher

[1]*Motor Sich JSC, Zaporizhzhia, Ukraine*
[2]*Zaporizhzhia National Technical University, Zaporizhzhia, Ukraine*

Choice of the heat treatment rational mode of the experimental renium-free alloy for monocrystalline casting

Summary

The studies on the choice of a rational heat treatment mode for the developed high-temperature casting single-crystal alloy ZMI-M5 (ZhS32B-VI), which does not contain expensive imported rhenium in its composition were carried out. It is shown that the mechanical and heat-resistant properties of single-crystal samples from the experimental alloy after heat treatment according to the regime for the VZHM-4 alloy meet the normative and technical documentations requirements for the ZhS32-VI alloy. Thus, the ZMI-M5 alloy has a significantly lower cost, provides the required set of properties and can be used for the manufacture of blades of gas turbine installations for surface use by directional crystallization.

Keywords

Heat-resistant nickel alloy, blade, rhenium, crystallographic orientation, heat treatment, carbides, microstructure, mechanical properties, heat resistance.

УДК 621.74:666.85/89

А.С. Затуловский, д-р техн. наук, ст. науч. сотр., зав. отделом
А.Г. Малявин, канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник
В.А. Щерецкий, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: Shcheretskyi@nas.gov.ua
А.А. Кузьменко, мл. науч. сотрудник

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев, Украина

Минеральное каменное литье – прогрессивное научно-техническое направление литейного производства

Приведены сведения о научно-исследовательских и опытно-промышленных разработках минерального каменного литья, связанных с его применением в литейном производстве и металлургии. Разработаны новые виды каменного литья и технология, которые позволили создать поточно-механизированные линии получения крупногабаритных и фасонных изделий. Технология и поточно-механизированные линии были внедрены на камнелитейных предприятиях.

Ключевые слова: *петургия, минеральное каменное литье, абразивный износ, коррозия, формирование отливок, минералообразование, футеровка, поточно-механизированная линия, фторфлогопитовый материал.*

Для повышения эксплуатационной стойкости и долговечности агрегатов, работающих в условиях абразивного износа и химической коррозии, большое значение имеет разработка и внедрение материалов и изделий, превосходящих по свойствам применяемые материалы. Необходимость в таких материалах вызывается также тем обстоятельством, что в современной промышленности оборудование работает в сложных условиях, при высоких температурах, давлениях и повышенном воздействии агрессивных сред [1–3].

Одним из эффективных и прогрессивных материалов, нашедших применение в XX веке, является каменное литье. Каменное литье – это плавленолитой стеклокристаллический материал, получаемый путем плавления горных пород и специальных шихт и последующего формирования из расплава литых изделий и их термической обработки. Базальтовые камнелитые изделия отличаются высокой износостойкостью, устойчивостью к кислотам, щелочам и температурному воздействию. Это позволяет использовать их в условиях абразивных и агрессивных сред, влажности, запыленности, механических нагрузках. Каменное литье более долговечно и работоспособно, чем изделия из таких традиционных материалов как сталь, чугун, железобетон, огнеупоры. Благодаря своим свойствам изделия из каменного литья применяются в металлургической, горнорудной, энергетической, угольной, химической и других областях промышленности. Каменное литье не подвержено старению, его свойства со временем не изменяются.

Рождение и становление петургии как отрасли промышленности в Украине относится ко второй половине XX века. Геологи (Институт геологических наук УССР) изучали горные породы Украинского кристаллического щита, бассейна р. Мокрая Волноваха и др. Технологические свойства сырья – горных пород юга Украины изучали в Днепропетровском химико-технологическом институте, Научно-исследовательском горнорудном институте г. Кривой Рог, Научно-исследовательском и Проектно-технологическом институте тяжелого машиностроения г. Краматорск [4]. Первый камнелитейный завод в Украине был запущен в Донецке (Донецкий завод) в конце 1958 г., а на Криворожском ЮГОКе – цех по изготовлению камнелитых изделий из местного сырья. В стране в это время проводились реформы, которые базировались на всемерном развитии ведущих отраслей промышленности (металлургической, горнорудной, угольной, химической и др.) основных потребителей каменного литья. Основной задачей являлось обеспечение высокой долговечности и надежности работы технологического оборудования при максимальной экономии и сокращении расхода металла. Поэтому перспективным являлось применение камнелитых изделий для защиты металлических узлов и оборудования от износа и коррозии.

Учитывая необходимость развития в стране камнелитейной промышленности и обеспечения научного подхода к проблеме, расширение объема научно-исследовательских работ в области петургии Президиумом АН УССР было принято решение об организации в Институте литейного производства отдела каменного литья. Организатором и научным руководителем отдела до выхода на пенсию в 1984 г. был д. т. н., профессор Б.Х. Хан.

Ознакомление специалистов отдела с работой существующих в стране камнелитейных предприятий и опытных производств выявило наличие ряда проблем, требующих научного, экспериментального и производственного решений. Так, Донецкий камнелитейный завод работал, используя в качестве основного сырья – горелые породы терриконов – отходы шахтных выработок при добыче угля, отличающихся нестабильностью химического состава и требующих большого количества добавок в шихту. Поэтому

изготавливаемая продукция имела низкие физико-химические свойства и не удовлетворяла техническим требованиям, предъявляемым к камнелитым изделиям. В связи с этим основной направленностью работ отдела явилось изыскание в Украине петургического сырья. Были изучены Черкасские амфиболиты, диабазы, андезито-базальты, серпентенит Закарпатья, диабазы Криворожья [3]. Совместно с Донецким заводом проводили промышленное опробование отобранных пород и на его базе выполняли исследования процесса затвердевания и кристаллизации расплавов при формировании отливок. В результате руководство завода отказалось от использования неэффективного сырья – «горелой породы» терриконов и по рекомендации отдела было налажено производство камнелитых изделий из расплава на основе Ровенского базальта. Отделом были разработаны технические условия на сырье для камнелитейного производства.

Для этого периода характерно углубленное развитие науки о каменном литье на основе изучения литейных свойств, процесса плавления и затвердевания петургических расплавов, процессов минералообразования при неравновесных условиях кристаллизации, структуры плавленолитых материалов. Изучены свойства литого материала при обычной и повышенной температурах, технологический процесс формирования отливок, установлены причины возникновения в них термических напряжений, определены рациональные режимы отжига камнелитых изделий [5–7]. Совместно с Институтом Гипростроммашина Минстройдормаша СССР (г. Киев) проводились работы по усовершенствованию существующего и созданию новых видов технологического оборудования, проектирования камнелитейных предприятий. По разработанному проекту был построен и введен в эксплуатацию цех каменного литья на Криворожском центральном рудоремонтном заводе горного оборудования Минчермета УССР [8].

Поскольку базальтовое литье недостаточно надежно работает в условиях колебаний температур, возникла необходимость в разработке и создании новых видов каменного литья с улучшенной технологичностью и повышенными физико-механическими свойствами. Эти материалы были синтезированы на основе маложелезистых расплавов, кристаллизующихся с образованием основных материалообразующих минералов диопсида и волластонита. Разработан новый вид волластонит-пироксенового литья. Эти материалы отличаются повышенной термостойкостью и абразивной устойчивостью [9]. Сравнительные характеристики свойств базальтового и новых видов каменного литья приведены в таблице.

Придавая важное значение развитию камнелитейного производства, отделом была проведена работа по выявлению потребности и расширения сферы применения каменного литья в энергетике [10]. Были проведены испытания опытных партий, армированных металлической сеткой, крупногабаритных камнелитых изделий для футеровки улиток дымососов и мельничных вентиляторов электростанций, работающих на твердом топливе. Опыт защиты таких агрегатов базальтовыми плитами размером 300*200*30 мм с центральным отверстием, изготавливаемые отечественными предприятиями, не дал положительных результатов. При защите оборудования этими изделиями образуется большое количество выступов, неровностей и швов толщиной до 10 мм, которые, вызывая завихрения потока отходящих газов насыщенных пылевидными частицами, способствуют повышенному износу футеровки. Кроме того, даже незначительные трещины в плитах приводят в условиях эксплуатации оборудования (большие скорости потока отходящих газов, повышенные температуры – 250-300 °С и вибрация) к разрушению футеровки каменного литья и обнажению защищаемого участка агрегата.

Определили, что наиболее приемлемыми для футеровки улиток дымососа Д25х2ШБ и мельничного вентилятора ВМ-100/1000 являются армированной металлической сеткой камнелитые плиты правильной геометрической формы размером 675(500х335) х250х40 мм [7].

Опытная партия камнелитых изделий массой ~ 80 т применена для футеровки 12-ти дымососов и 2-ух мельничных вентиляторов Бурштынской ГРЭС Министерства энергетики и электрификации УССР. Эксплуатация камнелитой футеровки показала ее высокую стойкость и надежность. Так, после 3 лет эксплуатации дымососа, износ плит составил 1,5–2 мм, в то время как стальные бронеплиты толщиной 20 мм выходят из строя в течение 1 года.

Свойства видов каменного литья

Свойство	Виды каменного литья			
	Базальтовое	Диопсидовое	Волластонитовое	Базальт-перовскитовое
Удельный вес, кг/м^3	3000	2700	2900	3100
Предел прочности при сжатии, кг/см^2	3000	8000	3500	3000
Предел прочности при изгибе, кг/см^2	600	1500	700	600
Ударная вязкость, кг*см/см^2	2,4	3,2	2,7	2,5
Потери на истирание, г/см^2	0,03	0,012	0,013	0,01
Термостойкость, °С	480	670	780	680
Кислотостойкость в серной кислоте, %	99,6–99,8	99,5–99,8	99,4–99,6	99,6–99,8

Внедрение камнелитых изделий для футеровки дымососов по опыту Бурштынской ГРЭС экономит 1,5–2 тыс. рублей (по курсу 1974 года) в год на каждом дымососе и сохранит около 5 т стального литья. При этом значительно сокращается количество ремонтных работ, облегчаются условия труда работников электростанции. Выполненные работы позволили скорректировать номенклатуру выпускаемой продукции, показать эффективность применения камнелитых изделий в новых отраслях промышленности.

Специалистами отдела были исследованы особенности формирования отливок в зависимости от тепловых условий воздействия на затвердевающий расплав. Определены зависимость строения от интенсивности теплообмена между отливкой и формой, причины возникновения температурных напряжений в литых изделиях. Поскольку во многих случаях именно физические свойства стеклофаз определяют характеристики и режимы получения литья, изучали кристаллизационные превращения в стеклах. Определено влияние различных модификаторов на кристаллизационную способность, минералообразование при нагреве стеклообразных веществ из расплавов горных пород и шлаков. Выполнен комплекс исследований закономерностей кристаллизации расплавов и стекол различного состава в зависимости от тепловых условий затвердевания, тепловой работы металлической формы, температурно-временных параметров формирования отливок. Доказана возможность получения отливок стеклокристаллического строения при одноступенчатом режиме термической обработки отливок, основанном на совмещении двух методов кристаллизации «сверху» (из расплава) и «снизу» (из переохлажденных стеклообразных слоев) плит. Изучены условия формирования отливок, тепловая работа кокилей. Показана возможность последующей эффективной термообработки камнелитых плиточных изделий без литейных форм и в случае применения массивного формового комплекта при их изготовлении. Проведены экспериментальные работы по применению метода подпрессовки расплава в замкнутом объеме при производстве изделий со сложнорифленой поверхностью. Изучены деформационные свойства каменного литья в широком диапазоне температур. Данные о деформационных свойствах камнелитого материала при термических нагружениях позволили научно обосновать возможность проведения и определить параметры скоростного режима отжига плиточных изделий [11]. Выполненные теоретические, лабораторные и экспериментальные работы дали возможность сформулировать основные положения прогрессивной технологии, позволяющей механизировать формирование и термическую обработку камнелитых плит, применить машины и оборудование для создания механизированных поточных линий. Разработанный технологический процесс исключал тяжелый ручной труд, способствовал улучшению условий труда рабочих, увеличил производительность, уменьшил брак и снизил себестоимость выпускаемой продукции. Опробование разработанных режимов и уточнение параметров технологии производства камнелитых футеровочных плит впервые в практике камнелитейного производства было проведено на опытно-промышленной линии, созданной отделом совместно с сотрудниками Института газа АН УССР, Института Гипростроммашина и работниками Донецкого завода. Кристаллизация и отжиг изделий осуществлялись в течение 2, а не 48 часов в кристаллизационно-отожиговой печи на роликовом конвейере. Формирование отливок проводили на машине карусельного типа. Процесс получения изделий был полностью механизирован и проходил без применения ручного труда. Впоследствии на заводе при участии тех же организаций была создана промышленная механизированная линия производства камнелитых футеровочных плит производительностью 150 тыс. м^2 в год [12].

Проведенные исследования, экспериментальные работы на опытной и промышленной линиях явились основой для последующей разработки и создания механизированного способа производства крупногабаритных и фасонных плит на Донецком заводе и Кондопожском заводе камнелитых изделий. Была усовершенствована и механизирована технология получения плит толщиной 30–50 мм, а также плиточных изделий с одной криволинейной поверхностью (элементы футеровки гидрозолоудаления). Одновременно с этой работой сотрудники отдела принимали участие в реконструкции цеха каменного литья треста «Укрметаллургремонт» (г. Кривой Рог). Основной целью ее было увеличение выпуска и расширение ассортимента производимой продукции, механизация технологического процесса. В итоге производительность цеха увеличилась с 4–6 до 11 тыс. тонн. В этом цехе был опробован и внедрен метод центробежного литья двухслойных труб «металл-камень».

Созданный отделом МГД Института проблем литья АН УССР магнитодинамический насос МДН-6 для алюминиевых и цинковых сплавов получил путевку в жизнь только благодаря разработке отдела литья окисных расплавов нового камнелитейного материала фторфлогопитового состава, разработке конструкции и изготовлению камнелитого канала и литейной технологии его изготовления [13]. Поисковые работы, проведенные совместно с ИПМ АН УССР, позволили установить возможность применения для изготовления канала слюдокристаллического материала фторфлогопитового состава [14]. Камнелитой материал фторфлогопитового состава отличается высокими механическими характеристиками и термостойкостью, а также химической инертностью к алюминиевым сплавам. Основу (85–90 % об.) камнелитого материала составляют пластинчатые кристаллы фторфлогопита [$KMg_3Si_3AlO_{10}$]F_2. В материале имеются также примесные минералы (шпинель, хондродит и др.) в количестве (5–8 % об.) и остаточная стеклофаза (5–7 % об.). Кристаллизация литого материала происходит из жидкого состояния в процессе затвердевания расплава в форме, поэтому он не имеет канальной пористости присущим всем огнеупорам, изготовленным по керамической технологии.

Первые опытные партии каналов насосов типа МДН были получены в 1970 г. на экспериментальном участке отдела, а в 1971 г. в литейном цехе Опытного

производства ИПЛ АН УССР организован их серийный выпуск [13]. Ежегодно, начиная с 1974 г., Опытное производство производило по 800–900 каналов, которые поставляли в качестве сменных деталей действующих насосов МДН-6, эксплуатировавшихся на предприятиях Украины, России, Белоруссии. Впоследствии они экспортировались в США, Германию, Францию, Венгрию, Болгарию, Бельгию и другие страны [15, 16].

На машинах литья под низким давлением алюминиевых сплавов применение камнелитых металлопроводов и тиглей вместо титановых металлопроводов и графитошамотных тиглей решило проблему получения особо сложных отливок. Ресурс работы фторфлогопитовых тиглей и металлопроводов при 3-сменной работе составил до 1,5–2 месяцев при стабильном и неизменном химическом составе алюминиевого сплава. В этих условиях титановый металлопровод и графитошамотный тигель работали не более недели. Производство фторфлогопитовых металлопроводов и тиглей для своих потребностей было организовано на механических заводах в г. Реж и Зеленодольск (Россия). При плавке деформируемых сложнолегированных алюминиевых сплавов на индукционных канальных печах ИАК-16 (Белокалитвенский металлургический завод, Ростовской обл., Россия) применение камнелитой футеровки каналов обеспечило стабильную, безаварийную работу печей и требуемые технические характеристики продукции. Эксплуатационный ресурс печей увеличился на 30–35 %, время ремонтных работ сократилось на 50 %, что увеличило их производительность. На предприятии был создан специализированный участок, внедрен технологический процесс по изготовлению камнелитых каналов для футеровки плавильных печей.

Специалистами отдела был разработан процесс изготовления фасонного фторфлогопитового литья. Были изучены условия синтеза, физико-химические и технологические свойства фторсиликатных расплавов, строение и свойства синтезированных материалов, исследованы особенности литейной технологии получения фторфлогопитовых изделий [16, 17]. Для расширения сфер применения фторфлогопитовых изделий была изучена химическая стойкость литого материала в расплавах цветных металлов и различных флюсах, а также расплавах хлоридов щелочных и щелочноземельных металлов. Установлено, что фторфлогопитовый материал обладает пирохимической стойкостью к воздействию жидких сплавов цветных металлов (цинка, алюминия, меди и ее сплавов – бронз, латуней и др.), агрессивных расплавов хлоридов, сульфатов, ванадатов, вольфраматов, а также атмосфере (хлора, азота, углекислого газа, кислорода, водорода и их производных).

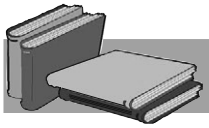
Промышленные испытания опытной партии фторфлогопитовых изделий для магниевых электролизеров и хлораторов, проведенные на Усть-Каменогорском титано-магниевом комбинате (УК ТМК, г. Усть-Каменогорск, Казахстан), показали, что материал не пропитывается расплавами хлоридов, коррозионное взаимодействие его с хлором и расплавам карноллита отсутствует. Положительные результаты проведенных испытаний явились основанием для расширения внедрения камнелитых изделий. Для этого в 1975 г., в литейном цехе комбината была установлена плавильная электропечь, переданная ИПЛ АН УССР комбинату и разработана до настоящего времени инструкция на технологический процесс получения фторфлогопитовых изделий.

Организация опытного производства на УК ТМК и освоение технологии получения фторфлогопитовых изделий позволили провести реконструкцию цеха электролиза с заменой электролизеров шторного типа на бездиафрагменные электролизеры с фторфлогопитовыми переточными каналами. Срок службы электролизеров увеличился на 25–30 %, а срок службы и продуктивность титановых хлораторов на 20 % [18]. Результатом проведенной работы явилась организация на УК ТМК в 1981 г. цеха производства фторфлогопитового каменного литья, обеспечивающего потребности комбината в этих изделиях до настоящего времени [19]. Экономический эффект от внедрения результатов проведенной работы составил около 1 млн рублей в год (по курсу 1981 г.). Срок окупаемости вложенных средств на реконструкцию цеха составил ~ 1 год.

Большой объем работ выполнен по организации цеха производства фторфлогопитовых изделий производительностью до 1000 т литья в год, на предприятии «ВСМПО-АВИСМА» (г. Березняки, Россия). В настоящее время подготовительные работы по организации изготовления фторфлогопитовых изделий проводятся на Запорожском титано-магниевом комбинате (г. Запорожье, Украина), которому передана разработанная ФТИМС НАН Украины Технологическая инструкция. Разработана технология, изготовлены детали литейной оснастки для производства алюминиевой катанки (г. Запорожье, Украина), камнелитые проточные тракты и плиты каналов электромагнитного перемешивателя для печей плавки алюминия (Завод цветного литья, г. Рига, Латвия) [16].

Результаты работ в области создания, разработки составов, способов производства и внедрения технологии каменного литья легли в основу кандидатских диссертаций И.И. Быкова (1964 г.), В.П. Кораблина (1965 г.), С.В. Ладохина (1966 г.), А.В. Косинской (1973 г.), А.Г. Малявина (1983 г.) и докторской Б.Х. Хана (1969 г.).

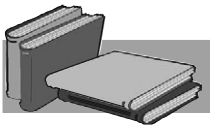
Работы продолжаются в сфере расширения номенклатуры и областей применения каменного литья. Это позволяет создавать более эффективные литейные и металлургические агрегаты, внедрять новые прогрессивные технологические процессы, повышать производительность, долговечность и в 2–3 раза – срок службы оборудования.



ЛИТЕРАТУРА

1. *Липовский И.Е., Дорофеев В.А.* Основы петургии. – М.: Металлургия, 1972. – 319 с.
2. *Хан Б.Х., Быков И.И.* Производство и применение каменного литья. – Киев: Наукова думка, 1968. – 42 с.
3. Проблемы каменного литья. – Киев: АН УССР, 1963. – 228 с.
4. Промышленное использование петургического сырья Украины. – Киев: АН УССР, 1959. – 244 с.
5. *Быков И.И., Хан Б.Х.* Тепловые условия формирования каменного литья. Инф. письмо № 24. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1968. – 7 с.
6. *Хан Б.Х.* Метод оценки сырья и расчета шихты для пироксенового каменного литья. Инф. письмо № 26. – Киев: ИПЛ АН УССР. – 7 с.
7. *Быков И.И.* Рациональные режимы отжига изделий из каменного литья. Инф. письмо № 25. – Киев: ИПЛ АН УССР. – 7 с.
8. Проблемы каменного литья. – Киев: ИПЛ АН УССР. – 1968. – Вып. 2. – 246 с.
9. *Хан Б.Х., Быков И.И., Малявин А.Г., Косинская А.В.* Новые виды каменного литья и фасонные изделия из них. – Киев: Наукова думка, 1970. – 5 с.
10. *Сосюкин Л.Н., Павлюк В.Ф., Сапожников К.И., Малявин А.Г., Хан Б.Х., Быков И.И.* Опыт защиты оборудования топливоподачи и шлакозолоудаления каменным литьем // *Электрические станции*. – 1973. – № 10. – С. 68–70.
11. Проблемы каменного литья. – Киев: Наукова думка. – 1975. – Вып. 3. – 203 с.
12. *Биленко А.Т. Лекаренко Л.Ф., Косинская А.В.* и др. Производство камнелитых плит на поточно-механизированных линиях // *Стекло и керамика*. – 1984. – № 9. – С. 29–30.
13. *Хан Б.Х., Малявин А.Г.* Литые слюдокристаллические каналы магнитодинамических установок // *Литейное производство*. – 1972. – № 4. – С. 18–19.
14. А. с. СССР № 287520. Канал электромагнитного насоса / Трефняк В.А., Хан Б.Х. и др. Б.И. № 35, 1970.
15. Магнитодинамические насосы для жидких металлов / В.П. Полищук, М.Р. Цин, Р.К. Горн и др. Ред. Ефимов В.А. – Киев: Наукова думка, 1989. – 256 с.
16. *Полищук В.П.* и др. Применение магнитной гидродинамики в металлургии и литейном производстве (ПМГД). – 1981. – Ч. 2. – С. 145–149.
17. *Малявин А.Г.* Исследование и разработка технологии получения фасонного фторфлогопитового каменного литья: автореф. дисс. канд …техн. наук. – Киев, 1983. – 23 с.
18. *Малявин А.Г., Руженцева М.К.* Изучение строения и физико-механических свойств литого слюдокристаллического материала // *Проблемы каменного литья*. – 1975. – Вып. 3. – С. 158–167.
19. *Байбеков М.К.* и др. Эффективность реконструкции цеха электролиза на Усть-Каменгорском титано-магниевом комбинате // *Цветная металлургия*. – 1982. – № 5. – С. 52–53.
20. *Хан Б.Х., Косинская А.В., Малявин А.Г.* Применение фторфлогопитового литья в производстве магния // *Цветные металлы*. – 1984. – № 4. – С. 61–64.

Поступила 08.10.2018



REFERENCES

1. *Lipovskiy, I.E., Dorofeev, V.A.* (1972). Basics of petrurgia. Moscow: Metallurgiia, 319 p. [in Russian].
2. *Khan, B.Kh., Bykov, I.I.* (1968). Production and use of stone casting. Kiev: Naukova. dumka, 42 p. [in Russian].
3. Stone casting problems (1963). Kiev: AN USSR, 228 p. [in Russian].
4. Industrial use of petroleum raw materials of Ukraine. (1959). Kiev: AN USSR, 244 p. [in Russian].
5. *Bykov, I.I., Khan, B.Kh.* (1968). Thermal conditions for the formation of stone casting. Inf. letter no. 24, Kiev: IPL AN USSR, 7 p. [in Russian].
6. *Khan B.Kh.* Method of evaluation of raw materials and calculation of the charge for pyroxene stone casting. Inf. letter no. 26, Kiev: IPL AN USSR, 7 p. [in Russian].
7. *Bykov, I.I.* Rational modes of annealing stone casting products. Inf. letter no. 25, Kiev: IPL AN USSR, 7 p. [in Russian].
8. Stone casting problems. (1968). Kiev: IPL AN USSR, Vyp. 2, 246 p. [in Russian].
9. *Khan, B.Kh., Bykov, I.I., Malyavin, A.G., Kosinskaya, A.V.* (1970). New types of stone casting and shaped products from them. Kiev: Naukova dumka, 5 p. [in Russian].
10. *Sosiukin, L.N., Pavliuk, V.F., Sapozhnikov, K.I., Malyavin, A.G., Khan, B.Kh., Bykov, I.I.* (1973). Experience in the protection of fuel supply equipment and slag ash removal by stone casting. *Elektricheskie stantsii*, no. 10, pp. 68–70 [in Russian].
11. Stone casting problems (1975). Kiev: Naukova dumka, Vyp. 3, 203 p. [in Russian].
12. *Bilenko, A.T. Lekarenko, L.F., Kosinskaya, A.V. et al.* (1984). Production of stone slabs on flow-mechanized lines. *Steklo i keramika*, no. 9, pp. 29-30 [in Russian].
13. *Khan, B.Kh., Malyavin, A.G.* (1972). Cast mica-crystal channels of magnetodynamic installations. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 4, pp. 18–19 [in Russian].
14. A. s. USSR no. 287520 Electromagnetic pump channel. Trefnyak, V.A., Khan, B.Kh. et al., B.I. no. 35, 1970 [in Russian].
15. *Polishchuk, V.P., Tsyn, M.R., Gorn, R.K.* et al. (1989). Magnetodynamic pumps for liquid metals. Kiev: Naukova. dumka, 256 p. [in Russian].

16. *Polishchuk, V.P.* et al. (1981). The use of magnetic hydrodynamics in metallurgy and foundry (PMGD), Part 2, pp. 145–149 [in Russian].
17. *Malyavin, A.G.* (1983). Research and development of technology for the production of shaped fluoropolypitic stone casting: extended abstract of candidate's thesis. Kiev, 23 p. [in Russian].
18. *Malyavin, A.G., Ruzhentseva, M.K.* (1975). The study of the structure and physico-mechanical properties of cast mica-crystalline material. *Problemy kamennogo lit'ia*, Vyp. 3, pp. 158–167 [in Russian].
19. *Baybekov, M.K*. et al. (1982). Efficiency of reconstruction of the electrolysis shop at the Ust-Kamengorsk Titanium-Magnesium Combine. *Tsvetnaia metallurgiia*, no. 5, pp. 52–53 [in Russian].
20. *Khan, B.Kh., Kosinskaya, A.V., Malyavin, A.G.* (1984). Fluoroflogopite casting in magnesium production. *Tsvetnye metally*, no. 4, pp. 61–64 [in Russian].

Received 08.10.2018

Анотація

А.С. Затуловський, д-р техн. наук, ст. наук. співр., зав. відділу;
А.Г. Малявін, канд. техн. наук, ст. наук. співробітник;
В.О. Щерецький, канд. техн. наук, ст. наук. співр.,
e-mail: Shcheretskyi@nas.gov.ua;
О.А. Кузьменко, мол. наук. співробітник

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

Мінеральне кам'яне литво – прогресивний науково-технічний напрямок ливарного виробництва

Наведено відомості про науково-дослідні і дослідно-промислові розробки мінерального кам'яного лиття, що пов'язані з його застосуванням в ливарному виробництві та металургії. Розроблено нові види кам'яного лиття і технологію, які дозволили створити поточно-механізовані лінії отримання великогабаритних і фасонних виробів. Технологія і поточно-механізовані лінії були впроваджені на каменеливарних підприємствах.

Ключові слова

Петургія, мінеральне кам'яне литво, абразивний знос, корозія, формування виливків, мінералоутворення, футерівка, поточно-механізована лінія, фторфлогопітовий матеріал.

Summary

A.S. Zatulovskiy, Doctor of Engineering Sciences, Senior Researcher, Head of the department; **A.G. Malyavin**, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher; **V.A. Scheretskiy**, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher, e-mail: Shcheretskyi@nas.gov.ua; **A.A. Kuzmenko**, Junior Researcher

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Mineral stone casting – progressive scientific and technical direction of foundry manufacture

The article provides information about the research and experimental development of mineral stone casting associated with its use in foundry and metallurgy. New types of stone casting and technology have been developed, which made it possible to create flow-mechanized lines for the production of large-sized and shaped products. The technology and flow-mechanized lines were introduced at the stone foundries.

Keywords

Petroleum, mineral stone casting, abrasive wear, corrosion, casting formation, mineral formation, lining, flow-mechanized line, fluoroflogopite material.

УДК 621.74.02: 669.13

В.С. Дорошенко, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: doro55v@gmail.com

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев, Украина

Обзор технологии производства высокопрочного чугуна и проектирование способов сфероидизирующего модифицирования для небольших литейных цехов

С целью упрощения оборудования для подачи модификатора типа ФСМг в придонный слой расплава чугуна в ковше проведен обзор наиболее распространенных способов ковшевого модифицирования высокопрочного чугуна (ВЧ) и разработаны два способа его получения в ковшах емкостью до 200–300 кг, прежде всего основываясь на исследованиях ФТИМС НАН Украины.

Ключевые слова: *литье, высокопрочный чугун, модифицирование чугуна, лигатура, усвоение магния, модифицирование в ковше, сэндвич-процесс.*

Сегодня объемы производства и применения отливок из высокопрочного чугуна (ВЧ) в промышленно-развитых странах стали своего рода индексом выпуска современной высокотехнологичной промышленной продукции. Производство отливок из ВЧ в этих странах находится на уровне 25–30 % от общего выпуска отливок [1]. В последние годы ВЧ по росту объема производства и разнообразию сфер применения занимает лидирующие позиции среди других литых конструкционных материалов, что, естественно, отражается в значительном внимании к ВЧ в исследованиях, в частности, проводимых под руководством д. т. н., проф. Шинского О.И. по теме «Научные и технологические основы создания высокопроизводительных литейных процессов получения литых конструкций из железоуглеродистых и цветных сплавов».

Наибольшее распространение при литье высокопрочного чугуна (ВЧ) с шаровидным графитом, по данным д. т. н. Бубликова В.Б. [2], получили Mg-Si-Fe (ФСМг) лигатуры с 5–7 %мас. Mg. А сэндвич-процесс является чаще всего используемым при производстве ВЧ, но имеет тот недостаток, что модификатор на дне ковша, как правило, пригружают стальным или чугунным ломом, например, согласно патенту [3], либо чугунной стружкой, металлической плиткой с отверстиями и тому подобным.

Для расплавления этого груза необходим перегрев расплава исходного чугуна, контакт которого с модификатором снижает степень усвоения магния из-за увеличения скорости его парообразования и быстрого удаления из металла [4], при этом наблюдается достаточно сильный пироэффект и задымление воздуха цеха, растут энергозатраты и продолжительность выплавки исходного чугуна. По данным Волощенко С.М. [5], степень усвоения Mg при введении Mg-Si-Fe модификатора с 6 % Mg на дно ковша без пригрузки составляет 27 %, а с пригрузкой чугунной стружкой – 34 %. К разновидности сэндвич-процесса относят способ выпуска из печи расплава исходного чугуна в ковш с полостью или карманом (увеличивающим усвоения Mg) в днище для содержащего магний модификатора, сверху густо засыпанного перечисленным пригружаемым материалом. Кроме того, к затратам при этом относят стоимость и подготовку такого материала.

Для небольших цехов, изготавливающих отливки из различных сплавов и не имеющих регулярные заказы на литье ВЧ, отвод специального ковша для ВЧ сопровождается существенными затратами. Кроме того, различные грузы поверх модификатора создают различное влияние на химический состав конечного металла; толщина лома, его размеры (особенно для малых ковшей на 200–300 кг) и расположение в ковше, степень окисления или ржавчины, потеря температуры на его расплавление и т. п. являются факторами, ведущими к нестабильности процесса, неоднородной структуре и браку отливок. Это является одной из причин того, что в Украине доля отливок из ВЧ среди общего выпуска литья в несколько раз ниже, чем такая доля в мировом производстве литья.

Известно также устройство для легирования металла в ковше, при помощи которого осуществляют обработку расплава с перемешиванием жидкого металла продувкой инертным газом и введением в расплав легирующих элементов и раскислителей посредством трубы с огнеупорным покрытием [6]. На нижнем конце трубы закреплен блок реагентов в виде контейнера с отсеками, куда загружены реагенты. Недостатком являются значительные затраты инертного газа и необходимость оборудования для его подводки.

Подобно предыдущему, имеется способ введения порошкообразного или гранулированного материала в расплавленный чугун для десульфуризации и сфероидизации с применением трубы из огнеупорного материала, как правило, из графита, с продувкой инертного газа, действующего как носитель. В некоторых случаях вводят карбид кальция, чтобы уменьшить уровень серы, а затем выполняют сфероидизацию сплава. Таким методом также вводят металлический магний [7]. Хотя два последних способа позволяют получать ВЧ в открытом ковше без

специальных карманов и пригрузок модификатора, их недостатками являются затраты инертного газа, необходимость специального оборудования для его подвода и погружения трубы на определенную глубину в расплав металла, а также склонность таких способов к забиванию трубы шлаком.

В обзоре патентной информации о трубчатых дозаторах имеется описание дозатора, устройство которого имеет (трубчатый) цилиндр с расположенным в нем поршнем с использованием для выдачи в тару текучего или сыпучего продукта методом выталкивания порционного количества материала поршнем из трубы [8]. Но применение такого способа в информации о производстве ВЧ найти не удалось.

С целью упрощения оборудования для подачи модификатора типа ФСМг в придонный слой расплава чугуна в ковше разработаны три варианта способа вытеснения поршнем со штоком измельченного модификатора из трубы путем движения поршня относительно трубы, после чего трубу с поршнем и штоком удаляют из ковша. Согласно первому варианту, трубу с модификатором и закрепленным к ней штоком поршня после опускания в ковш с расплавом исходного чугуна подвешивают вертикально на коромысле ковша, раскрепляют шток поршня от трубы и вводят модификатор в расплав чугуна движением поршня под весом поршня со штоком, или с добавлением веса крюка (крюкоблока) подъемного крана, которым опускают трубу в ковш и на который могут дополнительно навешивать соответствующие грузы для удобного движения поршня вниз.

По второму варианту трубу с модификатором и закрепленным к ней поршнем со штоком после опускания в ковш с расплавом исходного чугуна ставят вертикально на дно ковша, шток поршня закрепляют на коромысле ковша (упорами снизу коромысла), или на коромысле и транспортной скобе коромысла, раскрепляют поршень от трубы и удаляют модификатор в расплав чугуна движением (подъемом крана) трубы вверх относительно неподвижного поршня.

По третьему варианту трубу с модификатором и закрепленным к ней штоком поршня опускают в пустой ковш, а движение поршня и трубы, относительно друг друга, с предварительными операциями закрепления-раскрепления, согласно двум предыдущим случаям, выполняют после заполнения ковша расплавом чугуна, подлежащего модифицированию.

Упрощение оборудования для подачи легковесного модификатора типа ФСМг в придонный слой расплава в ковше достигают применением обычного поворотного ковша с коромыслом, крана или кран-балки, типичных для цеха, и несложного устройства трубы с поршнем для выталкивания модификатора в расплав. Часть трубы из стали, контактирующей с металлом, покрывают огнеупорной краской или футеровкой, либо трубу изготавливают из графита или шамота.

К трубе хомутом или сваркой крепят два крючка для навешивания на коромысло ковша и поворотные крючки для прикрепления к штоку при удалении пустой (опустошенной от модификатора) трубы из ковша. Также труба (с модификатором) и шток имеют соосные отверстия (проушины) для крепления их между собой с помощью горизонтального штыря. Еще труба и шток имеют скобы или проушины для транспортировки краном пустой от модификатора трубы, и шток имеет упоры о верхний торец трубы, чтобы поршень закрывал нижнее отверстие и не выпадал из трубы при транспортировке. Таким образом, выполняются простейшие способы крепления штока (связанного с поршнем) к трубе: в верхнем положении (с модификатором) и в нижнем положении (без модификатора). Эти крепления (замки или щеколды) между трубой и штоком могут для фиксирования подвижности–неподвижности между ними быть видоизменены для конкретного цеха, главное их свойство – простота и безопасность использования, чтобы литейщик мог их замкнуть–разомкнуть на расстоянии, например, длинным проволочным крюком или с использованием крюков строп крана.

Шток, в случае удаления модификатора при подъеме трубы, имеет упоры о коромысло против движения штока вверх. Типичное коромысло ковша представляет собой две вертикальные тяги, соединенные горизонтальной балкой с транспортной скобой посередине с верхней стороны балки. К этой балке коромысла и скобе предложено крепить (сверху или снизу крюками или упорами) одну из деталей трубного устройства, которая удерживается неподвижно во время движения второй детали при выдавливании модификатора из этого устройства в расплав путем движения деталей (трубы и поршня) относительно друг друга.

Рассмотрим последовательность операций при применении этого способа. Вначале дробленый модификатор помещают в трубу, которую со стороны выходного отверстия закрывают фольгой или жестью одним или более слоями, или другими немассивными крышками. Модификатор в трубе подпирают поршнем со штоком, который фиксируют на трубе (в ее подвешенном состоянии вертикально на кране) горизонтальным штырем через соосные отверстия проушин для крепления трубы и штока между собой. В первом варианте трубу с модификатором перевозят за скобу на штоке и подвешивают ее на коромысле на двух крючках с расстоянием до дна ковша 40–60 мм в зависимости от емкости ковша. Затем вынимают горизонтальный штырь – раскрепляют шток от трубы, и в неподвижной трубе движением крана опускают шток, пока поршень не выдавит весь модификатор в расплав и упоры штока не упрутся о торец трубы. На эти упоры набрасывают поворотные крючки от трубы (или используют опять метод фиксации – продевания штырем соосных отверстий в штоке и трубе) и удаляют краном зафиксированную к штоку трубу с поршнем из расплава. Если веса поршня со штоком недостаточно (для выталкивания модификатора), то их пригружают крюком крана, на который могут навешивать дополнительные грузы, чтобы уменьшить вес трубы с поршнем и штоком, предупреждая возможность их всплытия в жидком металле.

Во втором варианте трубу с модификатором перевозят за скобу на трубе и ставят на дно ковша с расплавом. Затем два упора на штоке заводят снизу под коромысло и (или) под верхнюю дужку транспортной скобы коромысла (для его фиксирования против

движения вверх) и поднимают краном трубу вдоль закрепленного таким образом штока. При этом поршень в зазор между ним и дном ковша выдавливает модификатор. Во время этой операции возможна дополнительная фиксация – прижимание литейщиком штока к коромыслу вручную длинным крючком. Движение поршня или трубы регулируют скоростью движения крана, избегая бурной реакции модификатора и используя приспособление вытяжной вентиляции для удаления образованных газов. Поршень также может выполняться как подвижной контейнер с нижней и верхней полками, между которыми кладут модификатор, в варианте удаления его подъемом трубы при неподвижном поршне.

В третьем варианте трубу с модификатором и закрепленным к ней штоком поршня опускают в пустой ковш, а движение поршня относительно трубы или трубы относительно поршня, с операциями закрепления–раскрепления, согласно первому и второму варианту, выполняют сразу после заполнения ковша расплавом исходного чугуна. При этом для второго варианта шток без упоров о коромысло может предварительно крепиться к коромыслу тонкой проволокой, прочности которой достаточно, чтобы двигать краном вверх трубу вдоль закрепленного проволокой штока и, чтобы после удаления в расплав модификатора при движении трубы вверх без остановки этого движения не порваться при удалении из ковша трубы со штоком и поршнем.

В некоторых случаях трубу устройства для модифицирования можно не крепить на коромысле ковша, а подвешивать на крюке крана с дополнительно подвешенной на этом же крюке талью. Тогда талью можно вручную двигать шток поршня вдоль трубы, которую можно опускать в печь и проводить там модифицирование или обессеривание расплава чугуна, опуская (заглубляя) конец трубы с лигатурой ниже зеркала металла.

Труба расширяется при нагревании расплавом чугуна и упрощает движение поршня, уменьшая силы трения его и модификатора о ее стенки. Для торможения выхода модификатора возможно приваривание коротких штырей (уступов) на трубе у края или торца для выхода модификатора. Для уплотнения зазора поршня с трубой во избежание попадания в канал трубы расплава металла использовали муллито-кремнеземистое волокно, производства отечественного завода ЗАО Северский доломит (Изосэв), несколько слоев которого зажимали на штоке при изготовлении поршня. Для огнеупорного покрытия трубы, как правило, достаточно покрытия из нескольких слоев краски с добавлением порошков муллита, шамота или дистен-силлиманита. Кратковременный контакт трубы с расплавом практически не нуждается в его перегреве, что экономит время при производстве ВЧ и энергозатраты. Не перегретый металл способствует лучшему усвоению магния и уменьшает пироэффект при модифицировании.

Простое оборудование для подачи модификатора в придонный слой чугуна в ковше с применением типовых поворотных ковшей и движения крана для транспортировки и выдавливания модификатора из трубы в ковш при отработке несложных операций управляются машинистом крана и (или) литейщиком с пола с помощью подвешенного кнопочного пульта. Такие операции не ухудшают условия техники безопасности в работе плавильщиков или заливщиков металла. Привод крана или тали может быть электрическим, гидравлическим, пневматическим, механическим, ручным и т. п.; а зацепления указанных устройств: крюков, упоров и т. п. к коромыслу или его скобе удобно выполнять переносным крючком на длинной ручке.

Для крупных ковшей разрабатываются способы помещения хладагентов в трубе на поршне с противоположной стороны от модификатора, которые охлаждают трубу путем плавления или испарения при движении поршня. Изготовление массивного металлического поршня, который служит утяжелителем против всплывания под давлением на него снизу расплава металла в канале трубы, также одновременно дает возможность использовать его как металлический холодильник для трубы.

Рассмотрим второй способ введения содержащего магний модификатора в расплав чугуна, который устраняет следующие две основные причины невысокой степени усвоения магния в различных видах сэндвич-процесса. Плотность модификатора типа ФСМг по ТУ14-5-134-86 примерно в 1,5 раза ниже плотности расплава, заливаемого в ковш, и, благодаря выталкивающей силе по закону Архимеда, измельченный модификатор быстро всплывает на поверхность расплава и нагретый чугуном окисляется на воздухе. Также из-за выделения паров магния еще до заполнения ковша металлом только в контакте с его струей происходит быстрое окисление магния без прохождения его паров сквозь весь металл в ковше. Технология наполнения ковша при таком модифицировании влияет на стабильность протекания обработки – струя металла не должна падать непосредственно на модификатор, вымывать его на поверхность металла в ковше, а ковш должен заполняться как можно быстрее без каких-либо остановок и задержек. Это не всегда удается для небольших ковшей и печей, что, по сути, относится к субъективным дестабилизирующим факторам.

Предложенный способ удобен для цехов, где применяют вакуумирование, например, при литье по газифицируемым моделям (ЛГМ) или при вакуумно-пленочной формовке (ВПФ). Чтобы обойтись без груза над измельченным модификатором, расположенным на дне ковша, модификатор герметизируют путем упаковки в фольгу из металла, или покрытием такой фольгой, и вакуумируют через металлическую трубу при заливке исходного чугуна в ковш. При этом технология упаковки измельченного модификатора аналогична изготовлению песчаного стержня методом ВПФ с тем отличием, что вместо традиционной синтетической пленки, покрывающей поверхность песчаного стержня из песка без связующего, применяют металлическую фольгу.

При вакуумировании упакованного в фольгу дробленого модификатора с поддержанием остаточного газового давления 30–70 кПа в его пористой среде достигают того, что извне фольги действует атмосфер-

ное давление – около 100 кПа. Это создает прессующий перепад давления на фольгу, уплотняет пакет с модификатором и упрочняет его до камнеподобного состояния путем увеличения внутреннего трения частиц при зацеплении одних частиц за другие. Вакуум в порах между ними позволяет при помощи атмосферного давления всесторонне спрессовывать этот пакет, который становится стержнем-модификатором (СМ). Именно такое же газовое давление 30–70 кПа в песчаной среде литейных форм является типовым отработанным давлением для литья в вакуумируемые песчаные формы и применяется в сотнях литейных цехов. Таким образом, технология формообразования таких пакетов реакционных зарядов из зернистого модификатора – СМ аналогична вакуумной упаковке в пакет из фольги.

По технической терминологии фольгой называют тонкий и гибкий металлический лист, например, из алюминия, стали, никеля и т. п., что позволяет фольге быть пластичной и принимать различные формы. Часто для фольги из железа применяют слово «жесть». В частности, Уральский литейно-прокатный завод (Россия, Свердловская обл., г. Михайловский), согласно ГОСТ 618-2014, выпускает алюминиевую фольгу для технических нужд толщиной до 0,2 мм, а также 0,5 мм с шириной в рулоне 500–1200 мм. Пакет с модификатором или СМ, упакованный в фольгу, удерживается на металлической трубе при вакуумировании, а для транспортировки с трубой без вакуумирования его следует обматывать синтетической пленкой сверху фольги, чтобы модификатор не высыпался из пакета.

Способ замедления интенсивного реагирования модификатора с металлом, который заполняет ковш, и удержания вакуумированного пакета без существенного разрушения на дне ковша основывается на исследованиях [9]. Они объясняют, что при модифицировании чугуна содержащими магний модификаторами сначала на поверхности частиц модификатора происходит «намерзание» чугуна, затем расплавление чугунной корки, после чего плавится модификатор. Аналогичное мнение о положительной роли специального покрытия – пленки на поверхности частиц или кусков, например, чистого магния, для технологии модифицирования исходного чугуна имеет д. т. н. Бубликов В.Б.

Поскольку вакуумированный модификатор в виде СМ выступает аналогично монолиту в пакете, спрессованном перепадом газового давления и давления металла (исходного чугуна), покрывающего СМ в ковше, то в контакте с фольгой или, частично расплавив фольгу, этот металл «намерзает» на поверхности СМ чугунной коркой, которая присасывается вакуумом и охлаждается массивом модификатора. Времени задержки реагирования модификатора достаточно для заполнения ковша металлом. Затем вакуумирование отключают, трубу удаляют, а модификатор расплавляется и растворяется в заполненном металлом ковше.

Отсутствие металлического расплавляемого груза позволяет снизить температуру заливки исходного чугуна, что ведет к повышению степени усвоения магния при замедлении его парообразования и удаления из металла. Эксперименты показывают наиболее медленное расплавление модификаторов ЖКМК-4Р и ФСМг4, а наиболее быстрое – никель-магниевой лигатуры. Таким образом, создаваемая на поверхности СМ твердая корка чугуна (сплошной затвердевший слой) при помощи вакуума, который присасывает эту корку к СМ, защищает модификатор от преждевременного контакта с расплавом до момента заполнения ковша.

Вакуумируют СМ сквозь стальную трубу, которая входит в фольгу СМ и имеет на конце огнеупорный газопроницаемый (вакуумный) фильтр, который не пропускает мелкую фракцию модификатора и расплав металла. СМ удерживается на этой трубе, выходящей за пределы ковша, а после отключения вакуумирования трубы можно вручную пошатать ее в расплаве и удалить из него.

Для присасывания (прижимания вакуумом) СМ ко дну ковша в период контакта его с заливаемым исходным чугуном разработаны два варианта размещения модификатора в ковше. При упаковке СМ в фольгу и размещении (установке) его на дне ковша с трубой без вакуумирования уплотняют стык фольги с поверхностью стенки и дна ковша путем легкого трамбования или приглаживания фольги деревянной или металлической трамбовкой, для чего пригодна металлическая ложка на длинной ручке для отбора проб металла. Проверяют пробным вакуумированием, чтобы не было щелей со значительным местным подсасыванием воздуха по стыку фольги с поверхностью ковша, а в месте ее стыковки (прилегания) к поверхности ковша выполняют газопроницаемые отверстия в фольге, например, расширением щели стыка листа фольги снизу и т. п. Эти отверстия при транспортировке СМ закрывают синтетической пленкой, которая затем плавится или сгорает в нагретом ковше, который, как правило, нагревают до температуры около 500 °С перед заливкой расплава. Сыпучий измельченный модификатор СМ при помещении в ковш легко обтекает дно, прилегающие стенки ковша и принимает его форму, а податливая фольга этому не мешает.

В другом варианте на дно ковша ставят трубу с вакуумным фильтром, насыпают измельченный модификатор, покрывают сверху фольгой и, аналогично первому варианту, уплотняют вручную легким трамбованием (прижатием) или приглаживанием стыка фольги к стенкам или дну ковша. Также возможна проверка упрочнения или «отверждения» СМ с относительно мягкого сыпучего состояния до твердого, соответственно, без вакуумирования или при вакуумировании СМ. Такими операциями создают СМ, значительная нижняя часть поверхности которого при вакуумировании герметизируется поверхностью (футеровки) ковша, а другая часть – фольгой. Стыковка (примыкания) вакуумированного «тела» СМ к ковшу тем самым создает присасывания к нему. Например, на каждый элемент площади контакта 10×10= 100(см^2) при остаточном давлении в порах СМ 50 кПа и разницей с атмосферным давлением 100–50 = 50 (кПа), что соответствует около 0,5 кгс см^2, сила присасывания (аналогично действию пригружения) будет достигать не менее 50 кгс.

После заполнения ковша расплавом с вакуумируемым СМ и прекращением вакуумирования трубу вынимают из ковша, подрывая чугунную корку вокруг модификатора, чем интенсифицируют реагирование модификатора с расплавом. При этом постепенно частицы модификатора могут всплывать в металле, так как контакт нижних частиц с более холодным, чем металл, ковшом будет приводить к созданию на них корки.

Этот способ получения ВЧ наиболее удобен для цехов со средствами вакуумирования, при литье из небольших ковшей с массой ВЧ в ковше не более 200–300 кг. Трубу подключают гибким трубопроводом к трубопроводной системе с вакуумным насосом для вакуумирования литейных песчаных форм или специально для этого установленным. Обычно в таких цехах мелкосерийного производства из одних и тех же традиционных ковшей удобно лить и серый чугун, и модифицированный ВЧ.

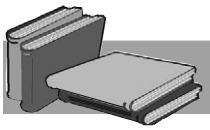
Способ модифицирования чугуна с применением вакуума для регулирования процесса реагирования модификатора с расплавом снижает перегрев исходного чугуна за счет отсутствия массивного покровного материала, сокращает продолжительность плавки, затраты энергии и способствует повышению уровня усвоения сфероидизирующих графитовые включения элементов, при этом уменьшая пироэффект и задымление воздуха.

Для упаковки СМ пригодна алюминиевая фольга для технических нужд (ГОСТ 618-2014) толщиной до 0,2 мм. Расчетное количество модификатора ФСМг5, измельченного до фракции около 2 мм, рекомендуется в количестве 1,6 % от массы исходного чугуна около 150 кг с температурой 1360–1380 °С в открытом ковше для получения массовой доли остаточного магния 0,03–0,05 % с его усвоением не ниже 41–49 %.

Применение мелкой фракции лигатуры обычно снижает расход модификатора, уменьшает пироэффект и повышает стабильность процесса. Для вакуумирования возможно использование водопроводной стальной трубы диаметром ¾ дюйма. Аналогично первому способу, ее красили огнеупорной краской на основе муллита с добавлением графита. Краску наносят в несколько слоев и подбирают в зависимости от массы модифицируемого чугуна.

Обычно заливка исходного чугуна в открытый ковш из индукционной электропечи ИСТ 016 длится не более 30 с. Сразу после его заполнения следует отключить вакуумирование и после пошатывания трубы удалить ее из ковша. За это время она не успевает нагреться до получения признаков разрушения, и после проверки качества фильтра из газопроницаемой песчаной смеси и качества покрытия может быть пригодной для повторного применения. Ковш после получения и разливки ВЧ пригоден для литья других железоуглеродистых сплавов.

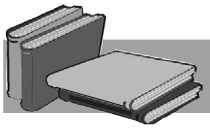
Схематичность описания приведенных в статье способов получения ВЧ на уровне патентных заявок объясняется их новизной, и промышленное их использование доступно для отработки в условиях конкретного цеха. Способы обладают сравнительной простотой, преследуют цель повышения уровня усвоения магния из распространенных недорогих легковесных модификаторов типа ФСМг при изготовлении чугуна в открытом ковше. Дополнение ими краткого обзора наиболее распространенных методов ковшевого модифицирования расширит технологическую «палитру» получения ВЧ для оптимального выбора, совершенствования литейщиками этих процессов и наращивания объемов литья из высокотехнологичного сплава – ВЧ с еще не полностью раскрытым потенциалом.



ЛИТЕРАТУРА

1. *Бех Н.И., Александров Н.Н., Нуралиев Ф.А.* Высокопрочный чугун сейчас и в будущем // *Литейное производство*. – 2018. – № 5. – С. 2–5.
2. *Бубликов В.Б., Берчук Д.Н.* Повышение степени модифицирования высокопрочного чугуна // *Металлургия машиностроения.* – 2006. – № 5. – С. 31–35.
3. Патент 75815 Україна, C21C 1/00, C22C 33/00. Спосіб одержання високоміцного чавуну для виливків холодильних плит доменних печей / О.Ф. Бринза, В.В. Харченко, А.М. Лєщенко, О.Л. Рудницький, В.Л. Придорогін; опубл. 15.05.2006, Бюл. № 5.
4. *Ващенко К.И., Софрони Л.* Магниевый чугун. – Киев: Машгиз, 1960. – 485 с.
5. *Волощенко С.М.* Створення наукових засад структуроутворення в високоміцному чавуні для підвищення зносостійкості змінних деталей сільгосптехніки та транспорту: дис. докт. техн. наук: спеціальність 05.02.01. – Київ, 2018. – 290 с.
6. Патент 2082765 РФ, C21C7/06. Способ легирования металла в ковше и устройство для его осуществления / Б.А. Копылов, Г.А. Копылов, Р.С. Айзатулов, В.А. Буймов, В.В. Соколов, И.Б. Сельский, Ю.Н. Борисов, С.С. Бродский, А.В. Протасов, Л.М. Учитель; опубл. 27.06.1997, Бюл. № 18.
7. *Sukomal Ghosh.* Production aspects of spheroidal graphite iron. Special Metal Casting and Forming Processes // CAFP, 2008. – P. 38–51. URL: http://eprints.nmlindia.org/5869 /1/38-51.PDF.
8. Патент 44521 А Україна, GO1F11/OO. Дозатор / Є.П. Авраменко, Я.В. Латишев, І.Е. Мамутов; опубл. 15.02.2002, Бюл. № 2.
9. *Суменкова В.В., Корниец И.В.* Исследование процесса растворения сфероидизирующих лигатур в чугуне // *Процессы литья*. – 1993. – № 4. – С. 10–14.

Поступила 21.09.2018



REFERENCES

1. *Bekh, N.I., Aleksandrov, N.N., Nuraliev, F.A.* (2018). High-duty cast iron now and in the future. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 5, pp. 2–5 [in Russian].
2. *Bublikov, V.B., Berchuk, D.N.* (2006). Raising the inoculation degree of high-strength cast iron. *Metallurgia mashinostroeniia*, no. 5, pp. 31–35 [in Russian].
3. Patent 75815 Ukraine, C21C 1/00, C22C 33/00. A method for producing high-strength pig-iron for castings of blast furnace refrigeration plates. O.F. Brinza, V.V. Kharchenko, A.M. Leshchenko, O.L. Rudnyts'kui, V.L. Prydorogin. Published 15.05.2006, Biul. no. 5 [in Ukrainian].
4. *Vashchenko, K.I., Sofroni, L.* (1960). Magnesium cast iron. Kiev: Mashgiz, 485 p. [in Russian].
5. *Voloshchenko, S.M. (2018)*. Creation of scientific foundations of structure formation in high-resistant pig- iron for increasing endurance and durability of replaceable parts of agricultural equipment and transport: Doctor's thesis: specialty 05.02.01, Kyiv, 290 p. [in Ukrainian].
6. Patent 2082765 RU, C21C7 / 06. A method for alloying a metal in a ladle and a device for its implementation. B.A. Kopylov, G.A. Kopylov, R.S. Aisatilov, V.A. Buimov, V.V. Sokolov, I.B. Sel'skii, Yu.N. Borisov, S.S. Brodskii, A.V. Protasov, L.M. Uchitel'. Published 27.06.1997, Biul. no. 18 [in Russian].
7. *Sukomal Ghosh* (2008). Production aspects of spheroidal graphite iron. Special Metal Casting and Forming Processes. CAFP, pp. 38–51. URL: http://eprints.nmlindia.org/5869 /1/38-51.PDF [in English].
8. Patent 44521 A Ukraine, GO1F11/OO. Dosator / Ye.P. Avramenko, Ya.V. Latyshev, I.E. Mamutov. Published 15.02.2002, Biul. no. 2 [in Ukrainian].
9. *Sumenkova, V.V., Korniets, I.V.* (1993). Investigation of the process of dissolution of spheroidizing ligature in cast iron. *Casting processes*, no. 4, pp. 10–14 [in Russian].

Received 21.09.2018

Анотація

В.С. Дорошенко, канд. техн. наук, ст. наук. співр.,
e-mail: doro55v@gmail.com

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

Огляд технології виробництва високоміцного чавуну і проектування способів сфероїдізуючого модифікування для невеликих ливарних цехів

З метою спрощення обладнання для подачі модифікатора типу ФСМг в придонний шар розплаву чавуну в ковші проведено огляд найбільш поширених способів ковшового модифікування високоміцного чавуну (ВЧ) і розроблено два способи його отримання в ковшах ємністю до 200–300 кг, насамперед ґрунтуючись на дослідженнях ФТІМС НАН України.

Ключові слова

Лиття, високоміцний чавун, модифікування чавуну, лігатура, засвоєння магнію, модифікування в ковші, сендвіч-процес.

Summary

V.S. Doroshenko, Candidate of Engineering Sciences, Senior Researcher,
e-mail: doro55v@gmail.com

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Overview of technology for the production of high-strength cast iron and design methods of spheroidizing modification for small foundries

In order to simplify the equipment for feeding a modifier of the type FSMg into the bottom layer of the pig iron melt in the ladle, an overview of the most common methods of ladle modification of the high-strength cast iron has been made and two methods for its obtaining in buckets with a capacity of up to 200–300 kg have been developed, primarily based on the research of PTIMA NAS of Ukraine.

Keywords

Metal casting, high-strength cast iron, pig iron modification, ligature, magnesium assimilation, bucket modification, sandwich process.

УДК 669.715:537.3

А.Г. Пригунова, д-р техн. наук, ст. науч. сотр., зав. отделом, e-mail:adel_nayka@ukr.net

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев, Украина

Дегазация алюминиевых расплавов электрическим током

Исследовано влияние параметров обработки алюминиевых расплавов электрическим током на процесс дегазации в стационарных условиях (ковш, печь) и в потоке при разливке. Рассмотрен механизм дегазации. Установлено, что направленное движение и перераспределение ионов H+ между анодом и катодом под действием постоянного электрического тока не вносят существенного вклада в дегазацию. Значимыми факторами удаления водорода из расплава при пропускании электрического тока является электроперенос ионов примесей и увеличение скорости массообмена водорода между расплавом и окружающей средой, в которой парциальное давление водорода должно быть значимо меньшим.

Ключевые слова: *алюминиевые расплавы, газосодержание, степень дегазации, электрический ток.*

Введение. Плавка и литье алюминиевых сплавов сопровождается взаимодействием расплава с атмосферой печи и влагой, вносимой шихтовыми материалами, насыщением его водородом, образованием газовой и газо-усадочной пористости при затвердевании. Это отражается на качестве выпускаемой продукции, приводит к ухудшению механических свойств, снижению выхода годного и экономических показателей производства. В связи с этим актуальны исследования, направленные на разработку теории и практики экологически безопасных способов дегазации, эффективно уменьшающих содержание водорода в металлах и сплавах.

Постановка проблемы. В практике литейного и металлургического производства широко используются адсорбционные методы дегазации, в частности, инертными газами [1]. Однако, им присущ общий недостаток – невозможность охватить весь объем металла. Более эффективными являются неадсорбционные методы, основанные на принципе нарушения равновесия в системе металл – газ. Среди них: вакуумирование [2], воздействие ультразвуком [3], электромагнитным полем и электрическим током [4–10]. Влияние последнего мало изучено. Нет четких представлений о механизме дегазации расплавов электрическим током, позволяющем объяснить всю совокупность экспериментальных данных, описанных в литературе, их противоречивость [5, 6]. Это затрудняет анализ результатов, полученных разными авторами, не позволяет воспроизвести их в промышленных условиях, хотя с точки зрения реализации на производстве, процесс дегазации расплавов электрическим током прост и технологичен.

Цель работы – исследовать влияние технологических параметров выплавки, разливки и режимов пропускания электрического тока через алюминиевые расплавы на газонасыщение и дегазацию, установить механизм удаления водорода под воздействием электрического тока.

Материалы и методики исследований. Эксперименты по дегазации расплавов проводили на алюминии марки А7 и сплаве АК12М2МгН в лабораторных и промышленных условиях, с использованием устройств, схемы которых представлены на рис. 1–4.

Лабораторная установка для обработки потока расплава электрическим током (рис. 1) состоит из желоба (*1*), двух графитовых электродов (*2, 3*), один из которых зафутерован в корпус желоба, а другой перемещается вдоль его оси. Для изменения силы (плотности) тока в работе использовали выпрямитель сварочный (*4*) марки ВДГ-30ТУ3 или выпрямитель сварочный многопостовой (*4*) марки ВКСМ-1000, реостаты балластные (*5*) марки РБ-301А, внешние шунты (*6*) марок 75ШС на 1000, 500, 300 и 30 А.

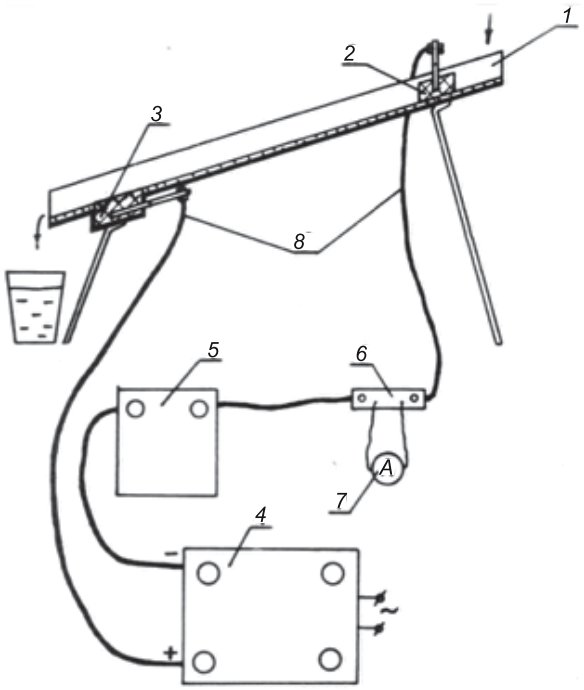


Рис. 1. Схема лабораторной установки для обработки потока расплава электрическим током на желобе: *1* – стальной футерованный желоб; *2* – графитовый электрод (катод); *3* – графитовый электрод (анод); *4* – выпрямитель сварочный; *5* – реостат балластный; *6* – внешний шунт; *7* – амперметр; *8* – токоподводящие кабели

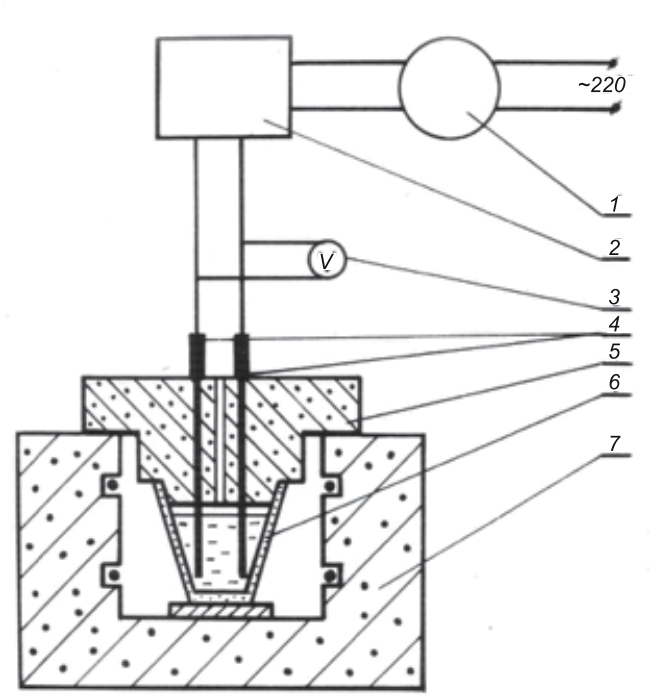


Рис. 2. Схема лабораторной установки для обработки расплава электрическим током в тигле: *1* – лабораторный трансформатор; *2* – выпрямитель ВСА-5К; *3* – вольтметр; *4* – графитовые электроды; *5* – шамотная крышка; *6* – тигель с расплавом; *7* – электропечь

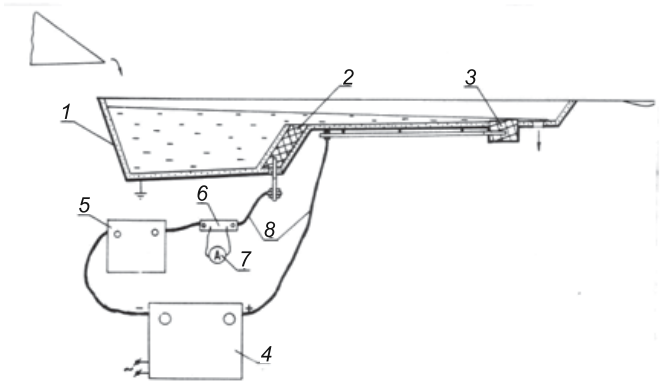


Рис. 3. Схема промышленной установки для обработки расплава электрическим током в процессе разливки: *1* – стальной футерованный желоб; *2* – графитовый электрод (катод); *3* – графитовый электрод (анод); *4* – выпрямитель сварочный; *5* – реостат балластный; *6* – внешний шунт; *7* – амперметр; *8* – токоподводящие кабели

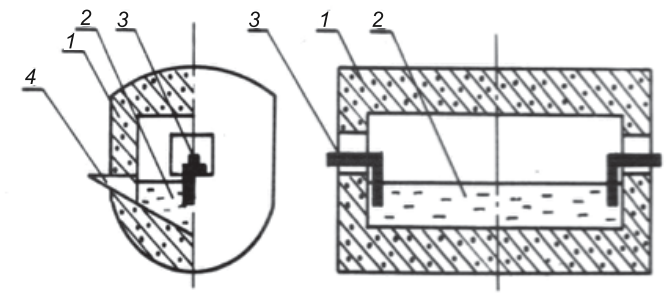


Рис. 4. Схема расположения электродов в печи: *1* – электропечь; *2* – расплав; *3* – графитовые электроды; *4* – летка

Величина силы электрического тока контролировалась амперметром (*7*) марки М2001. При обработке расплава переменным током использовали понижающий трансформатор переменного тока (*4*) с трансформатором тока марки ТНШЛ-0,6643 и амперметром П4650.

Эксперименты, моделирующие обработку расплава электрическим током в ковше, проводили на установке, представленной на рис. 2. Для получения постоянного тока использовали выпрямитель (*2*) марки ВСА5К со следующими параметрами: выпрямленное напряжение 0–65 В, выпрямленный ток 0–12 А. Металл плавили в электропечи (*7*) в тигле (*6*) из шамота – материала футеровок печей и ковшей. Тигель закрывали крышкой (*5*) с отверстиями для термопары и графитовых электродов (*4*) диаметром 10 мм.

Опытно-промышленные испытания проводили на Запорожском алюминиевом комбинате. Вариант установки для обработки расплава электрическим током в процессе разливки (рис. 3) представляет собой футерованный желоб (*1*) с электродами (*2, 3*), связанными токоподводящими кабелями (*8*) с источником тока (*4*), который размещается между леткой нагревательной печи и изложницами. Графитовые электроды в виде пластин установлены в донной части желоба. Со стороны летки нагревательной печи желоб выполнен в виде кармана-накопителя, который плавно сочленен с остальной частью желоба в виде зауженного носка. Желоб закреплен шарнирно с возможностью поворота в горизонтальной плоскости на угол 0–25°. Установка проста в эксплуатации и позволяет варьировать плотность электрического тока в широком диапазоне. Также эксперименты по дегазации расплава электрическим током осуществляли в ковше и непосредственно в раздаточной печи (рис. 4).

Плотность тока, проходящего через расплав, движущийся по желобу (см. рис. 1, 3), рассчитывали как отношение величины силы тока к площади поперечного сечения потока металла. В стационарных условиях (тигель, ковш, печь) – отношением величины силы тока к площади сечения расплава, ограниченной электродами (см. рис. 2, 4).

Содержание водорода в металле определяли методом первого газового пузырька (ГОСТ 21132.0). Степень дегазации (δ) рассчитывали по выражению: $\delta = [(c_o - c_к)/c_o] \cdot 100$ %, где c_o и $c_к$ соответственно концентрация газа до и после дегазации.

Экспериментальные результаты. Моделирование процесса дегазации электрическим током в ковше осуществляли на установке, представленной на рис. 2. Исследование проведено на расплаве алюминия марки А7 с содержанием примесей, %мас.: Fe – 0,16–0,20; Si – 0,13–0,15; Cu – 0,004-0,007; Ti – 0,005–0,07, при температурах 725 и 800 °С.

Степень дегазации расплава алюминия как функция плотности постоянного тока описывается экстремальной зависимостью (рис. 5, *а*). Наиболее высокая степень удаления водорода при обработке током плотностью 11–14 кА/м^2. Снижение температуры расплава с 800 °С (*2*) до 725 °С (*1*) повышает эффективность дегазации (см. рис. 5, *а*).

Исследование влияния времени обработки расплава электрическим током (τ) на степень дегазации (δ) алюминия проводили при оптимальной плотности тока 13 кА/м^2 (рис. 5, *б*). Характер функциональных зависимостей $\delta = \oint(\tau)$ при температурах 800 и 725 °С одинаковый. Они свидетельствуют о нецелесообразности увеличения времени обработки расплава свыше 15 мин при величине плотности тока 11–14 кА/м^2.

Для экспериментальной проверки полученных результатов в условиях электролизного цеха Запорожского алюминиевого комбината была осуществлена дегазация расплава алюминия в ковше. Результаты, представленные на рис. 6, хорошо коррелируют с данными, полученными в лабораторном эксперименте: увеличение плотности тока свыше 14 кА/м^2 снижает эффект дегазации постоянным электрическим током. При дегазации алюминия в ковше по режимам: *t* = 780–810 °С, *I* = 650 А (*j* = 13 кА/м^2), τ = 15 мин, газосодержание понижалось с 0,37–0,28 см^3/100 г до 0,22–0,17 см^2/100 г. Однако, после перелива расплава из ковша в раздаточную печь, что предусмотрено технологическим процессом, оно резко повышалось до 0,26–0,38 см^3/100 г. Последнее связано с увеличением площади контакта зеркала металла с воздухом, нарушением сплошности окисной пленки, замешиванием ее в расплав.

Поэтому следующий этап исследований заключался в определении технологических режимов обработки расплава током в раздаточной печи. Опыты проводили в электрической печи типа И6 мощностью 400 кВт. Вес плавки составлял 7,040 т. Схема расположения электродов приведена на рис. 4. Площадь сечения расплава между электродами составляла 7х10^{-2} м^2. Для очистки расплава от взвеси твердых неметаллических включений перед пропусканием электрического тока он отстаивался в печи в течение 30 мин.

Обработку расплава постоянным электрическим током осуществляли после снятия шлака при температуре 690 ± 5 °С. Величина тока составляла 825 А (плотность 11,2 кА/м^2), общее время пропускания тока через расплав – 120 мин. Пробы отбирали у анода на глубине 200 мм от поверхности расплава через каждые 10–20 мин. Наиболее интенсивное удаление водорода происходит в первые 10–15 мин. Увеличение времени обработки свыше 60–90 мин (рис. 7, *а*) приводит к повторному насыщению металла газами печной атмосферы.

Аналогичная зависимость имеет место и для расплава АК12М2МгН (рис. 7, *б*). Полученные результаты коррелируют с данными работ [4–7], в которых приведено изменение газосодержания расплава алюминия [4], пористости отливок из сплава АЛ9 [7] в зависимости от продолжительности пропускания электрического тока через жидкую ванну. Поскольку в процессе разливки расплав длительное время находится в печи – от 2 до 6 часов, изучали влияние этого фактора на изменение эффекта дегазации после воздействия на жидкий металл постоянного электрического тока. Пробы отбирали у анода. Результаты изменения газосодержания алюминия в зависимости от времени выдержки в жидком состоянии после отключения электрического тока представлены на рис. 8. На приведенных зависимостях можно

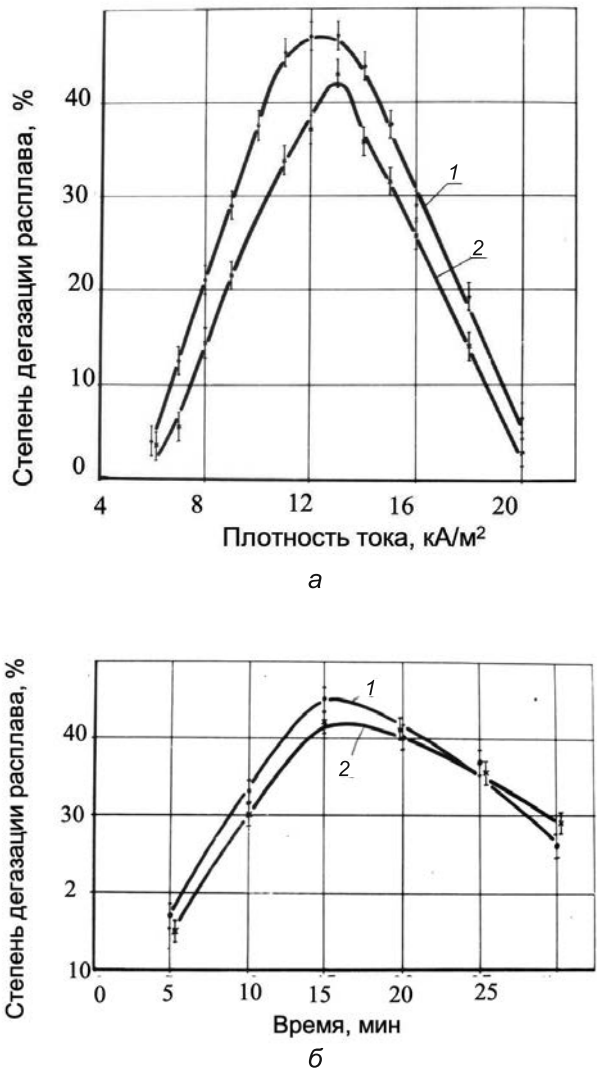


Рис. 5. Зависимость степени дегазации расплава алюминия от плотности постоянного электрического тока (а) и времени обработки (б): *1* – температура 725 °С; *2* – температура 800 °С (лабораторный эксперимент)

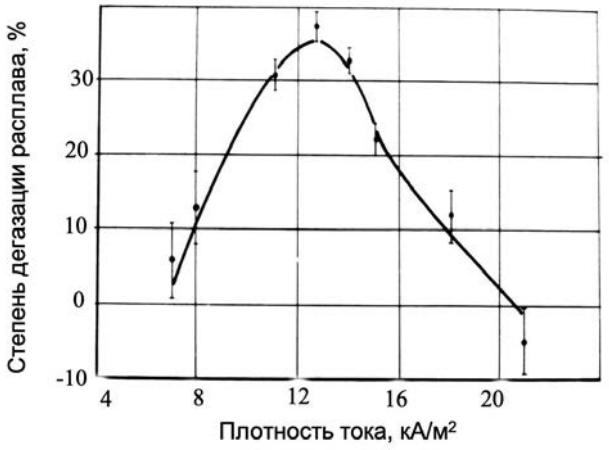
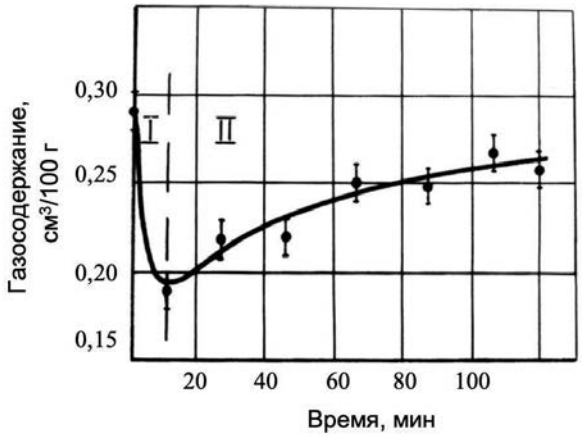
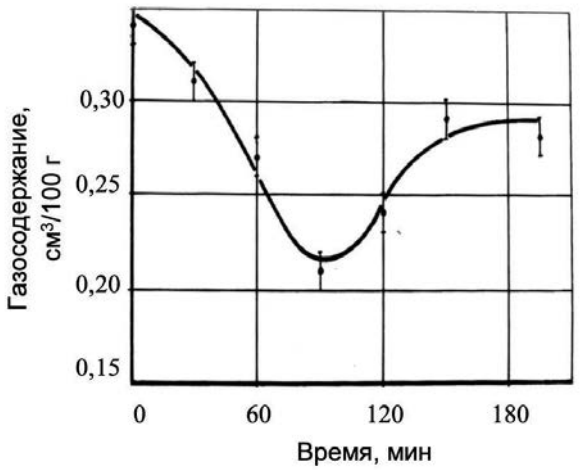


Рис. 6. Зависимость степени дегазации расплава алюминия от плотности постоянного электрического тока в промышленных условиях, в ковше



а



б

Рис. 7. Зависимость газосодержания в алюминии (*а*) и сплаве АК12М2МгН (*б*) от времени обработки расплава постоянным электрическим током в промышленных печах: *а* – электрическая печь типа И6; *б* – печь с газопламенным нагревом

выделить два участка: снижения и повышения содержания газа в расплаве. Наиболее высокая степень дегазации наблюдается в течение 5–20 мин после отключения тока. Можно считать, что за этот период процесс всплывания газовых пузырьков завершается. При выдержке металла в жидком состоянии свыше указанного времени происходит его повторное насыщение газами печной атмосферы. Аналогичный эффект имеет место и после дегазации расплавов гексахлорэтаном, аргоном.

Следовательно, дегазированный расплав обладает повышенной способностью к поглощению газа из окружающей среды. Учитывая это, исследовали возможность дегазации расплава электрическим током на желобе в процессе разливки.

Опыты проводили на устройстве, схема которого приведена на рис. 3, при температуре 725 ± 5 °С. Площадь поперечного сечения потока расплава не превышала 2 см^2. Величину силы тока варьировали в пределах 2,0–500 А – для постоянного тока и 5,0–1000 А – для переменного. Время обработки составляло 8–20 с. Данные о степени дегазации расплава алюминия на желобе в зависимости от величины плотности постоянного тока приведены на рис. 9.

Установлено, что дегазация осуществляется не при всех режимах электрического тока. При некоторых из них происходит насыщение расплава газами (см. рис. 9). Поэтому для получения качественного металла плотность тока (j) не должна превышать 50 кА/м^2 (lnj = 2,3). Оптимальная – 5,0–20 кА/м^2 (lnj = - 0,69–0,69).

Зависимость $\delta = f(j)$, полученная для сплава АК12М2МгН, качественно совпадает с аналогичной зависимостью для алюминия. Отличия заключаются в некотором увеличении диапазона плотностей тока, обеспечивающих дегазацию. Последнее, как будет показано далее, связано с влиянием легирующих элементов. Снижение газосодержания наблюдается и при обработке расплава переменным электрическим током. Однако плотность тока должна быть в 2–4 раза большей.

Таким образом, проведенный комплекс лабораторных и промышленных исследований показал, что экологически безопасный способ дегазации расплавов электрическим током на желобе является эффективным и технологичным, позволяет получать стабильно низкий уровень газосодержания в отливке.

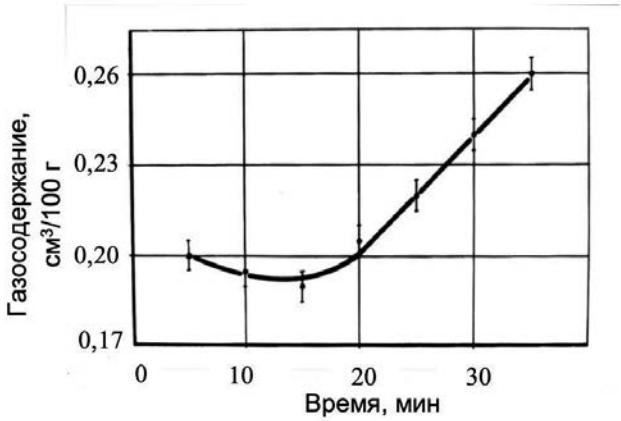


Рис. 8. Зависимость газосодержания в алюминии от времени выдержки расплава в печи после обработки постоянным электрическим током

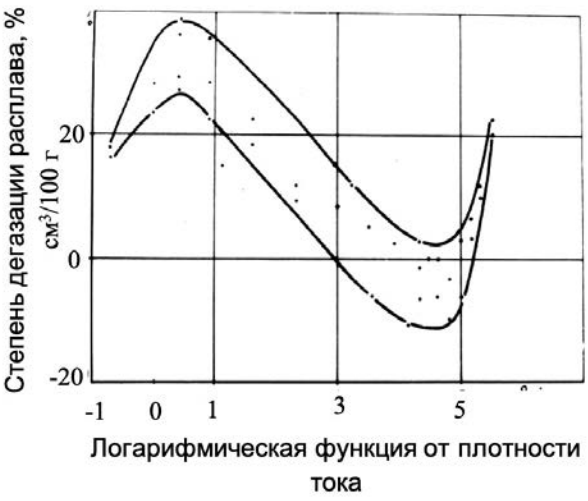


Рис. 9. Зависимость степени дегазации алюминия от плотности электрического тока при обработке потока расплава на желобе в процессе разливки в условиях промышленного производства

Механизм дегазации расплавов электрическим током. Теоретические аспекты дегазации расплавов электрическим током приведены в работах [4–10]. Принципиальных отличий в подходах к объяснению дегазации алюминиевых расплавов электрическим током в указанных работах не отмечается. При обсуждении возможных форм существования водорода в жидких металлических системах авторы работы [8] предполагают наличие ионов H^- и H^+. О преимущественной ионизации водорода H^+, растворенного в расплавах, указывается и в монографии [11, с. 461]. В соответствии с представлениями, изложенными в работах [4–8], механизм дегазации заключается в перемещении заряженных ионов в электрическом поле с последующим восстановлением их на электроде по схеме:

$$\begin{cases} H^+ + e = [H] \\ [H] + [H] = H^2 \end{cases}. \qquad (1)$$

На основании того факта, что водород скапливается в районе катода, а на аноде, соответственно, наблюдается уменьшение его концентрации, сделан вывод о существовании водорода в расплаве в виде протонов.

В настоящей работе проведена количественная оценка указанной гипотезы. Согласно современным представлениям [12, 13], величина и направление электропереноса атомов i-го сорта определяются значением эффективного заряда иона:

$$Z_{эф} = Z_i - Z_{ср} \cdot \frac{\sigma_i}{\sigma_{ср}}, \qquad (2)$$

где σ_i – сечение рассеяния иона i-го сорта; Z_i – заряд иона i-го сорта, выраженный в единицах заряда электрона; $Z_{ср}$, $\sigma_{ср}$ – средние значения заряда и сечения рассеяния всех компонентов.

Оценка эффективного заряда протона на основе выражения (2) показала, что значение $Z_{эфн+}$ практически не отличается от $Z_{н+}$, что является следствием малой величины его площади рассеивания ($\sigma_{н+} \approx 1{,}53 \cdot 10^{-22}$ м^2).

Таким образом, сила электронного ветра, направленная к аноду, не оказывает влияния на движения ионов. Знание величины $Z_{эф}$ позволяет воспользоваться решением уравнения электропереноса [13]:

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = \frac{\partial^2 c}{\partial \varepsilon^2} - S\frac{\partial c}{\partial \varepsilon} \qquad (3)$$

с граничными и начальными условиями:

$$\left.\frac{\partial c}{\partial \varepsilon}\right|_{\varepsilon=0} = S_c;\ \left.\frac{\partial c}{\partial \varepsilon}\right|_{\varepsilon=1} = S_c;\ c(\varepsilon; 0) = 1, \qquad (3а)$$

которое имеет вид:

$$c(\varepsilon,\tau) = \frac{Se^{Se}}{e^s - 1} + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{4\pi n p^2}{(p^2 + n^2\pi^2)^2}(1 - e^p(-1)^n) \times$$
$$\times \exp(p\varepsilon - (p^2 + n^2\pi^2)\tau) \cdot (\sin n\pi\varepsilon + \frac{\pi n}{p}\cos n\pi\varepsilon); \qquad (4)$$

$$S = \frac{EeZ_{эф}}{к_б T};\ p = \frac{S}{2};\ \tau = \frac{D_0 t}{L^2};\ \varepsilon = \frac{l}{L};\ c = \frac{c_v}{c_{v_0}};$$

где E – напряженность электрического поля в проводнике; T – температура расплава; D_0 – коэффициент диффузии; t – время процесса; l – расстояние между анодом и исследуемой точкой; L – расстояние между анодом и катодом; c_v, c_{v_0} – текущее и начальное значение объемной концентрации i-го компонента.

Граничные условия (3а) предусматривают отсутствие взаимодействия расплава с окружающей средой. Для оценки степени дегазации (δ) с использованием выражения (4) привлечен экспериментальный материал по обработке электрическим током расплавов алюминия и сплавов на его основе, наиболее полно представленный в работе [8], а также результаты собственных аналогичных исследований, приведенных в данной публикации. Теоретическое значение δ определяли для процессов, проходящих на аноде ($\varepsilon = 0$), где согласно формуле (4), степень дегазации должна быть наибольшей. В расчетах с применением результатов работы [8] использованы максимальные значения величины плотности тока и времени обработки. Результаты экспериментальных и теоретических исследований приведены в табл. 1.

Как видно из табл. 1, сопоставление экспериментальных и теоретических значений δ свидетельствует о существенном их различии. Расхождения между теоретическими и экспериментальными величинами будут еще более существенными, если в выражение (4) ввести значение эффективного коэффициента диффузии:

$$D_{эф} = D_о + D_к, \qquad (5)$$

где $D_о$ – молекулярный коэффициент диффузии; $D_к$ – конвективный коэффициент диффузии.

Но даже без учета уравнения (5), теоретическое значение абсолютной величины степени дегазации находится в пределах ошибки метода измерения концентрации водорода в расплаве.

Следует отметить, что граничные условия (3а) не являются достаточно конкретными, так как на катоде, в свете представлений [8], некоторая часть ионов водорода восстанавливается до газообразного состояния (см. выражение (1)) и удаляется из расплава. Однако, экспериментальные результаты [8], свидетельствующие о значительном скоплении водорода в районе катода и симметричном характере его распределения между катодом и анодом, хотя полностью и не исключают возможность восстановления и удаления водорода, указывает на то, что перенос ионов H^+ не лимитирует процесс (1). И количество водорода, выделяющееся на катоде, не может быть значительным. Таким образом, результаты расчета по уравнению (4) можно считать достоверными, а, следовательно, перераспределение водорода и дегазация расплавов не связаны с движением ионов H^+ в электрическом поле.

Прямым подтверждением недостаточной обоснованности гипотезы о дегазации расплавов за счет электропереноса ионов H^+ является проведенный нами эксперимент по пропусканию через расплав

Таблица 1

Экспериментальные и теоретические значения степени дегазации расплава при различных режимах обработки электрическим током

Плотность тока	Время обработки	Температура расплава	Степень дегазации δ, %	
$j(\frac{A}{M^2})\cdot 10^{-4}$	***t*, с**	***T*, К**	**экспериментальная**	**теоретическая (4)**
0,5–1,7	1200–3600	1003	28–30 [8]	0,9
10	600	963	37,5	1,2

переменного тока. При этом также отмечается понижение содержания водорода, но при более высоких плотностях тока.

Результаты экспериментов обязывают обратить внимание на то, что электроперенос приводит к существенному перераспределению примесей, присутствующих в расплаве алюминия. Расчеты показывают, что для алюминия марки А7 (Fe – 0,2 %, Si – 0,14 %, Cu – 0,005 %, Ti – 0,06 %) воздействие электрического тока (E = 0,08 В/м, t = 300 с) вызывает увеличение содержания примесей на катоде (Fe – 2,3 %, Si – 1,0 %, Cu – 0,046 %, Ti = 0,13 %). В связи с тем, что растворимость водорода зависит от содержания примесей в расплаве, можно предположить, что перераспределение водорода между электродами является функцией химического состава расплава, определяемое электропереносом ионов соответствующих примесей.

Полученные данные об уменьшении содержания водорода в расплаве после длительного отстоя, а также анализ распределения водорода в алюминии до пропускания электрического тока [8, с. 115], согласуются с общим мнением о том, что количество водорода, внесенное шихтовыми материалами в процессе плавки, значительно превосходит величину равновесной растворимости при соответствующих температурах и давлении водорода в газовой фазе.

Если встать на точку зрения авторов [4, 5, 8], что механизм дегазации расплава при обработке его постоянным электрическим током связан с электропереносом и накоплением водорода на катоде, то степень извлечения водорода должна быть пропорциональна продолжительности обработки. Но экспериментально это не подтверждается. Прекращение выделения водорода при сохранении значительного его количества в расплаве [8, с. 103] свидетельствует, вместе с изложенным выше, о существенном влиянии на состояние системы внешних условий. Об этом же говорят и результаты опытов по совместной обработке расплава электрическим током и вакуумированием [7, 14], то есть при условии значительного уменьшения парциального давления водорода над зеркалом расплава. Степень дегазации расплава в этом случае наибольшая. Следовательно, принятое при постановке задачи (3), (3а) условие о нейтральности окружающей среды $\frac{\partial c}{\partial y}=0$ не соответствует действительности. Более того, согласно выражению (5), массоперенос на границе раздела расплав – воздух должен возрасти. Учесть все факторы, влияющие на дегазацию в промышленных условиях, при моделировании процесса в лабораторных экспериментах весьма затруднительно. Поэтому для дальнейших рассуждений использованы данные по воздействию электрического тока на расплавы алюминия, полученные непосредственно в условиях Запорожского алюминиевого комбината при дегазации: а) непосредственно в раздаточной печи (см. рис. 7); б) в ковше (см. рис. 6); в) на желобе в процессе разливки (см. рис. 9). В последнем случае в связи с малым временем обработки (8–20 с) перераспределение примесей исключается, что позволяет сформулировать однородные граничные условия при рассмотрении массообмена между расплавом и окружающей средой:

$$\frac{\partial c_v}{\partial t}=D_{эф}\frac{\partial^2 c_v}{\partial x^2} \qquad (6)$$

с начальными и граничными условиями третьего рода:

$$c_v(x)\big|_{t=0}=c_{v_0};\frac{\partial c_v}{\partial x}\bigg|_{x=0}=0;D_{эф}\frac{\partial c_v}{\partial x}\bigg|_{x=d}= \qquad (6а)$$

$$=\beta(c_v(x,t)\big|_{x=d}-c_v^{н}),$$

где $c_v^{н}$ – объемная концентрация водорода в окружающей среде; $c_{v0}(x,t)$ – объемная концентрация водорода в расплаве; β – коэффициент массоотдачи; d – толщина слоя металла.

Обезразмерив физические величины в уравнении (6):

$$c=\frac{c_v-c_v^{н}}{c_{v0}-c_v^{н}};\Theta=\frac{x}{d};F_{0g}=\frac{Dt}{d^2};B_{i_g}=\frac{\beta d}{D_{эф}},$$

получим:

$$\frac{\partial c}{\partial F_{0g}}=\frac{\partial^2 c}{\partial \Theta^2} \qquad (7)$$

с однородными граничными условиями:

$$\frac{\partial c}{\partial \Theta}\bigg|_{\Theta=0}=0;(\frac{1}{B_{i_g}}\cdot\frac{\partial c}{\partial \Theta}-c)\bigg|_{\Theta=1}=0. \qquad (7а)$$

Решение задачи (7), (7а) получено методом конечных интегральных преобразований и имеет вид:

$$c = 4\sum_{n=0}^{\infty} \frac{\sin\lambda_n\Theta}{2\lambda_n + \sin 2\lambda_n} \cos\lambda_n\Theta e^{-\lambda_n F_{0g}}, \qquad (8)$$

где значение λ_n определяем из решения трансцендентного уравнения:

$$\lambda_n \mathrm{tg}\lambda_n = -Bi_g. \qquad (9)$$

Коэффициент массоотдачи находим, исходя из значения критерия Нуссельта:

$$\mathrm{Nu}_g = \frac{\beta R}{D_{\text{н}}^{\text{г}}}, \qquad (10)$$

где R – характеристический размер; $D_{\text{н}}^{\text{г}}$ – коэффициент диффузии водорода в воздухе, связанный с соотношением:

$$\mathrm{Nu}_g = (\mathrm{Gr}_g \cdot \mathrm{Pr}_g)^{\kappa} \cdot B. \qquad (11)$$

Значение коэффициента Прандтля для воздуха Pr = 0,714 [15], а критерий Гресгофа вычисляется по формуле:

$$\mathrm{Gr}_t = \frac{\alpha \cdot g \cdot R^3 (T_n - T_c)}{\nu^2} \qquad (12)$$

где α – коэффициент температурного расширения; g – ускорение свободного падения; T_n, T_c – температуры поверхности расплава и среды; ν – кинематическая вязкость воздуха.

Правомочность использования значения Gr_t, полученного для теплопереноса (12) для нахождения β, определяется тем, что температурный градиент имеет более высокое значение, чем концентрационный (Gr_g), и, следовательно, удаление водорода от поверхности осуществляется тепловыми потоками. Исходя из значения произведения (GrPr) = 4,44 × 10^{14}, устанавливаем, согласно [15], что уравнение (11) имеет вид:

$$\mathrm{Nu}_g = (\mathrm{GrPr})^{1/3} \cdot 0{,}135 \qquad (13)$$

Для определения концентрации водорода в среде $c_v^{\text{н}}$ (см. выражение 6а) была решена обратная задача для случая выдерживания расплава в печи без воздействия электрического тока. Для вычисления значения $D_{\text{эф}}$, согласно (5), воспользовались эмпирической зависимостью, обнаруженной авторами работы [13, с. 235]:

$$D_{\text{k}} = \mathrm{A} \cdot E^2 \cdot d^5 \qquad (14)$$

где d – диаметр капилляра (струи); А – константа; E – напряженность электрического поля.

Установлено, что коэффициент А (14) для металлов незначительно зависит от сорта атомов и является функцией геометрических размеров устройства для дегазации [12, с. 151]. Если допустить, что водород в одинаковой степени подвержен электроконвекции, как и ионы металла, то для случая обработки расплавов электрическим током на желобе можно принять А = 2,0 · 10^4 см/А^2 · с [12, с. 236]. Некоторые результаты расчета по формуле (8) приведены в табл. 2.

Сопоставление экспериментальных и теоретических значений говорит о правомочности механизма дегазации расплава, описываемого дифференциальными уравнением (6), (6а), характеризующим массообмен между окружающей средой и расплавом. При увеличении времени обработки расплавов электрическим током, как было показано ранее, осуществляется электроперенос примесей, сопровождающийся перераспределением водорода. Поэтому процесс дегазации расплава электрическим током, осуществляемый в печи (t >> 20 с), не может описываться уравнением (6), (6а), так как при этом граничные условия (6а) принимают вид:

$$\left.\frac{\partial c_v}{\partial x}\right|_{x=0} = 0; \left.\frac{\partial c_v}{\partial x}\right|_{x=d} = \beta(c_v(x,l,t)\Big|_{x=d} - c_v^{\text{н}}), \qquad (15)$$

где значение $c_v(x,l,t)|_{x=d}$ определяется электропереносом примесей. Получить решение задачи (6) с граничными условиями (15) невозможно в связи с отсутствием зависимости между растворимостью водорода и содержанием в расплаве ионов Fe, Si, Cu, Ti и др.

Процесс массобмена водорода между расплавом и окружающей средой более динамичен, чем электроперенос примесей, о чем свидетельствуют экспериментальные результаты, приведенные в табл. 1 и 2. Поэтому при обработке расплавов электрическим током в печи первоначально преобладают процессы массобмена, описываемые уравнениями (6), (6а) $c_v(x,l,t)|_{x=d} \approx c_v(x,t)|_{x=d}$; в дальнейшем следует ожидать изменения величины $c_v(x,l,t)|_{x=d}$ так, что

Таблица 2

Изменение содержания водорода в расплаве, обработанном электрическим током на желобе

Плотность тока, j, А/м^2	Время обработки t, с	Температура расплава, T, К	Экспериментальные значения концентрации водорода		Рассчитанные значения концентрации водорода после обработки, согласно выражению (8)
			исходные	после обработки	
0,7 × 10^4	20	963	0,320	0,270	0,280
1,4 × 10^4	20	963	0,300	0,240	0,248

$c_v(x,l,t)\big|_{x=d} \neq c_v(x,t)\big|_{x=d}$. Причем на отдельных участках межэлектродного пространства может выполняться неравенство $c_v(x,l,t)\big|_{x=d} < c_v^{н}$, что должно приводить к процессу, обратному дегазации – насыщению расплава водородом.

Подтверждением сказанному служит экспериментальная зависимость изменения содержания водорода в расплаве от времени обработки электрическим током (см. рис. 7). Аналогичный характер носит и зависимость $\delta = \phi(j)$, приведенная на рис. 6. Наличие экстремума в этом случае объясняется возрастанием эффективности электропереноса примесей при увеличении плотности тока (см. выражение (4)). Следовательно, повышение плотности электрического тока (t = const >> 20 с) равнозначно, как и увеличение времени обработки расплава электрическим током при j = const, сказывается на процессе дегазации

Выводы

Определены режимы обработки алюминиевых расплавов электрическим током, способствующие экстракции водорода. Установлено, что степень их дегазации как функция от плотности тока описывается экстремальной зависимостью. Точке экстремума соответствует максимальная степень дегазации. Удаление водорода из расплава наблюдается как при постоянном, так и переменном токе. В последнем случае величина плотности электрического тока должна быть в 2–4 раза большей.

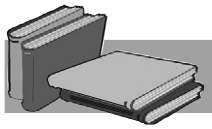
С увеличением температуры степень дегазации расплава снижается. При длительных выдержках в жидком состоянии дегазированный электрическим током расплав вновь насыщается водородом.

Показано, что по наличию эффекта дегазации в расплавах алюминия при воздействии на него постоянного электрического тока обсуждать вопросы степени ионизации водорода в металлах не представляется возможным. Направленное движение ионов H^+ под действием электрического тока не вносит существенный вклад в дегазацию расплава в области рассмотренных температурно-временных интервалов.

Наблюдаемое перераспределение водорода между анодом и катодом при длительном воздействие электрического тока на расплав, находящийся в стационарных емкостях (печи, ковше), в основном зависит от электропереноса примесей, изменения химического состава расплава у электродов и, следовательно, предельной растворимости водорода.

Важную роль в механизме дегазации расплавов электрическим током играет массообмен между расплавом и окружающей средой, усиливающийся вследствие возникновения электроконвекционных потоков, приводящих к увеличению скорости диффузии водорода в 10–15 раз.

Наиболее стабильной и значительной является дегазация расплава электрическим током на желобе в процессе разливки. Электроперенос примесей в этом случае (t < 20 с) значимого влияния на дегазацию не оказывает. Она осуществляется за счет возникновения электроконвекционных потоков, приводящих к увеличению скорости массообмена с окружающей средой, в которой парциальное давление водорода должно быть значимо меньшим. В ином случае процесс дегазации сменяется насыщением.

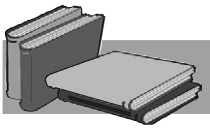


ЛИТЕРАТУРА

1. *Макаров Г.С.* Рафинирование алюминиевых сплавов газами. – М.: Металлургия, 1983. – 120 с.
2. *Альтман М.Б., Глотов Е.Б., Засыпкин В.А., Макаров Г.С.* Вакуумирование алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия,1977. – 240 с.
3. *Эскин Г.И., Швецов П.И.* Анализ эффективности процессов ультразвуковой дегазации расплава при непрерывном литье слитков алюминиевых сплавов // *Металловедение и литье легких сплавов*. – М.: Металлургия, 1977. – С. 17–31.
4. *Явойский В.И., Баталин Г.И.* Удаление водорода из металлов в электрическом поле // *Сталь*. – 1954. – № 6. – С. 487–494.
5. *Ловцов Д.П.* Поведение водорода в металлах под влиянием постоянного тока // *Литейное производство*. – 1955. – № 9. – С. 15–19.
6. *Коротков В.Г.* Дегазация алюминиевых сплавов постоянным током при атмосферном давлении // *Литейное производство*. – 1956. – № 12. – С. 20–22.
7. *Коротков В.Г.* Дегазация алюминиевых сплавов постоянным током при пониженном давлении // *Литейное производство*. – 1957. – № 2. – С. 20–22.
8. *Чернега Д.Ф., Бялик О.М., Иванчук Д.Ф., Ремизов Г.А.* Газы в цветных металлах и сплавах. – М.: Металлургия, 1982. – 176 с.
9. *Килин А.Б.* Влияние электрического тока на дегазацию и модифицирование алюминиевых сплавов // *Литейное производство*. – 2002. – № 8. – С. 21–22.
10. *Якимов В.И., Марьин Б.Н., Зелинский В.В.* и др. Воздействие электрического тока на жидкий алюминиевый сплав // *Металлургия машиностроения*. – 2003. – № 3. – С. 36–39.
11. Водород в металлах / Под ред. А.А. Алефельда, И. Фелькля: Пер. с англ. Т.1. Основные свойства. – М.: Мир, 1981. – 224 с.
12. *Харьков Е.И., Лысов В.И., Федоров В.Е.* Физика жидких металлов. – К.: Вища школа, 1979. – 248 с.

13. *Михайлов В.А., Богданова Д.Д.* Электроперенос в жидких металлах. – Новосибирск: Наука, 1978. – 224 с.
14. *Матысик В.А., Якимов В.И., Харунжин А.А.* Рафинирование алюминиевых сплавов внутренним вакуумированием и постоянным током // *Литейное производство*. – 1979. – № 9. – С. 33.
15. *Лыков А.В.* Тепломассообмен: справочник. – М.: Энергия, 1971. – 560 с.

Поступила 16.10.2018



REFERENCES

1. *Makarov, G.S.* (1983). Refining aluminum alloys with gases. Moscow: Metallurgiia, 120 p. [in Russian].
2. *Al'tman, M.B, Glotov, E.B, Zasypkin, V.A, Makarov, G.S.* (1977). The vacuuming of aluminum alloys. Moscow: Metallurgiia, 240 p. [in Russian].
3. *Eskin, G.I., Shvetsov, P.I.* (1977). Analysis of the effectiveness of the processes of ultrasonic degassing of the melt during continuous casting of ingots of aluminum alloys. *Metallography and casting of light alloys.* Moscow: Metallurgiia, pp. 17–31 [in Russian].
4. *Yavoisky, V.I., Batalin, G.I.* (1954). Removal of hydrogen from metals in an electric field. *Steel*, no. 6. pp. 487–494 [in Russian].
5. *Lovtsov, D.P.* (1955). The behavior of hydrogen in metals under the influence of direct current. *Foundry*, no. 9, pp. 15–19 [in Russian].
6. *Korotkov, V.G.* (1956). Degassing of aluminum alloys with direct current at atmospheric pressure. *Foundry*, no. 12, pp. 20–22 [in Russian].
7. *Korotkov, V.G.* (1957). Degassing of aluminum alloys with direct current under reduced pressure. *Foundry*, no. 2, pp. 20–22 [in Russian].
8. *Chernega, D.F., Bialik, O.M., Ivanchuk, D.F., Remizov, G.A.* (1982). Gases in non-ferrous metals and alloys. Moscow.: Metallurgiia, 176 p. [in Russian].
9. *Kilin, A.B.* (2002). Effect of electric current on the degassing and modification of aluminum alloys. *Foundry*, no. 8, pp. 21–22 [in Russian].
10. *Yakimov, V.I., Mar'in, B.N., Zelinsky, V.V.* et al. (2003). Effect of electric current on liquid aluminum alloy. *Metallurgy of mechanical engineering*, no. 3, pp. 36–39 [in Russian].
11. Hydrogen in metals. Under the editorship of A.A. Alefel'd, I. Fel'kl: trans. from English. Vol. 1. Basic properties. Moscow: Mir, 1981, 224 p. [in Russian].
12. *Khar'kov, E.I., Lysov, V.I., Fedorov, V.E.* (1979). Physics of liquid metals. K.: Vyshcha shkola, 248 p. [in Russian].
13. *Mikhailov, V.A., Bogdanova, D.D.* (1978). Electric transport in liquid metals. Novosibirsk: Nauka, 224 p. [in Russian].
14. *Matysik, V.A., Yakimov, V.I., Kharunzhin, A.A.* (1979). Refining of aluminum alloys by internal vacuum and direct current. *Foundry,* no. 9, P. 33 [in Russian].
15. *Lykov, A.V.* (1971). Heat and mass transfer: handbook. Moscow: Energiia, 560 p. [in Russian].

Received 16.10.2018

Анотація

А.Г. Пригунова, д-р техн. наук, ст. наук. співр., зав. відділу,
e-mail: adel_nayka@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

Дегазація алюмінієвих розплавів електричним струмом

Досліджено вплив параметрів оброблення алюмінієвих розплавів електричним струмом на процес дегазації в стаціонарних умовах (ківш, піч) і в потоці при розливанні. Розглянуто механізм дегазації. Встановлено, що спрямований рух і перерозподіл іонів H+ між анодом і катодом під дією постійного електричного струму не роблять істотного внеску до дегазації. Значущими факторами видалення водню з розплаву при пропущенні електричного струму є електроперенос іонів домішок і збільшення швидкості масообміну водню між розплавом і навколишнім середовищем, в якому парціальний тиск водню має бути значно меньшим.

Ключові слова *Алюмінієві розплави, вміст газу, ступінь дегазації, електричний струм.*

Summary

A.G. Prigunova, Doctor of Engineering Sciences, Senior Researcher, Head of Department, e-mail: adel_nayka@ukr.net

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Degassing of aluminum melts by electric current

The influence of the parameters of melts processing of aluminum and its alloys by electric current on the degassing process in stationary conditions (ladle, furnace) and in the stream during casting was investigated. The degassing mechanism is considered. It has been established that the directional movement and redistribution of H+ ions between the anode and cathode under the influence of direct electric current does not make a significant contribution to the degassing process. Significant factors for the removal of hydrogen from the melt by passing electric current are the electrical transfer of impurity ions and the increase in the mass transfer rate of hydrogen between the melt and the environment, in which the partial pressure of hydrogen should be significantly lower.

Keywords

Aluminum melts, gas content, degree of degassing, electric current.

УДК 669.715.669.788

Ф.М. Котлярский, д-р техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: onmlptima@ukr.net

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев, Украина

Водородное рафинирование алюминиевых сплавов

В хронологическом порядке изложены исследования, касающиеся водородного рафинирования жидких алюминиевых сплавов. Сделаны предложения по дальнейшему усовершенствованию этого метода.

Ключевые слова: *алюминиевые сплавы, литье, водородное рафинирование, избирательная очистка, перспективные исследования.*

Еще в 1957 г. в избранных трудах С.М. Воронова [1] описан эксперимент, в котором после продувки расплава дуралюмина водородом в затвердевшем металле, наряду с повышением пористости, наблюдалось увеличение размера кристаллитов, что является признаком уменьшения твердых неметаллических включений, являющихся центрами кристаллизации [2, с. 120].

В 1966 г. А.Д. Андреев предложил эффективный, по его мнению, метод очистки жидких алюминиевых сплавов от твердых неметаллических включений путем их насыщения водородом с последующим его удалением [3].

Через 4 года коллектив исследователей [4] производил удаление дисперсной неметаллической взвеси путем флотации водородом при длительном выстаивании расплава. Содержание водорода регулировали ведением плавки в атмосфере водяных паров.

В это же время другой коллектив авторов (В.А. Ливанов, К.И. Кузнецов и В.П. Горохов) [5] приходят к выводу, что нет основания стремиться к снижению содержания водорода в процессе плавки. Наоборот, присутствие водорода в расплавах является положительным фактором, и, чем выше его содержание, тем полнее протекает процесс их очистки от окисных взвесей. Выстаивание расплавов, насыщенных водородом, приводит к всплытию окисных взвесей на поверхность.

В 1973 г. А.М. Босов в своей работе [6] экспериментально доказал, что качество слитков улучшается, если на рафинирование плавка поступает с высоким содержанием водорода. Для водородного рафинирования в качестве источника водорода выбирали сухую древесину, которая в металле возгоняется, выделяя ряд непредельных углеводородов, разлагающихся с выделением водорода. Содержание водорода в слитках снижалось от 0,37–0,42 до 0,29–0,33 мл/100 г. В поковках количество дефектов снижалось на 24–82 %. Чем выше содержание водорода перед рафинированием, тем выше эффект рафинирования. Автор статьи [6] неоднократно использовал термин «водородное рафинирование».

В 1978 г. в работе В.А. Ефимова с соавторами [7] после наводороживания сплавов Ал9, Ал4, Ал2 содержание Al_2O_3 снизилось примерно на треть.

В 1987 г. в зарубежной публикации [8], в результате продувки расплава водородом, также отмечается значительное уменьшение содержания окисных включений.

В 1998 г. в работе [9] Ф.М. Котлярский, В.И. Белик и Г.П. Борисов исследовали на сплаве АК5М2 влияние циклического газонасыщения и затвердевания расплава между циклами на формирование непропитываемых отливок. Газонасыщение осуществляли трехминутной продувкой расплава паром (увлажненным асбестовым тампоном). Перед этим и после выдержки 5 и 30 мин заливали технологические пробы, а оставшийся расплав разливали в чугунные формы. Оказалось, что чередование газонасыщения и затвердевания по-разному влияет на отливки, полученные до и после обработки расплава паром. Для первых наблюдается четкая тенденция снижения пористости и возрастающая склонность к формированию концентрированных раковин, то есть происходит процесс рафинирования; для вторых, наоборот, пористость возрастает, а раковины уменьшаются или исчезают. Объяснено это тем, что во время газонасыщения вместе с пузырьками пара и сверхравновесного водорода всплывают неметаллические включения, на которых эти пузырьки зарождаются, а в последующих процессах затвердевания и повторного расплавления часть водорода уходит. В 1999 г. в отчете по НИР 1.6.5.390 (Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины) сделано заключение, что использование в качестве шихты (100 %) ранее насыщенного водородом металла позволяет получать исходный расплав на уровне рафинированного.

В 2008 г. Ф.М. Котлярский с соавторами [10] экспериментально осуществил предложенный А.Д. Андреевым метод очистки жидких алюминиевых сплавов от твердых неметаллических включений путем их насыщения водородом с последующим его удалением [1]. Первый этап осуществляли путем трехминутной обработки расплава влажным асбестовым тампоном, а второй – с помощью операции подстуживания и вымораживания. Определяли плотность и механические свойства литого металла сплавы АК12М2, АК7М2, АК12М4,5. Свойства определяли непосредственно после расплавления вторичных сплавов (700 °С), после наводороживания, подстуживания и вымораживания (650 °С), а также после подстуживания и вымораживания ненаводороженого металла. Практически во всех случаях более высокие механические свойства имели сплавы, рафинированные с

применением наводороживания, хотя их плотность была несколько ниже. Однако наиболее эффективным оказался вариант рафинирования, в котором после наводороживания расплав вместо классического подстуживания и вымораживания сливали в изложницу (ускоренное вымораживание). Полученную таким образом чушку расплавляли и при 660 °С отливали образцы для испытаний. Эти образцы показали не только повышенную прочность, но и наиболее высокую плотность, то есть таким простым (по сравнению с длительной операцией подстуживания и вымораживания) способом оказалось возможным очистить расплав как от окисной взвеси, так и от водорода.

Эта технология во многом похожа на описанную в работе [11, с. 169]. Вслед за расплавлением сплав перегревают на 30–50 °С выше температуры заливки и разливают в чушки, затем затвердевшие горячие чушки загружают в печь, повторно расплавляют, доводят до требуемой температуры и заливают в формы. Здесь отсутствует только операция наводороживания расплава перед разливкой в чушки. Авторы [11] указывают на недостаток описанной ими технологии – снижение производительности труда и нерациональное использование плавильных агрегатов.

В.И. Белик предложил устранить этот недостаток и максимально упростить и удешевить технологию рафинирования, сочетающую наводороживание и ускоренное вымораживание, путем ее использования в производстве вторичных сплавов, дополнив существующую технологию этого производства лишь наводороживанием – «Получение и обработка расплава перед разливкой в чушки» [12]. В этой работе весь процесс водородного рафинирования разделен на 3 стадии: первая происходит при газонасыщении расплава продувкой парами воды, во время которой образующиеся на наиболее крупных твердых неметаллических включениях (ТНМВ) пузырьки водорода уносят эти ТНМВ на поверхность; вторая – при снижении температуры и затвердевании расплава в чушках, в результате чего создаются новые этапы пересыщения с образованием газовых водородных пузырьков, часть которых всплывает в верхние слои, а часть удерживается в междендритных пространствах; третья стадия наступает при переплавке чушки, когда происходит удаление всплыванием комплексов водородных пузырьков с ТНМВ, образовавшихся во время второй стадии. Экспериментальная проверка этой технологии в промышленных условиях (фирма «АДМ», г. Киев) показала, что по прочности литого сплава АК7 водородное рафинирование несколько уступает продувке расплава азотом, но превосходит препараты Т 200 производства «SCHAFER Chemical Fabric GmbH» (Германия) и «Эвтектика» (Беларусь).

Согласно описанию Л.И. Сокольской [13, с. 111], метод повторного расплавления или вымораживания основан на различии растворимости водорода в жидком и твердом состоянии. Расплав медленно охлаждается и кристаллизуется, затем быстро расплавляется и заливается при возможно низкой температуре. Удаление газа происходит главным образом в период кристаллизации: в металле образуются пузырьки газа, при всплывании которых металл дегазируется быстрее, чем при диффузии.

Сходство приведенных в работах [11–13] технологий и механизмов рафинирования говорит о том, что это один и тот же механизм водородного рафинирования, только в одних случаях используется естественное содержание водорода, а в других оно увеличивается искусственным путем.

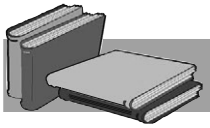
Анализ приведенных источников подтверждает эффективность водородного рафинирования алюминиевых сплавов для достижения хороших экологических, технологических и экономических показателей. В то же время этот анализ говорит о необходимости проведения целенаправленных систематических исследований этого метода с целью оптимизации его рабочих параметров с учетом типа и массы сплава, качества шихтовых материалов, термо-временных режимов наводороживания, кристаллизации и плавки чушек и др.

Следует учитывать отличительную особенность водородного рафинирования, состоящую в избирательном характере удаления наиболее крупной фракции ТНМВ, не снижая количества мелкодисперсных, являющихся потенциальными центрами кристаллизации. Поэтому очень важно научиться управлять степенью насыщения расплава водородом, так как именно этот фактор определяет границу между удаляемыми ТНМВ и остающимися.

Традиционно принято считать, что наиболее значительное загрязнение расплава происходит во время плавки [14, 15]. В то же время, как было показано в трехэтапном водородном рафинировании [12], плавка является очень важным третьим этапом рафинирования. Здесь уместно вспомнить высказанную еще в 1973 г. мечту А.М. Босова [6]: «Для разработки новых, более эффективных способов рафинирования необходимо сосредоточить исследования на тонких механизмах взаимодействия окислов с водородом в расплаве. Это даст возможность управлять содержанием водорода так, чтобы уже при плавлении шел процесс самоочистки сплава от неметаллических включений».

Внедрение водородного рафинирования в производство и использование вторичных алюминиевых сплавов исключительно важно, учитывая, что удельные энергетические затраты при использовании вторичных сплавов в 20–23 раза меньше, чем при производстве первичного алюминия и его сплавов из рудного сырья, и это объясняет широкое использование вторичных сплавов. При получении отливок из вторичных алюминиевых сплавов существующими методами расплав рафинируют (зачастую с использованием токсичных веществ) дважды: вначале перед разливкой в чушки, чтобы выдержать требования стандартов к чушкам, а затем – после расплавления чушек для получения литых изделий, чтобы улучшить их качество. Соответственно нужны расходы для приобретения дорогих рафинирующих средств (препараты, оборудование), а также использование трудовых и энергетических ресурсов для проведения операций рафинирования. В то же время без этого можно обойтись, если перед разливкой в чушки вторичный расплав подвергнуть обработке водяным

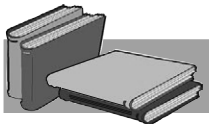
паром. Причем последующее использование такой наводороженой шихты обеспечивает более высокое качество отливок в плане плотности и механических свойств, чем аналогичной шихты без наводороживания. Аналогичным образом водородному рафинированию можно подвергать возврат и отходы собственного производства непосредственно в литейных цехах.



ЛИТЕРАТУРА

1. *Воронов С.М.* Избранные труды по легким сплавам. – М.: Оборонгиз, 1957. – 546 с.
2. *Альтман М.Б., Глотов Е.Б., Засыпкин Б.А., Макаров Г.С.* Вакуумирование алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1977. – 240 с.
3. *Андреев А.Д.* О повышении качества слитков алюминиевых сплавов // *Технология легких сплавов* (ВИЛС). – 1966. – № 6. – С. 48–55.
4. *Швецов И.В., Швецова Г.Б., Елагин В.И., Колачев Б.А.* Влияние водорода на структуру и механические свойства слитков из сплава АК8 // *Газы в легких металлах. Труды МАТИ.* – 1970. – № 71. – С. 58–67.
5. *Ливанов В.А., Кузнецов К.И., Горохов В.П.* Влияние технологических факторов на чистоту расплавов алюминия // *Газы в легких металлах. Труды МАТИ.* – 1970. – № 71. – С. 81–88.
6. *Босов А.М.* Неметаллические включения и водород в алюминиевых сплавах // *Цветные металлы*. – 1973. – № 10. – С. 45–46.
7. *Ефимов В.А., Борисов Г.П., Абрамова В.П., Руденко Н.Г., Степанов О.М., Котлярский Ф.М.* Влияние содержания неметаллических включений и газов на механические свойства сплавов типа силумин // *Новое в литье с противодавлением.* – София: БАН, 1978. – С. 66–71.
8. Сплавы алюминия и их свойства // ЭИ ТОЛП. – Сер. 3. – 1987. – № 5. – Реф. 44. – С. 9–14.
9. *Котлярский Ф.М., Белик В.И., Борисов Г.П.* Влияние режимов газонасыщения расплава на формирование и герметичность отливок из алюминиевых сплавов // *Процессы литья*. – 1998. – № 2 – С. 53–58.
10. *Котлярский Ф.М., Борисов Г.П., Белик В.И., Дука В.М.* Водородное рафинирование алюминиевых сплавов от твердых неметаллических включений // *Процессы литья*. – 2008. – № 4. – С. 48–58.
11. *Ершов Г.С., Бычков Ю.Б.* Высокопрочные алюминиевые сплавы на основе вторичного сырья. – М.: Металлургия, 1979. – 192 с.
12. *Белик В.И., Борисов Г.П., Дука В.М.* Водородное рафинирование при производстве и использовании вторичного алюминиевого сплава // *Процессы литья*. – 2014. – № 2. – С. 14–20.
13. *Сокольская Л.И.* Газы в легких металлах. – М.: Металлургиздат, 1959. – 116 с.
14. *Алов А.А.* Об источниках окисных включений и водорода в расплаве алюминия и его сплавов // *Цветные металлы.* – 1974. – № 3. – С. 53–56.
15. *Макаров Г.С.* Рафинирование алюминиевых сплавов газами. – М.: Металлургия, 1983. – 120 с.

Поступила 04.10.2018



REFERENCES

1. *Voronov, S.M.* (1957). Selected works on light alloys. Moscow: Oborongiz, 546 p. [in Russian].
2. *Al'tman, M.B., Glotov, E.B., Zasypkin, B.A., Makarov, G.S.* (1977). Treating under vacuum of aluminum alloys. Moscow: Metallurgiia, 240 p. [in Russian].
3. *Andreev, A.D.* (1966). About improving the quality of aluminum alloy ingots. *Tekhnologiia legkikh splavov* (VILS), no. 6, pp.48–55 [in Russian].
4. *Shvetsov, I.V., Shvetsova, G.B., Elagin, V.I., Kolachev, B.A.* (1970). Hydrogen effect on the structure and mechanical properties of the alloy ingots AK8. *Gazy v legkikh metallakh. Trudy MATI,* no. 71, pp. 58–67 [in Russian].
5. *Livanov, V.A., Kuznetsov, K.I., Gorokhov, V.P.* (1970). The impact of technological factors on the purity of the aluminum melts. *Gazy v legkikh metallakh. Trudy MATI*, no. 71, pp. 81–88 [in Russian].
6. *Bosov, A.M.* (1973). Nonmetallic inclusions and hydrogen in aluminum alloys. *Tsvetnye metally*, no. 10, pp. 45–46 [in Russian].
7. *Efimov, V.A., Borisov, G.P., Abramova, V.P., Rudenko, N.G., Stepanov, O.M., Kotliarskii, F.M.* (1978). Effect of nonmetallic inclusions and gases on the mechanical properties of of silumin-type alloys. *Novoe lit'e s protivodavleniem*. Sofiia: Ban, pp. 66–71 [in Russian].
8. Aluminum alloys and their properties. EI TOLP, ser. 3, 1987, no. 5, ref. 44, pp. 9–14 [in Russian].
9. *Kotliarskii, F.M., Belik, V.I., Borisov, G.P.* (1998). Influence of modes of melt gassing on the formation and air-tightness of castings from aluminum alloys. *Casting processes*, no. 2, pp. 53–58 [in Russian].
10. *Kotliarskii, F.M., Borisov, G.P., Belik, V.I., Duka, V.M.* (2008). Refining by hydrogen aluminum alloys from solid non-metallic inclusions, *Casting processes*, no. 4, pp. 48–58 [in Russian].
11. *Ershov, G.S., Bychkov, Yu.B.* (1979). High-strength aluminum-based alloys of secondary raw materials. Moscow: Metallurgiia, 192 p. [in Russian].
12. *Belik, V.I., Borisov, G.P., Duka, V.M.* (2014). Refining by hydrogen on the production and using of secondary aluminum alloy. *Casting processes*, no. 2, pp. 14–20 [in Russian].

13. *Sokol'skaia, L.I.* (1959). Gases in the light metals. Moscow: Metallurgizdat,116 p. [in Russian].
14. *Alov, A.A.* (1974). About sources of oxide inclusions and hydrogen in molten aluminum and its alloys. *Tsvetnye metally*, no. 3, pp. 53–56 [in Russian].
15. *Makarov, G.S.* (1983). Refining aluminum alloys by gases. Moscow: Metallurgiia, 120 p. [in Russian].

Received 04.10.2018

Анотація

Ф.М. Котлярський, д-р техн. наук, ст. наук. співр.,
e-mail: onmlptima@ukr.net

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна

Водневе рафінування алюмінієвих сплавів

В хронологічному порядку викладено дослідження, що стосуються водневого рафінування рідких алюмінієвих сплавів. Зроблено пропозиції щодо подальшого удосконалення цього методу.

Ключові слова

Алюмінієві сплави, лиття, водневе рафінування, вибіркове очищення, перспективні дослідження.

Summary

F.M. Kotliarskii, Doctor of Engineering Sciences, Senior Researcher, e-mail: onmlptima@ukr.net

Physico-technological Institute of Metals and Alloys of NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Hydrogen refining of aluminum alloys

In chronological order, there are presented studies concerning hydrogen refining of liquid aluminum alloys. Suggestions have been made to improve this method further.

Keywords

Aluminum alloys, casting, hydrogen refining, selective cleaning, prospective studies.

УДК 621.771.294.003.12

А.И. Бабаченко, д-р техн. наук, ст. науч. сотр., директор
А.А. Кононенко, канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник
А.Н. Хулин, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: ahulin81@ukr.net
Ж.А. Дементьева, науч. сотрудник
Е.А. Шпак, вед. инженер
О.Ф. Клиновая, вед. инженер

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины, Днепр, Украина

Надежность железнодорожных колес, изготовленных разными способами производства

Исследованы различные показатели надежности литых и цельнокатаных железнодорожных колес. Установлено, что литые колеса (марка С по AAR M 107/208), имея высокие значения прочностных свойств (временное сопротивление и твердость), по таким важным показателям надежности как относительное сужение, относительное удлинение, ударная вязкость и вязкость разрушения значительно уступают цельнокатаным колесам (марка Т и 2 по ГОСТ 10791-2011), при этом уровень относительного удлинения, ударной вязкости и вязкости разрушения литых колес не соответствует требованиям ГОСТ 10791-2011.

Ключевые слова: *Железнодорожное колесо, неметаллические включения, интенсивность напряжений, механические свойства, микроструктура.*

Введение. От железнодорожных колес требуется очень высокая надежность, важной характеристикой которой является прочность. Однако на надежность железнодорожного колеса влияют и такие его характеристики трещиностойкости как ударная вязкость, в том числе при пониженных температурах, вязкость разрушения.

Условия эксплуатации железнодорожного транспорта в странах СНГ являются сложными, что обусловлено сезонами с низкими и высокими температурами, сложным рельефом местности. Важной задачей является обеспечение безопасности движения подвижного состава, что достигается за счет использования колес с качественными показателями, которые обеспечивают безотказную эксплуатацию.

Так как обод колеса работает в паре трения с рельсом, то он, в первую очередь, должен иметь высокую износостойкость, что определяется его твердостью. С другой стороны, для обеспечения эксплуатационной надежности колеса необходимо, чтобы его обод имел достаточный запас вязкости, что в некоторых случаях может быть связано с необходимостью снижения прочности (твердости). Эти в какой-то степени противоречивые требования по механическим свойствам и определяют сложность проблемы повышения надежности обода колеса.

Цель работы: выполнить аналитическую оценку и сравнительные экспериментальные исследования показателей надежности железнодорожных колес, изготовленных разными способами.

Материал исследований. Материалом для исследований были колеса производства компании *Griffin Wheel в Winnipeg*, Канада (код производителя *GT*) в 2004 г. из стали марки *С* (рис. 1). Для сравнительных исследований были выбраны железнодорожные колеса, изготовленные из сталей марок 2 и Т по ГОСТ 10791-2011, из слитков мартеновской вакуумированной стали. Химический состав исследуемых железнодорожных колес приведен в табл. 1.

Из отобранных колес были вырезаны пробы для изготовления образцов для проведения сравнительных исследований макроструктуры, микроструктуры и механических свойств в рамках требований ГОСТ 10791-2011, а также для сравнительной оценки показателей надежности и долговечности железнодорожных колес, которые не регламентируются указанным стандартом.

Результаты исследований. Сравнительный анализ требований нормативных документов показал, что химический состав литых колес класса по стандарту *AAR M107/M208* не соответствует требованиям как европейского стандарта на цельнокатаные

Таблица 1

Химический состав исследуемых колес

Номер плавки, марка стали	Содержание элементов, %мас.							
	C	Mn	Si	S	P	Cu	Ni	V
марка 2	0,61	0,74	0,35	0,007	0,005	0,09	0,04	–
марка Т	0,66	0,79	0,33	0,018	0,009	0,20	0,12	0,094
марка *С*	0,72	0,76	0,46	0,010	0,013	0,08	0,04	–

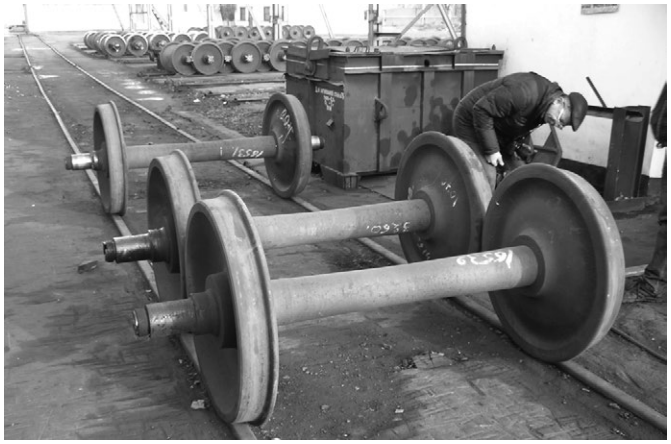


Рис. 1. Исследуемые колесные пары

колеса *EN 13262* [1], так и межгосударственного стандарта ГОСТ 10791-2011, в которых предусмотрено использование сталей с более низким содержанием углерода, чем в литых колесах.

Литые колеса производятся в основном из углеродистых марок стали с высоким содержанием углерода (до 0,77 % С и выше), по сравнению с колесами повышенной твердости по ГОСТ 10791-2011 (до 0,7 %С). Такая тенденция обусловлена тем, что чем выше содержание углерода, тем ниже должна быть температура разливки, легче осуществляется операция литья, меньше влияние на графитовые формы, лучше жидкотекучесть стали, ниже вероятность образования литейных трещин, газовых раковин и пригара. Кроме того, углерод проявляет большую склонность к ликвации. Но в стали с высоким содержанием углерода, при охлаждении кристаллы, которые образуются в разные моменты времени процесса затвердевания, имеют разный состав по легирующим и примесным элементам. В результате ликвации различные области стальной отливки могут иметь разную температуру плавления, разную усадку, различную структуру и т. п. Отсюда возникает опасность появления в стальных отливках неоднородности механических свойств.

Кроме того, для литой структуры кроме химической неоднородности, характерны дефекты усадочного происхождения. Жидкий металл имеет больший удельный объем, чем твердый, поэтому металл, залитый в форму, уменьшается в объеме при кристаллизации, что приводит к образованию пустот, которые называются дефектами усадочного происхождения, которые концентрируются в основном в осевой зоне слитка [2]. После завершения затвердевания в макроструктуре заготовок усадочные раковины обычно окружены наиболее загрязненной частью металла, в которой наблюдаются такие несплошности строения как микро- и макропоры, пузыри.

Контроль макроструктуры в работе проводили по ГОСТ 10243 на поперечных темплетах. В требованиях к макроструктуре железнодорожных колес в ГОСТ 10791-2011 отмечено, что колеса должны быть без флокенов, расслоений, трещин, корочек, остатков усадочных раковин и недопустимых ликваций. Анализ макротемплетов анализируемых железнодорожных колес показал отсутствие вышеперечисленных дефектов. При этом в макроструктуре каждого элемента литого колеса наблюдается осевая пористость (рыхлость), которая может содержать пустоты (поры).

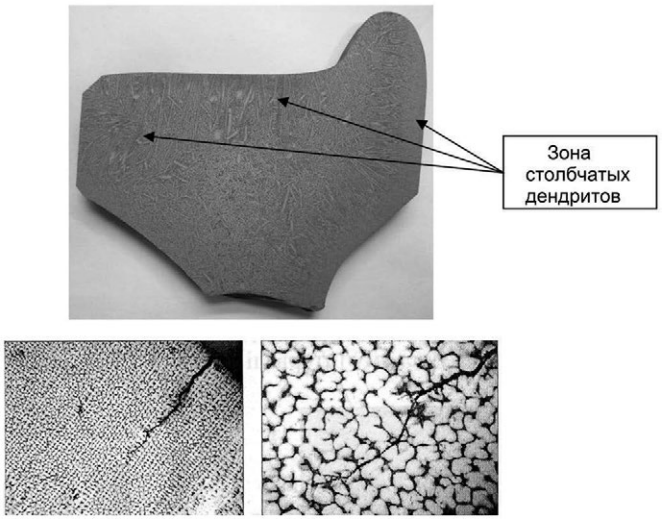


Рис. 2. Макротемплет обода литого колеса и распространение трещины в отливке по зоне столбчатых дендритов [3]

Направленная структура, связанная с наличием зоны столбчатых кристаллов, растущих от поверхности изделия до его центра, приводит к анизотропии механических свойств: прочностные и пластические свойства в перпендикулярном направлении дендритов намного ниже, чем в продольном. Возникшая трещина будет беспрепятственно развиваться в направлении роста дендритов. Появление трещин в литой стали может быть обусловлено направленностью литой структуры, дендритной ликвацией (рис. 2).

При горячей пластической деформации колесной заготовки при производстве цельнокатаных колес происходят существенные качественные изменения литой структуры: разрушаются дендриты, измельчаются первичные зерна, деформируются или измельчаются неметаллические включения, устраняется межкристаллитная пористость и существенно уменьшается химическая (ликвационная) неоднородность.

Микроструктура всех исследуемых образцов из литого колеса состоит из перлита, имеет неоднородное строение: полосы (участки), которые сильно и слабо травятся. Формирование такой неоднородной микроструктуры объясняется наличием дендритной ликвации. По форме и направлению данных участков четко видны столбчатые и равноосные дендриты литой структуры, такие же, какие были обнаружены при исследовании макроструктуры.

Микроструктура цельнокатаных железнодорожных колес ферритно-перлитная и более однородная, чем микроструктура литых. Количество феррита в структуре больше, чем в литом колесе, что определяется различным содержанием углерода. Равномерность структуры достигается благодаря воздействию горячей пластической деформации и термической обработки, которые выравнивают негативные последствия неоднородности, возникающей при дендритной кристаллизации металла.

Одним из факторов, снижающих долговечность стальных изделий, в том числе и железнодорожных колес, являются неметаллические включения.

Допустимую загрязненность ими готовой металлопродукции строго нормируют.

Неметаллические включения в стали являются инородными телами, нарушающими однородность ее структуры, поэтому их влияние на механические и другие свойства может быть значительным. При деформации стали неметаллические включения, особенно неправильной формы с острыми краями и углами, играют роль концентраторов напряжений и могут вызвать образование трещины, которая является центром дальнейшего усталостного разрушения.

Решающее значение при изучении влияния неметаллических включений на качество стали имеют их свойства: размер, форма, химические и физические характеристики, а также характер расположения по отношению к границам зерен литого металла.

В соответствии с требованиями ГОСТ 10791-2011, оценивается загрязненность стали обода колеса неметаллическими включениями. Для комплексной оценки качества стали, изучение микроструктуры проводили во всех элементах литых железнодорожных колес – в ободе, диске и ступице.

Оценка загрязненности металла исследуемых колес выполнена в соответствии с ГОСТ 1778 «Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений». Учитывая отсутствие принципиальной разницы в способе производства металла и деформационной обработки для цельнокатаных колес из стали марок 2 и Т, исследования выполнены только на колесе из стали марки 2.

Во всех исследованных образцах, вырезанных из обода литого колеса, средний размер сульфидов соответствует 3 баллу, что превышает требования ГОСТ 10791-2011. Размер неметаллических включений в других элементах колеса (диске и ступице) ГОСТ 10791-2011 не регламентирует, но проведенные исследования показали, что средний размер неметаллических включений (сульфидов) в диске и ступице колеса составляет 3,5 балла (рис. 3).

Сульфидные включения в цельнокатаном колесе, изготовленном из слитка мартеновской стали (рис. 4), не превышают 2 балла по шкале С ГОСТ 1778-70, что соответствует требованиям ГОСТ 10791-2011. Эти сульфиды имеют более округлую форму, чем в литом колесе, что оказывает менее негативное влияние на показатели надежности, чем сульфидная эвтектика, которая имеет строчечную форму. Остальные неметаллические включения очень мелкие, поэтому их балл не определялся.

С точки зрения надежности железнодорожных колес, наибольшую опасность представляют поры с малым радиусом вершины. Изменение механических свойств в зависимости от пористости при прочих неизменных параметрах обусловлено не только уменьшением эффективного сечения нагруженного образца, но и возникновением локальной концентрации напряжений вблизи пор [4]. Современная механика разрушения исходит из того, что в материале всегда есть уже готовые дефекты, которые при определенных условиях могут хрупко развиваться.

В механике разрушения обычно рассматривается растяжение изотропной бесконечной пластины конечной толщины, в которой есть эллиптическая трещина с радиусом закругления r, который стремится к нулю [5]. Если длина трещины $2c$ значительно меньше ширины a, любая трещина действует как концентратор напряжений. У вершины трещины возникает максимальное напряжение:

$$S_m = 2S\,(c/r)^{1/2}, \qquad (1)$$

где S – приложенное извне напряжение.

Из уравнения (1) следует, что при одной и той же внешней нагрузке у вершины трещины будут возникать напряжения тем больше, чем она длиннее и острее. При определенных значениях S, c и r напряжение S_m превзойдет теоретическое сопротивление отрыва $S_{отр}$, межатомные связи у вершины трещины разорвутся, и трещина начнет развиваться.

Если принять, что неметаллические включения являются концентраторами напряжений, такими же, как микротрещины, то максимальное напряжение, рассчитанное по уравнению (1), у вершины сульфидных включений, наблюдаемых в металле литого колеса, длина которых составляет около 0,05 мм при толщине 0,005 мм, при напряжении в ободе колеса 500 МПа может достигать величины порядка 3200 Н/мм$^{3/2}$, что превышает коэффициент интенсивности напряжений для этих колес в 2 раза. Это может привести к самопроизвольному нестабильному распространению трещины, зародившейся в вершине неметаллического включения и, впоследствии, к разрушению колеса. Кроме того, располагаясь вдоль дендритных ветвей в междендритном пространстве, неметаллические включения ориентированы, что еще в большей степени способствует развитию возникшей трещины в литом колесе.

Глобулярные неметаллические включения, наблюдаемые в цельнокатаных колесах, более благоприятные по форме, с точки зрения концентрации (увеличения) напряжений в его окружении. Так, при напряжении в ободе 500 МПа, для которого была рассчитана величина напряжения в вершине включения в литом колесе, интенсивность напряжения вокруг глобулярного включения в цельнокатаном колесе составит 1000 Н/мм$^{3/2}$, что более чем в 3 раза меньше, чем для строчечных сульфидных включений и не превышает коэффициент интенсивности напряжений для металла катаных железнодорожных колес.

Надежность колес в эксплуатации в значительной степени определяется нормативной документацией, в которой отражены требования к механическим свойствам стали колес, основные методы испытаний и контроля качества колес и допустимые при этом нормы.

ГОСТ 10791-2011 регламентирует проведение целого ряда сдаточных механических испытаний на образцах, как с обода, так и диска железнодорожного колеса, что дает полную картину о качестве и надежности изделия. В работе были выполнены испытания исследуемых колес (литых колес класса С и цельнокатаных из стали марок 2 и Т) с определением величин временного сопротивления ($\sigma_в$) металла обода колеса, относительного удлинения (δ) и сужения (ψ),

твердости обода колеса на глубине 30 мм от поверхности катания и ударной вязкости (*KCU*) обода и диска.

Как показали результаты механических испытаний (табл. 2), литые железнодорожные колеса имеют высокие значения твердости и временного сопротивления, что позволяет использовать данный вид продукции под вагонами с большой нагрузкой на ось. Эти характеристики также определяют высокие значения долговечности по износу. Однако литые колеса не соответствуют требованиям по пластичным и вязким характеристикам.

В настоящее время характеристики механики разрушения, среди которых особое место занимает критический коэффициент интенсивности напряжений *K*1*c*, становятся одними из наиболее важных характеристик надежности для многих стальных изделий и конструкций повышенной прочности, в том числе и для железнодорожных колес. Знание этого параметра позволяет оценить сопротивляемость материала хрупкому разрушению.

Ранее проведенные исследования показали [6, 7], что вязкость разрушения *K*1*c* является структурно чувствительной характеристикой, а ее величина может изменяться в широких пределах в зависимости от структурного состояния колесной стали. Основными структурными параметрами, определяющими уровень значений *K*1*c* этих сталей, является величина действительного зерна, дисперсность продуктов распада аустенита, количество и характер распределения структурно-свободного феррита и неметаллических включений. Важное преимущество *K*1*c* по сравнению с другими характеристиками предельной прочности является то, что вязкость разрушения учитывает и длину трещины. Любой критерий разрушения, выраженный через напряжение, предусматривает, что разрушение происходит мгновенно после достижения этого напряжения. Однако, как доказано в настоящее время, любое разрушение – это результат развития трещины до своей критической длины, и поэтому характеристика предельной способности к торможению разрушения должна включать не только напряжение, но и длину трещины. Критический коэффициент интенсивности напряжений *K*1*c* характеризует трещиностойкость материалов в линейно-упругой области деформации и используется при оценке качества металлопроката из конструкционных сталей, а также эксплуатационных свойств изделий из этих сталей (железнодорожных колес, бандажей и т. д.) и является силовой характеристикой трещиностойкости.

ГОСТ 10791-2011 регламентирует значения вязкости разрушения ≥ 50 МПа·м$^{1/2}$ для железнодорожного подвижного состава с конструкционной скоростью до 200 км/ч и ≥ 70 МПа·м$^{1/2}$ для железнодорожного подвижного состава с конструкционной скоростью более 200 км/ч. Результаты испытаний показали, что литые железнодорожные колеса класса *C* имеют наименьшее значение вязкости разрушения по сравнению с цельнокатаными колесами из стали марок 2 и Т (табл. 2).

Практически во всех зарубежных и международных стандартах на железнодорожные колеса предусмотрено проведение испытаний на ударный изгиб образцов, вырезанных из обода колеса. Но, как показывают исследования различных авторов [8, 9], для конструкционных материалов и изделий из них, которые работают в условиях не только нормальных, но и при низких температурах, знание работы удара, определенное при температуре 20 °С, не может предоставить полную информацию об их эксплуатационной надежности. Для этого необходимо проведение испытаний при низких температурах. Известно, что снижение температуры является одним из наиболее активных факторов, который оказывает влияние на переход металла из вязкого состояния в хрупкое [10, 11], и тем самым повышает опасность хрупкого разрушения.

В работе были проведены сравнительные исследования влияния температуры испытаний в интервале от плюс 20 °С до минус 60 °С на ударную вязкость образцов, вырезанных из ободов литых и цельнокатаных железнодорожных колес (табл. 3). Отбор проб проводился в соответствии с требованиями ГОСТ 10791-2011.

Установлено, что при пониженных температурах литое колесо имеет значения ударной вязкости в несколько раз ниже, чем цельнокатаные колеса. Как показали исследования, выполненные в данной работе, несмотря на то, что компания *Griffin Wheel* и гарантирует использование своих литых колес в климатических условиях Канады, но величина их

Таблица 3

Ударная вязкость исследуемых железнодорожных колес при пониженной температуре (°С)

Марка стали	Ударная вязкость при пониженной температуре, Дж/см^2			
	0	-20	-40	-60
марка *C*	5,2	4,5	3,5	3,0
марка 2	39,3	35,3	32,7	30,1
марка Т	18,6	14,1	11,5	10,1

Таблица 2

Механические свойства исследуемых железнодорожных колес, нормируемые ГОСТ 10791-2011

Марка стали	Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	Относительное удлинение δ, %	Относительное сужение ψ, %	Твердость на гл. 30 мм, *HB*	Ударная вязкость *KCU*$^{+20°C}$, Дж/см^2		Вязкость разрушения K_{1C}, МПа·м$^{1/2}$
					обод	диск	
марка *C*	1206,3	9,2	14,4	349,3	8,5	5,11	44,3
марка 2	975,0	14,4	45,0	296,3	51,6	33,2	65,1
марка Т	1152,5	15,3	34,7	338,6	24,5	24,0	53,4

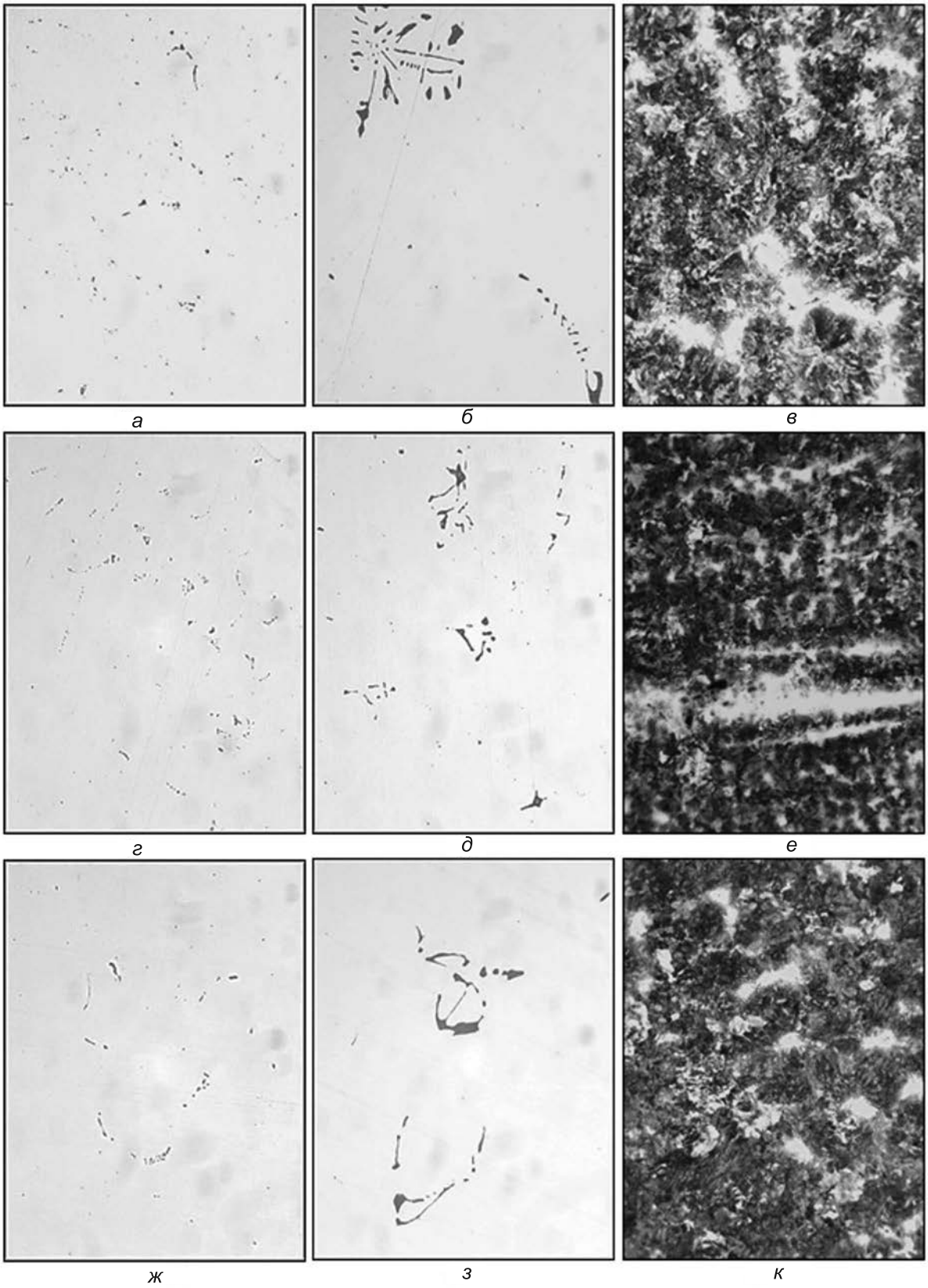


Рис. 3. Неметаллические включения в элементах литого колеса: *а, б, в* – обод; *г, д, е* – диск; *ж, з, к* – ступица; *а, г, ж* – ×100; *б, ж, з* – ×400; *в, е, к* – ×50

ударной вязкости даже при комнатной температуре ниже, чем у высокопрочных колес из стали марки Т (ГОСТ 10791-2011) при температуре минус 60 °С. То есть требования к контролируемым характеристикам колес в соответствии со стандартом *AAR M-107/M-208* не позволяют гарантировать безопасную эксплуатацию колес в различных климатических условиях.

Аналитическая оценка и сравнительные экспериментальные исследования основных показателей надежности железнодорожных колес, эксплуатируемых в климатических зонах стран СНГ, изготовленных

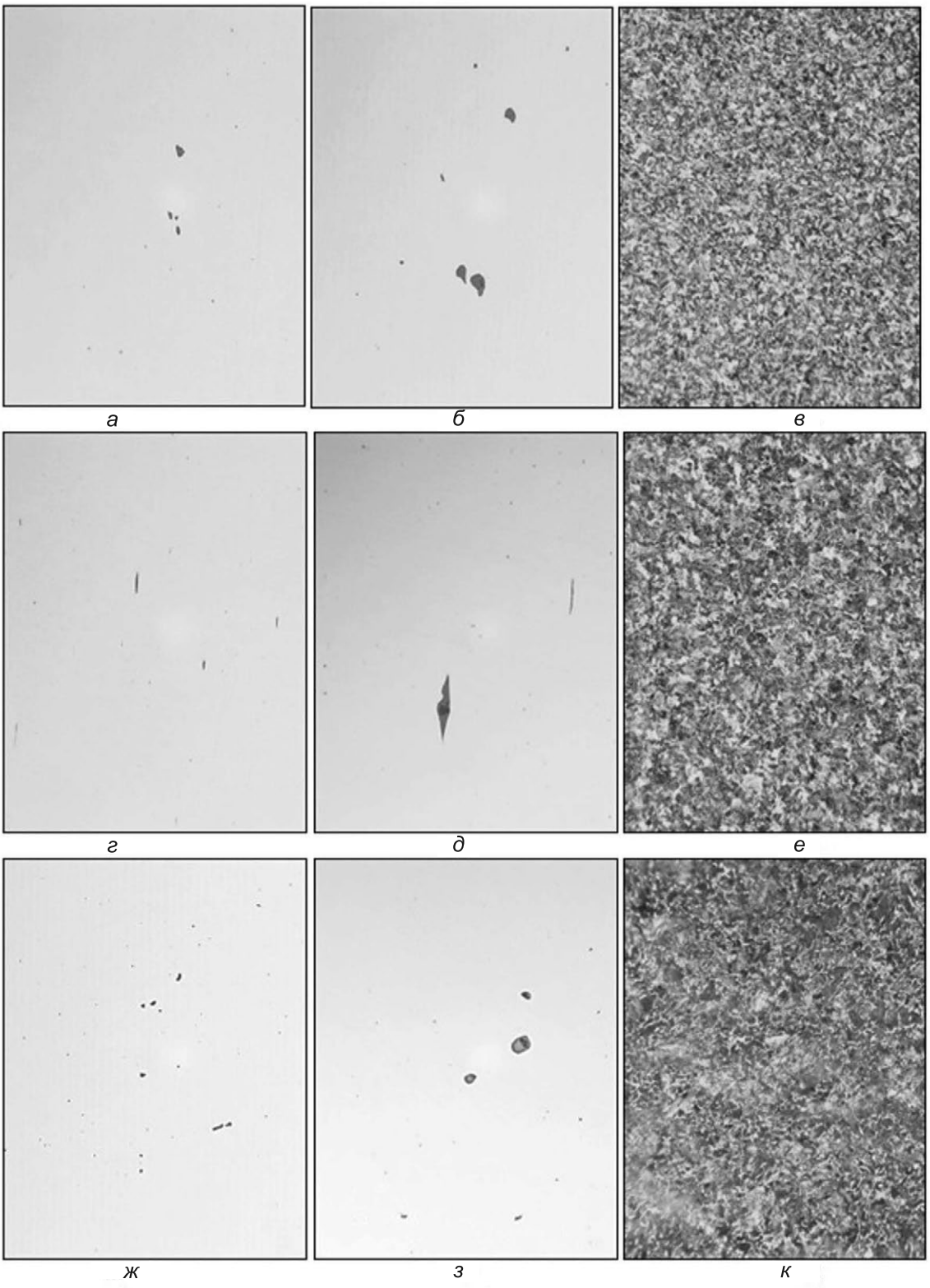


Рис. 4. Неметаллические включения в элементах цельнокатаного колеса: *а, б, в* – обод; *г, д, е* – диск; *ж, з, к* – ступица; *а, г, ж* – ×100; *б, ж, з* – ×400; *в, е, к* – ×50

различными способами производства, показали, что литые колеса, имея меньшую стоимость и более высокие прочностные свойства, по сравнению с цельнокатаными, уступают им по другим показателям надежности. Установлено, что наличие большого количества крупных неметаллических включений неблагоприятной (строчечной) формы может привести к возникновению трещины, и в сочетании с литой, направленной структурой в сечении железнодорожных колес способствует распространению возникшей трещины. Также низкие значения ударной вязкости, которая характеризует способность материала поглощать механическую энергию в процессе деформации и разрушения под действием ударной нагрузки, особенно при минусовых температурах, способствуют повышению вероятности неконтролируемого разрушения изделий в процессе эксплуатации. Определение сферы возможного применения литых колес требует дальнейших исследований.

Выводы

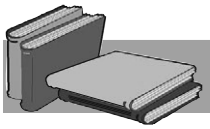
Выполненные в работе сравнительные исследования литых железнодорожных колес марки *С*, изготовленных по стандарту *AAR M-107/M-208*, и цельнокатаных колес из сталей марки 2 и Т, изготовленных по ГОСТ 10791-2011, показали следующие результаты:

– макроструктура литого колеса имеет выраженную структуру литого металла с присущим ей наличием трех зон (зона мелкозернистой корки, столбчатых кристаллов и равноосных кристаллов) кристаллизации. Для цельнокатаных колес характерна плотная однородная макроструктура;

– микроструктура металла колеса марки *С* неоднородна, имеет явно выраженную дендритную ликвацию химических элементов. Кроме того, в междендритном пространстве наблюдается большое число неметаллических включений (сульфидов, 3,5 балла). Неметаллические включения в металле литого колеса представляют собой вытянутые, строчечные включения, в то время как микроструктура цельнокатаного железнодорожного колеса однородная, а неметаллические включения имеют округлую форму;

– установлено, что литые колеса (марка *С* по *AAR M 107/208*), имея высокие значения характеристик прочности, (временное сопротивление и твердость), по таким важным показателям надежности как относительное сужение, относительное удлинение, ударная вязкость и вязкость разрушения значительно уступают цельнокатаным колесам (марка Т и 2 по ГОСТ 10791-2011), при этом уровень относительного удлинения, ударной вязкости и вязкости разрушения литых колес не соответствует требованиям ГОСТ 10791-2011.

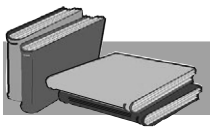
Литые железнодорожные колеса на железных дорогах стран СНГ, очевидно, могут использоваться только на замкнутых маршрутах со специальными условиями эксплуатации. Однако, для более достоверной оценки надежности и долговечности этих изделий необходимо проведение комплекса исследований литых колес с разным уровнем прочности и содержанием углерода.



ЛИТЕРАТУРА

1. *Diener M., Ghidini A.* Reliability and safety in railway products. Fracture mechanics on railway solid wheels. A challenge for appliers and producers. – 2008, 118 p.
2. *Явойский В.И., Левин С.Л., Баптизманский В.И.* и др. Металлургия стали. – М.: Металлургия, 1973. – 816 с.
3. *Борисенко А.Ю.* Формирование структурных зон в стальных отливках // *Металознавство та термічна обробка металів*. – № 2. – 2014. – С. 39–50.
4. *Золотаревский В.С.* Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 351 с.
5. *Мишин В.М.* Структурно-механические основы локального разрушения конструкционных сталей: монография. – Пятигорск: Спецпечать, 2006. – 226 с.
6. *Узлов И.Г., Моисеева Л.А., Мирошниченко Н.Г., Умеренкова Н.А., Бабаченко А.И.* Вязкость разрушения среднеуглеродистой колесной стали в различных структурных состояниях // *Сталь*. – 1996. – № 4. – С. 51–54.
7. *Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Умеренкова Н.А., Моисеева Л.А.* Исследование влияния структурного состояния среднеуглеродистых сталей на показатели вязкости разрушения // *Сталь*. – 1997. – № 5. – С. 57–60.
8. *Пустовой В.Н.* Металлоконструкции грузоподъемных машин. Разрушение и прогнозирование остаточного ресурса. – М.: Транспорт, 1992. – 256 с.
9. *Георгиев М.Н.* Вязкость малоуглеродистых сталей. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.
10. *Фридман Я.Б.* Механические свойства металлов. Часть вторая. Механические свойства. Конструкционная прочность. – М.: Машиностроение, 1974. – 368 с.
11. *Витцель В.И., Эдсит Н.Р.* Влияние температуры на разрушение. – *В сб.: Разрушение*, Т. 4. – М.: Мир, 1977. – С. 68–105.

Поступила 05.10.2018



REFERENCES

1. *Diener, M., Ghidini, A.* (2008). Reliability and safety in railway products. Fracture mechanics on railway solid wheels. A challenge for appliers and producers, 118 p. [in English].
2. *Yavoyskiy, V.I., Levin, S.L., Baptizmansky, V.I.* et al. (1973). Metallurgy of steel. Moscow: Metallurgiia, 816 p. [in Russian].
3. *Borisenko, A.Yu.* (2014). Formation of structural zones in steel castings. *Metallurgy and thermal processing of metals*, no. 2, pp. 39–50 [in Russian].
4. *Zolotarevsky, V.S.* (1983). Mechanical properties of metals. Moscow: Metallurgiia, 351 p. [in Russian].
5. *Mishin, V.M.* (2006). Structural-mechanical foundations of local destruction of structural steels: monograph. Piatigorsk: Spetspechat', 226 p. [in Russian].
6. *Uzlov, I.G., Moiseeva, L.A., Miroshnichenko, N.G., Umerenkova, N.A., Babachenko, A.I.* (1996). The viscosity of the destruction of medium carbon steel in various structural states. *Steel*, no. 4, pp. 51–54 [in Russian].

7. *Uzlov, I.G., Babachenko, A.I., Umerenkova, N.A., Moiseeva, L.A.* (1997). Investigation of the influence of the structural state of medium carbon steels on the indicators of the viscosity of destruction. *Steel*, no. 5, pp. 57–60 [in Russian].
8. *Pustovoi, V.N.* (1992). Metal structures of lifting machines. Destruction and forecasting of the residual resource. Moscow: Transport, 256 p. [in Russian].
9. *Georgiev, M.N.* (1973). Viscosity of low-carbon steels. Moscow: Metallurgiia, 224 p. [in Russian].
10. *Fridman, Ya.B.* (1974). Mechanical properties of metals. The second part. Mechanical properties. Structural strength. Moscow: Mashinostroenie, 368 p. [in Russian].
11. *Witsel', V.I., Edsit, N.R.* (1977). Influence of temperature on destruction. *Destruction*, Vol. 4, Moscow: Mir, pp. 68–105 [in Russian].

Received 05.10.2018

Анотація

О.І. Бабаченко, д-р техн. наук, ст. наук. співр., директор;
Г.А. Кононенко, канд. техн. наук, ст. наук. співробітник; **А.М. Хулін**, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: ahulin81@ukr.net;
Ж.А. Дементьєва, наук. співробітник; **О.А. Шпак**, пров. інженер;
О.П. Клинова, пров. інженер

Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, Дніпро, Україна

Надійність залізничних коліс, виготовлених різними способами виробництва

Досліджено різні показники надійності литих і суцільнокатаних залізничних коліс. Встановлено, що литі колеса (марка С по AAR M 107/208), маючи високі значення міцностних властивостей (тимчасовий опір і твердість), за такими важливими показниками надійності як відносне звуження, відносне подовження, ударна в'язкість і в'язкість руйнування значно поступаються суцільнокатаним колесам (марка Т і 2 по ГОСТ 10791-2011), при цьому рівень відносного подовження, ударної в'язкості і в'язкості руйнування литих коліс не відповідає вимогам ГОСТ 10791-2011.

Ключові слова

Залізничне колесо, неметалеві включення, інтенсивність напружень, механічні властивості, мікроструктура.

Summary

O.I. Babachenko, Doctor of Engineering Sciences, Senior Research Scientist, Director; **A.A. Kononenko**, Candidate of Engineering Sciences, Senior Research Scientist ; **A.N. Khulin**, Candidate of Engineering Sciences, Senior Research Scientist, e-mail: ahulin81@ukr.net; **Zh.A. Dement'eva**, Research Scientist; **E.A. Shpak**, Lead Engineer;
O.F. Klinova, Lead Engineer

Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of NAS of Ukraine, Dnipro, Ukraine

Reliability of railway wheels, manufactured by different production ways

Various indicators of reliability of cast and solid-rolled railway wheels are investigated. It has been found that the cast wheels (grade C on AAR M 107/208), having high values of strength properties (tensile strength and hardness), in such important indicators of reliability as the reduction of area, elongation, impact strength and fracture toughness are much inferior to solid wheels (grades T and 2 according to GOST 10791-2011), while the level of relative elongation, impact strength and fracture toughness of cast wheels does not meet the requirements of GOST 10791-2011.

Keywords

Railway wheel, non-metallic inclusions, stress intensity, mechanical properties, microstructure.

УДК 621.745.55

М.М. Ямшинский, канд. техн. наук, доц., e-mail: yamshinskiy@iff.kpi.ua, http://orcid.org/0000-0002-2293-2939
Г.Е. Федоров, канд. техн. наук, доц., e-mail: radaiff@iff.kpi.ua, http://orcid.org/0000-0001-8254-9643
Национальный технический университет Украины «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев, Украина

Хромомарганцевые чугуны для работы в экстремальных условиях

Анализом условий эксплуатации литых деталей в гидроабразивной среде установлено, что сопротивление сплавов износу в экстремальных условиях зависит от их химического состава и режимов термической обработки, которые обеспечивают формирование структуры металла с высокими твердостью и износостойкостью. Однако вопрос относительно влияния отдельных структурных составляющих на износостойкость сплавов и сегодня является дискуссионным.
Следовательно, важным заданием является, прежде всего, разработка высоколегированных чугунов с карбидами типа Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$, которые являются самыми перспективными для производства литых деталей, которые работают в условиях высокоабразивного действия.
Определены оптимальные границы содержания и соотношения основных химических элементов – хрома и марганца – в износостойких чугунах и границы использования титана и ванадия.
Разработан и рекомендуется в производство новый безникелевый хромомарганцевый чугун для изготовления литых деталей, которые работают в экстремальных условиях износа. Определено соотношение основных элементов в чугуне: содержание хрома – 18,0-20,0 %, марганца – 3,5-4,5 %. Для повышения эксплуатационных характеристик чугуна на 15–20 % его целесообразно микролегировать титаном в пределах 0,1–0,5 % или ванадием – в пределах 0,5–0,8 %.

Ключевые слова: *твердость, износостойкость, модифицирование, микролегирование, хром, титан, марганец, эксплуатационные свойства.*

Специальные сплавы, которые используют в теплоэнергетике для изготовления литых деталей, которые работают в условиях интенсивного абразивного и гидроабразивного износа, содержат в своем составе значительное количество дорогих и дефицитных элементов: никель, молибден, вольфрам, медь и т. д. В отечественной и зарубежной практике накоплен значительный опыт применения как износостойких материалов, которые работают в условиях интенсивного абразивного или гидроабразивного износа, белых чугунов с высоким содержанием хрома и марганца [1–3]. Однако такие чугуны имеют относительно невысокие износостойкость и механические свойства, склонные к образованию трещин в отливках во время кристаллизации металла или термической обработки отливок. Поиски новых, более эффективных и более дешевых сплавов для работы в экстремальных условиях или усовершенствование существующих без повышения себестоимости продукции литейных цехов, является заданием актуальным. Очевидно, что решение такого задания возможно только с использованием совершенных процессов дополнительного легирования базовых сплавов, их микролегирования, модификации, термической обработки и усовершенствования в целом технологических процессов изготовления литых деталей из сплавов этого класса с целью повышения, прежде всего, эксплуатационных характеристик [2, 3].

Тепловая энергетика является одним из основных потребителей износостойких сплавов. Здесь в тяжелых условиях абразивного и гидроабразивного износа работают детали систем приготовления твердого пылевидного топлива и удаления продуктов его сжигания – шлака и золы – из топливосжигающих устройств. Основным оборудованием систем гидрозолоудаления (ГЗУ), которое поддается интенсивному износу, являются шламовые транспортеры и багерные насосы. Основными рабочими элементами багерного насоса является корпус, колесо и крышка (диск), которые изготовляют литьем из износостойких чугунов (по большей части из хромоникелевого чугуна 280Х28Н2). Быстрее всего изнашивается колесо. Работа насоса полностью прекращается, когда в лопастях колеса образуются сквозные отверстия, и насос не в состоянии создавать нужного напора пульпы в результате ее обратного потока [4–7].

Анализом условий эксплуатации литых деталей в гидроабразивной среде установлено, что сопротивление металлов и сплавов гидроабразивному изнашиванию зависит от их химического состава и термической обработки, которые обеспечивают формирование структуры металла с высокими твердостью и износостойкостью.

Основной абразив, который является причиной изнашивания литых деталей систем ГЗУ на тепловых электростанциях, – это шлак и зола. Частицы шлака имеют разную форму – от игольчатой к шаровидной, которая зависит от модуля основности – отношения оксидов кальция и железа к оксидам кремния и алюминия [6, 8–10].

Увеличение зольности топлива, которое используют на тепловых электростанциях Украины, в значительной мере повышает содержание оксидов кремния и алюминия, а, следовательно, и способность

шлака больше изнашивать поверхности рабочих деталей агрегатов ГЗУ.

В работе рассмотрена перспективность использования высоколегированных чугунов с карбидами типа Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$ для производства литых деталей, которые работают в условиях интенсивного износа.

Целью работы является исследование влияния хрома, марганца, титана и ванадия на структуру и эксплуатационные свойства высоколегированных чугунов для работы в экстремальных условиях изнашивания и создания базы данных для разработки методологии прогнозирования специальных свойств сплавов на основе железа.

Как базовый сплав для определения соотношения основных химических элементов использовали высоколегированный чугун с содержанием хрома от 4,5 до 31,6 %, марганца – от 2,0 до 12,0 % и углерода – от 2,8 до 3,2 %, что позволяет разработать базовый хромомарганцевый чугун с высокой износостойкостью. Чугун выплавляли в индукционной печи ИСТ-0,06 с кислой футеровкой. Легирующие и микролегирующие элементы добавляли в тигель печи в виде соответствующих ферросплавов в окончательный период плавления после раскисления расплава алюминием. Разливка расплава – фракционная.

Образцы для исследования структуры, твердости и износостойкости изготовляли с использованием сухих форм, окрашенных дистен-силиманитовой краской. Заливку форм расплавом осуществляли при температурах 1380–1400 °С.

Микроструктуру металла исследовали современными рентгеноструктурными и металлографическими методами с использованием растрово-электронного микроскопа РЕМ 106и и микроскопа Neophot 21. Фазовый состав металла изучали на дифрактометре Ultima IV фирмы Rigaku.

Авторы [1, 3, 6] считают, что оптимальная износостойкая структура для пар металлов, которые трутся, определяется благоприятным сочетанием структуры и сложного комплекса свойств:

– физико-механических (высокое сопротивление сжатию, изгибу, значительные силы молекулярно-механического сцепления, сочетания высоких твердости и вязкости);

– физических (высокая теплопроводность, небольшая разница температурных коэффициентов расширения фаз и поверхностного натяга на межфазных границах сплава);

– физико-химических (высокая насыщенность и равномерность микрораспределения легирующих элементов, стойкость против коррозии).

Получение такого комплекса свойств практически невозможно ни в однофазном однокомпонентном, ни даже в многокомпонентном сплаве, но полностью возможно в максимально гетерогенном. При этом нужно учитывать, что для разных условий влияния нагрузок, которые способствуют износу, оптимальная износостойкость создается за счет разных, но характерных для каждого конкретного случая, структурных составляющих сплава.

Исследовано влияние хрома на свойства износостойкого чугуна в диапазоне его концентраций от 4,5 до 31,6 % при содержании в металле приблизительно 3,0 % углерода.

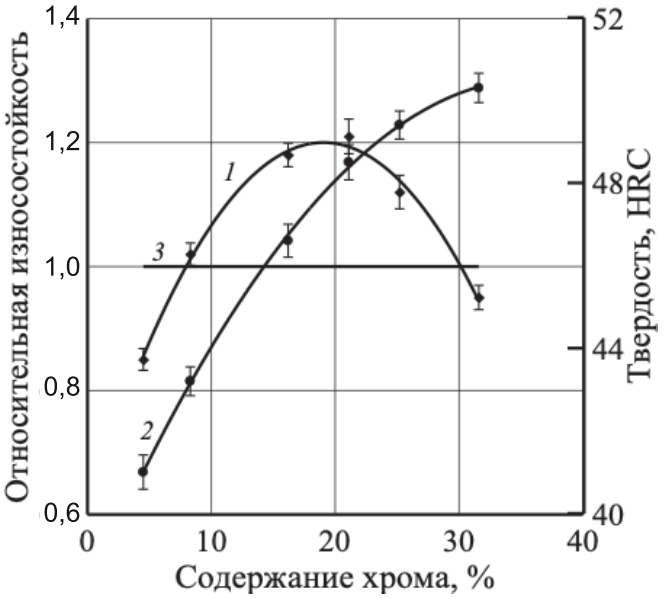


Рис. 1. Изменение твердости и износостойкости чугуна в зависимости от содержания в нем хрома: *1* – относительная износостойкость; *2* – твердость; *3* – эталон 280Х28Н2

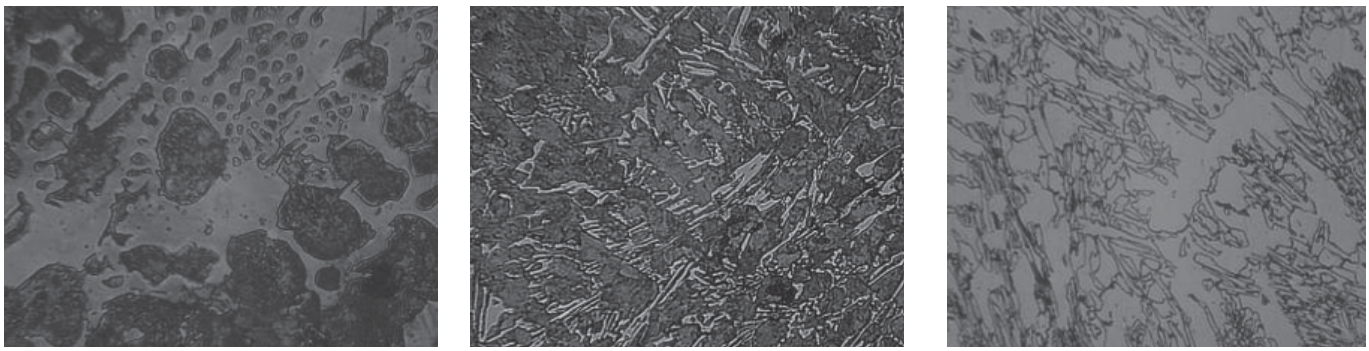
Известно, что хромистые чугуны без дополнительного легирования аустенитностабилизирующими элементами имеют низкую прокаливаемость, поэтому исходный чугун содержал дополнительно 4,0–5,0 % Mn. Такое содержание марганца по данным работ [4, 6], в хромомарганцевых белых чугунах с карбидами Me_7C_3 обеспечивает прокаливаемость отливок с эквивалентной толщиной стенки до 350 мм, то есть практически любых отливок.

Относительную износостойкость определяли в гидроабразивной среде с использованием карьерного песка. Как эталон для сравнения использовали образцы из сплава 280Х28Н2. Результаты исследований показаны на рис. 1.

Установлено, что повышение концентрации хрома в чугуне от 4,5 до 21,0 % существенно улучшает его эксплуатационные свойства, поскольку количество карбидов цементитного типа уменьшается в результате образования специальных карбидов хрома $(Cr, Fe, Mn)_7C_3$ с более высокой микротвердостью. При этом эвтектика ледебуритного типа постепенно вытесняется эвтектикой с разветвленными диспергированными сложными карбидами (рис. 2), которая в значительной мере отвечает принципу Шарпи. Повышению твердости и износостойкости чугуна способствует увеличение количества этой эвтектики и уменьшение количества аустенита.

Повышение концентрации хрома в чугуне свыше 21 % приводит к появлению в структуре крупных заэвтектических карбидов типа Cr_7C_3 и к увеличению количества легированного хромом феррита, что и снижает износостойкость сплава.

Карбиды Cr_7C_3 кристаллизируются в виде длинных иглообразных шестигранников. Такие карбиды снижают износостойкость и особенно прочность отливок, хотя твердость сплава при этом повышается.



а *б* *в*

Рис. 2. Влияние хрома на структуру высоколегированного чугуна: *а* – 4,5 % Cr; *б* – 21,0 % Cr; *в* – 25,2 % Cr (×200)

Следовательно, для получения хромомарганцевых чугунов с высокой износостойкостью (выше, чем у чугуна 280Х28Н2), они должны содержать в своем составе от 8 до 30 % хрома (см. рис. 1).

Однако с учетом полного комплекса литейных, механических, эксплуатационных и экономических показателей более целесообразным диапазоном концентраций хрома в высокохромистых чугунах следует считать 15–25 %.

Исследовано влияние марганца на свойства высокохромистого чугуна в диапазоне концентраций от 2,1 до 11,9 % (см. рис. 3).

Марганец способствует стабилизации аустенита в высокохромистом чугуне. С повышением содержания марганца в чугуне твердость сплава снижается, что объясняется увеличением количества остаточного аустенита в основе металла и его стабилизацией (рис. 4). Кроме того, марганец повышает растворимость углерода в γ-железе, что приводит к уменьшению общего количества карбидов хрома.

Опираясь на данные работы [6], можно считать, что в хромомарганцевых чугунах каждый процент марганца может снижать содержание карбидной фазы на 1,0–1,4 %. Износостойкость сплава при этом уменьшается – уже при содержании марганца около 9 % она становится меньше, чем сплава 280Х28Н2.

Таким образом, для достижения высокой износостойкости хромомарганцевые чугуны должны содержать в своем составе от 2,0 до 9,0 % марганца.

По результатам исследований сделаны следующие выводы:

– выбор и использование износостойких хромомарганцевых чугунов необходимо осуществлять с учетом оптимального соотношения в них хрома и марганца в зависимости от конкретных условий эксплуатации литых деталей;

– в случае увеличения содержания хрома в чугуне свыше 20 % количество марганца необходимо уменьшать для сохранения удовлетворительных механических свойств.

Учитывая тот факт, что марганец повышает прокаливаемость хромистых чугунов и при незначительных его концентрациях остаточный аустенит в чугуне способен укрепляться под действием ударов абразивных частиц, высокохромистый чугун в своем составе должен содержать 3,0–5,0 % марганца.

По результатам исследований механических и эксплуатационных свойств, предложен базовый хромомарганцевый чугун с содержанием 18–20 % хрома и 3,5–4,5 % марганца, который для удобства проведения последующих исследований обозначен как 290Х19Г4.

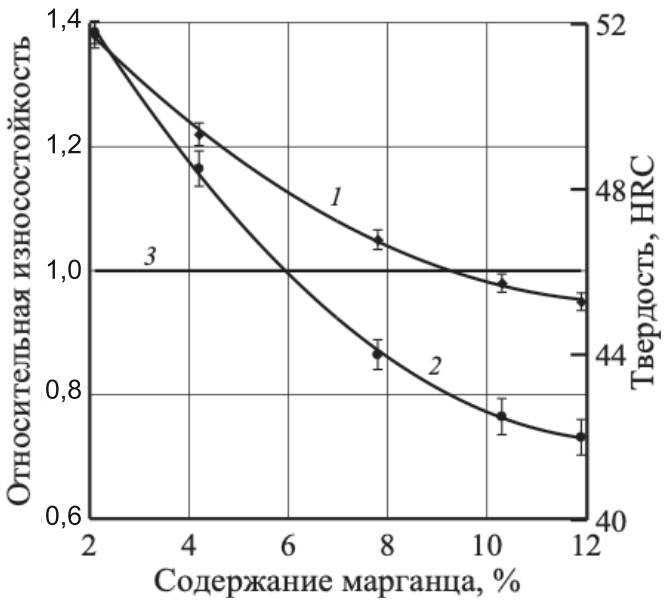


Рис. 3. Изменение твердости и износостойкости высокохромистого чугуна в зависимости от содержания в нем марганца: *1* – относительная износостойкость; *2* – твердость; *3* – эталон 280Х28Н2

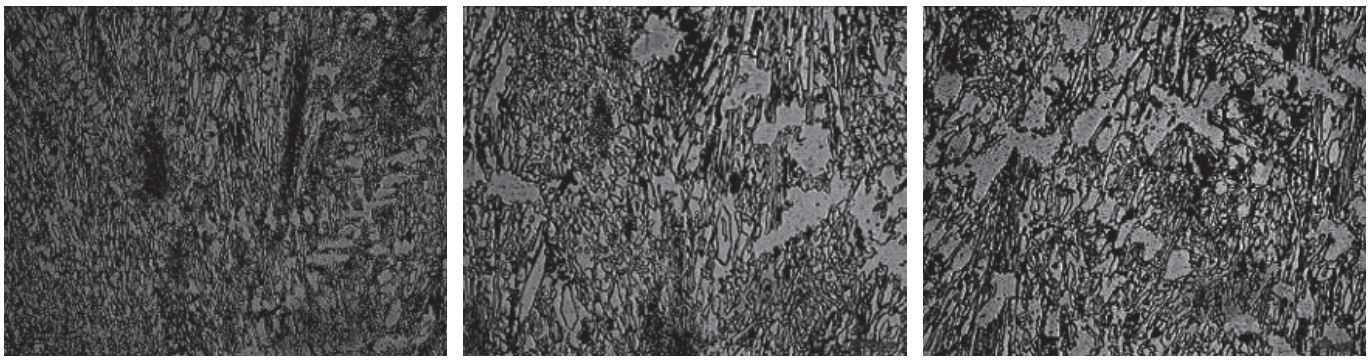
Исследовано влияние процесса микролегирования на структурообразование и эксплуатационные характеристики рекомендуемого базового чугуна с целью определения влияния этого процесса на первичную кристаллизацию. Для микролегирования чугуна выбраны титан и ванадий.

Влияние титана исследовано в диапазоне концентраций до 1,2 %. Учитывая высокое сродство титана к кислороду, его добавляли в виде ферротитана ФТи35 после раскисления расплава алюминием.

Титан имеет также и более высокое сродство к углероду, чем железо, поэтому во время кристаллизации железоуглеродистых сплавов он выделяется в виде карбидов или карбонитридов, если в сплаве есть достаточное количество азота [11, 14].

Свойства чугуна и его структуру показано на рис.5 и 6 соответственно.

Наивысшую износостойкость и твердость сплав имеет при содержании около 0,5 % титана. При большем его содержании карбиды и карбонитриды титана



а *б* *в*

Рис. 4. Влияние марганца на структуру высокохромистого чугуна: *а* – 2,1 % Mn; *б* – 4,2 % Mn; *в* – 11,9 % Mn (×200)

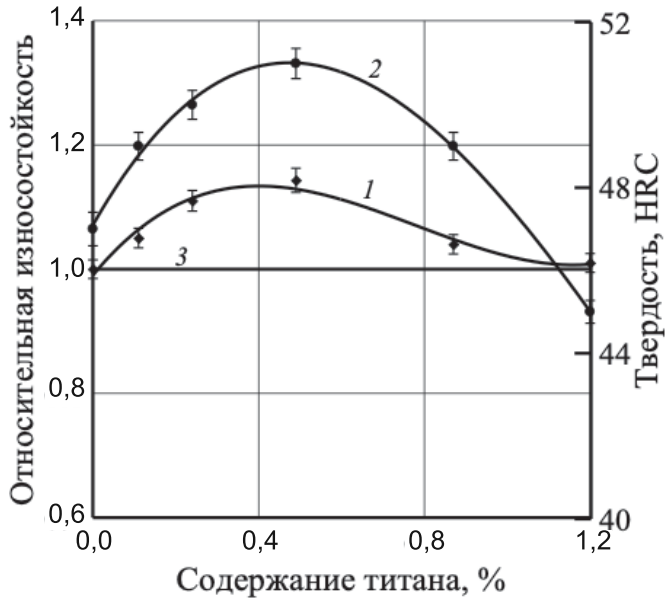
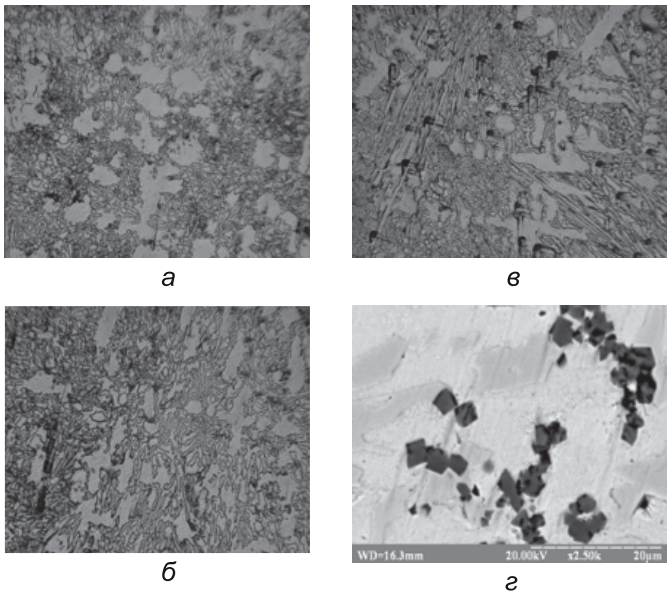


Рис. 5. Износостойкость и твердость хромомарганцевого чугуна в зависимости от содержания титана: *1* – относительная износостойкость; *2* – твердость; *3* – эталон 290Х19Г4



а *в* *б* *г*

Рис. 6. Влияние титана на структуру хромомарганцевого чугуна: *а* – без титана; *б* – 0,49 % титана; *в* – 0,87 % титана (×200); *г* – колонии карбонитридов титана в чугуне с 0,87 % титана (×2500)

распределяются в структуре неравномерно, образуя колонии (рис. 6, *г*), которые являются концентраторами напряжений, легко выкрашиваются под действием абразива и снижают износостойкость.

Во время изготовления толстостенных промышленных отливок в результате их медленной кристаллизации и нерастворимости в жидком чугуне карбонитриды титана всплывают на поверхность, скапливаются в верхней части отливки, способствуют его локальному охрупчиванию и ухудшению механической обработки заготовки, что повышает расходы на обработку и общую себестоимость продукции.

Кроме того, при содержании свыше 0,5 % титана интенсивно восстанавливается кремний из футеровки плавильной печи и повышает количество неметаллических включений силикатного типа с участием титана.

Результаты исследования влияния титана на микротвердость и количество карбидов показаны на рис. 7, а дифрактограммы чугуна – на рис. 8.

Следовательно, для улучшения эксплуатационных характеристик хромомарганцевого чугуна его целесообразно дополнительно обрабатывать перед

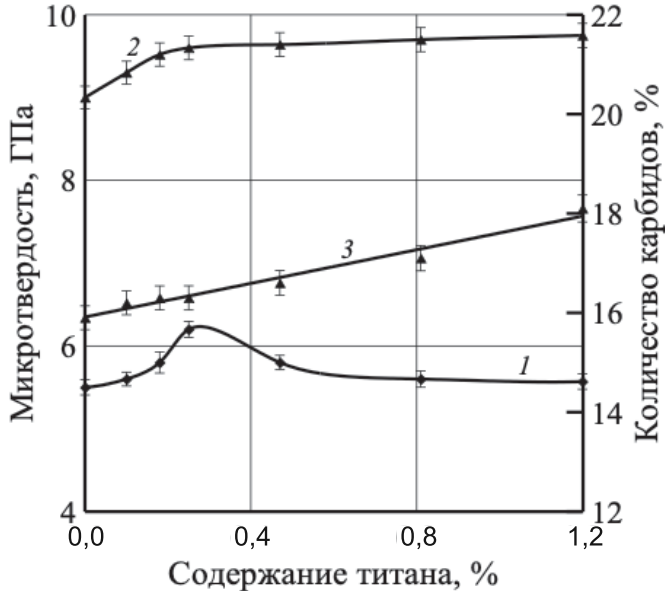
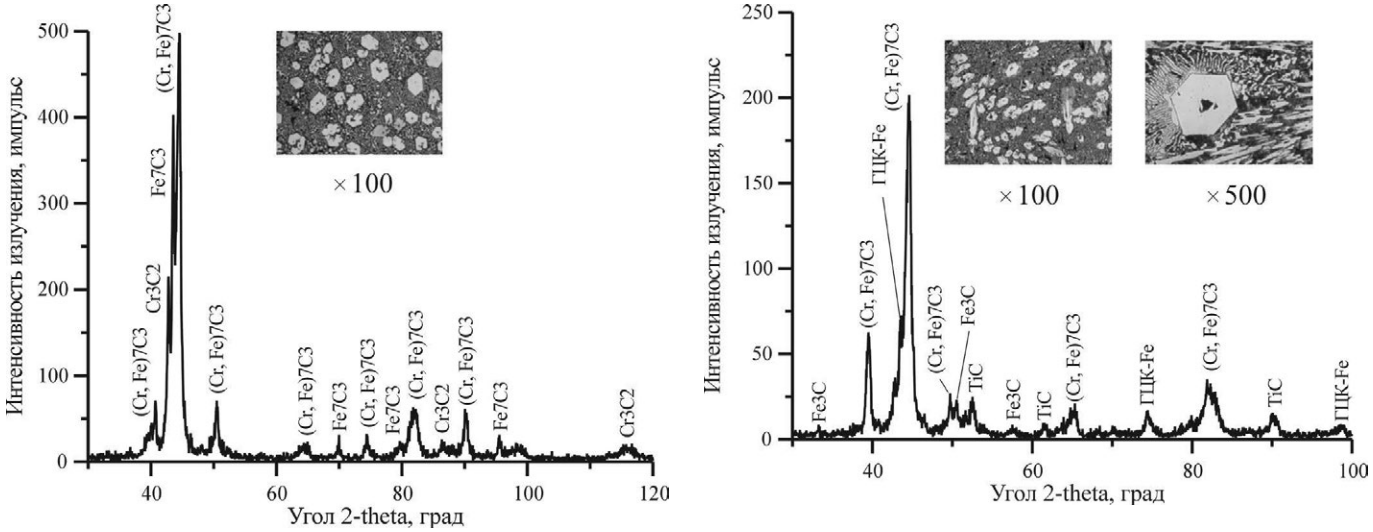


Рис. 7. Влияние титана на микротвердостть чугуна и количество карбидов в структуре: *1* – микротвердость металлической матрицы; *2* – микротвердость карбидов; *3* – количество карбидов



а

Fe_7C_3 – 29,4 %; $(Cr, Fe)_7C_3$ – 3,8 %

б

Fe_7C_3 – 31,2 %; $(Cr, Fe)_7C_3$ – 5,4 %; TiC – 13,5 %

Рис. 8. Дифрактограммы хромомарганцевого чугуна: *а* – без титана; *б* – 0,5 % титана

выпуском из плавильного агрегата титаном в пределах 0,1–0,5 % после глубокого расскисления расплава алюминием. Это на 15–20 % повышает износостойкость литых деталей в условиях интенсивного гидроабразивного износа. Однако, при этом следует учитывать следующее: для надежной работы литых деталей в гидроабразивной среде количество карбидов в чугуне не должно превышать 35 %. Их повышенное количество приводит к коагуляции карбидной фазы (см. рис. 6, *г*) во время ударно-абразивного действия и сокращает срок эксплуатации деталей.

Титан в количестве до 0,2 % повышает микротвердость основы металла в результате образования дополнительных карбидов титана. Рентгеноструктурным анализом (см. рис. 8) установлено, что количество карбидной фазы в чугуне без титана составляет 25–30 %. После микролегирования чугуна титаном в его структуре появляется дополнительное количество карбидов титана в количестве 5–15 %, что существенно влияет на свойства чугуна. Последующее повышение количества титана не оказывает такого позитивного влияния: повышение количества карбидной фазы и ее твердости приводит к охрупчиванию металлической матрицы чугуна.

Влияние ванадия на свойства износостойкого хромомарганцевого чугуна изучено в диапазоне концентраций до 1,1 %. Результаты исследований показаны на рис. 9.

Установлено, что добавки в чугун до 0,3 % ванадия снижают износостойкость и твердость сплава в результате его микролегирующего и раскисляющего действия. С повышением содержания ванадия до 1 % существенно повышаются износостойкость и твердость сплава, поскольку в структуре металла увеличивается количество сверхтвердых карбидов ванадия (рис. 10).

Последующее увеличение содержания ванадия нецелесообразно, поскольку образуются крупные карбиды округлой формы, которые имеют слабую связь с металлом матрицы и быстро выкрашиваются

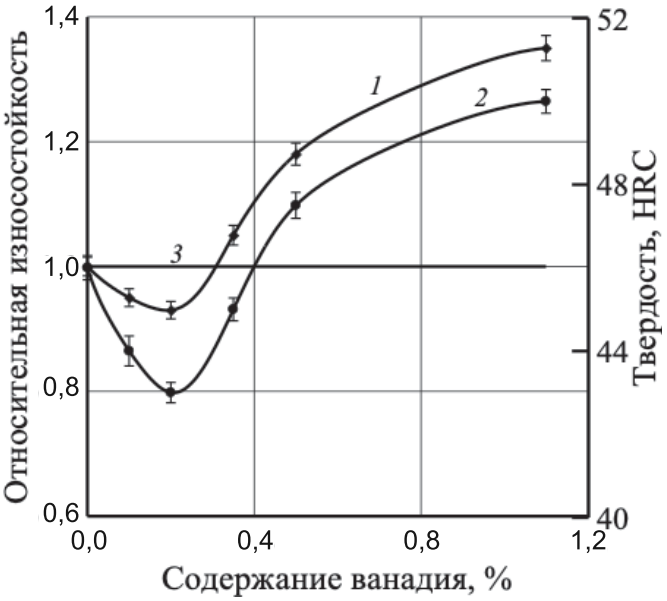


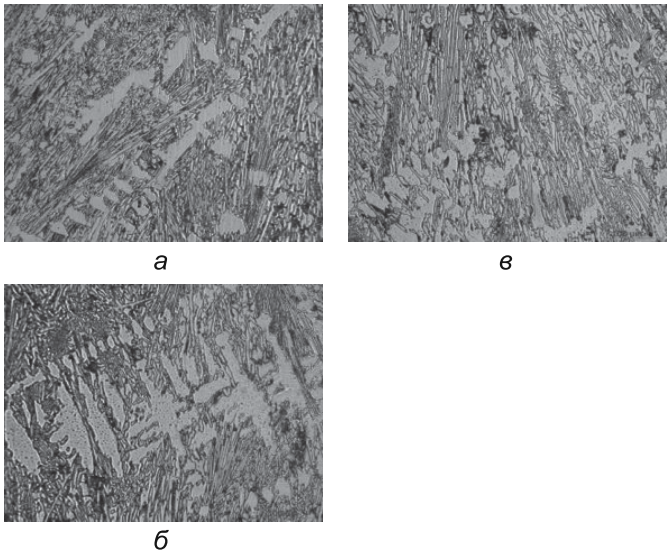
Рис. 9. Влияние титана на микротвердостть чугуна и количество карбидов в структуре: *1* – микротвердость металлической матрицы; *2* – микротвердость карбидов; *3* – количество карбидов

из нее под действием абразива. Кроме того, вокруг карбидов ванадия образуются оболочки легированного ванадием феррита, которые имеют значительно меньшую твердость, чем общая твердость металла, а после выкрашивания карбидов быстро изнашиваются и становятся ячейками последующего интенсивного износа литых деталей.

Таким образом, для повышения износостойкости хромомарганцевого чугуна, его целесообразно дополнительно микролегировать ванадием в пределах 0,4–0,8 %.

Выводы

По результатам исследований можно сделать следующие выводы и дать рекомендации относительно



а *в* *б*

Рис. 10. Структура хромомарганцевого чугуна 290Х19Г4 в зависимости от содержания ванадия: *а* – без ванадия; *б* – 0,20 % ванадия; *в* – 1,0 % ванадия (×200)

производства литых деталей из разработанных хромомарганцевых износостойких чугунов.

1. На основании исследования структуры и эксплуатационных свойств хромомарганцевого чугуна установлено, что для повышения его характеристик с учетом конкретных условий эксплуатации литых деталей необходимо определять соотношение основных легирующих элементов – хрома и марганца.

2. Для работы в условиях интенсивного гидроабразивного износа рекомендуют безникелевий высокоизносостойкий чугун химического состава (в %): углерод – 2,8-3,2; хром – 18,0-20,0; марганец – 3,5-4,5; кремний – 0,6-0,8; фосфор – не более 0,05; сера – не более 0,05.

3. При условии повышения концентрации хрома в чугуне свыше 21,0 % содержания марганца необходимо уменьшать для сохранения высоких механических свойств металла.

4. Для повышения эксплуатационных характеристик рекомендуемого хромомарганцевого чугуна на 15–20 % его целесообразно микролегировать отдельно титаном в пределах 0,1–0,5 % или ванадием – 0,5-0,8 %.

Перспективным направлением в данных исследованиях является разработка методологии прогнозирования износостойкости хромомарганцевых чугунов в зависимости от химического состава и условий эксплуатации литых изделий.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Кривошеев А.Е., Калинина Л.Г.* Влияние легирующих элементов на структуру белых чугунов // *Литейное производство*. – 1987. – № 7. – С. 19–20.
2. *Бунин К.П., Лев И.Е.* О структуре хромистих белых чугунов // *Литейное производство*. – 1981. – № 9. – С. 23–24.
3. *Гарбер М.Е.* Износостойкие белые чугуны. Свойства, структура технология експлуатации. – М.: Машиностроение, 2010. – 280 с.
4. *Цыпин И.И.* Белые износостойкие чугуны – эволюция и перспективы // *Литейное производство*. – 2000. – № 9. – С. 15–16.
5. *Тененбаум М.М.* Сопротивление абразивному зносу. – М.: Машиностроение, 1976. – 271 с.
6. *Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н.* Основы металлографии чугуна. – М.: Металлургия, 1969. – 416 с.
7. *Цыпин И.И.* Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.
8. *Peev K., Radulovic M., Fiset M.* Modification of Fe-Cr-C alloys using mischmetal // *Journal of materials science letters.* – 1994. – № 12. – С. 112–114.
9. *Coronado J.J.* Effect of $(Fe,Cr)_7C_3$ carbide orientation on abrasion wear resistance and fracture toughness // *Wear*, Vol. 270, Iss. 3–4, 12, January 2011, P. 287–293.
10. *Studnicki A., Kilarski J., Przybył M.* Wear resistance of chromium cast iron – research and application // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. – 2006. – № 16. – С. 63–73.
11. Effect of TiC particle additions on structure and properties of hypereutectic high chromium cast iron / Han-guang Fu, Xiao-jun Wu, Xue-yi Li et al. // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2009. – Vol. 18(8). – P. 1109–1115.
12. *Войнов Б.А.* Износостойкие сплавы и покрытия. – М.: Машиностроение, 1980. – 120 с.
13. *Богачев И.Н.* Металлография чугуна. – Свердловск: Металлургиздат, 1962. – 392 с.
14. *Ри Х., Ри Э.Х.* Комплексно-легированные чугуны специального назначения. – Владивосток: Дальнаука, 2000. – 287 с.

Поступила 05.10.2018

REFERENCES

1. *Krivosheev, A.E., Kalinina, L.G.* (1987). Influence of alloying elements on the structure of white castings. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 7, pp. 19–20 [in Russian].
2. *Bunin, K.P., Lev, I.E.* (1981). About the structure of chrome-plated cast iron. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 9, pp. 23–24 [in Russian].

3. *Garber, M.E.* (2010). Wear-resistant white cast iron. Properties, structure, exploitation technology. Moscow: Mashinostroenie, 280 p. [in Russian].
4. *Tsypin, I.I.* (2000). White wear-resistant cast iron – evolution and prospects. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 9, pp. 15–16 [in Russian].
5. *Tenenbaum, M.M.* (1976). Resistance to abrasive wear. Moscow: Mashinostroenie, 271 p. [in Russian].
6. *Bunin, K.P., Malinochka, Ya.N., Taran, Yu.N.* (1969). Fundamentals of metallurgy of cast iron. Moscow: Metallurgiia, 416 p. [in Russian].
7. *Tsypin, I.I.* (1983). White wear-resistant cast iron. Structure and properties. Moscow: Metallurgiia, 176 p. [in Russian].
8. *Peev, K., Radulovic, M., Fiset, M.* (1994). Modification of Fe-Cr-C alloys using mischmetal. *Journal of materials science letters*, no. 12, pp. 112–114 [in English].
9. *Coronado, J.J.* (2011). Effect of $(Fe, Cr)_7C_3$ carbide orientation on abrasion wear resistance and fracture toughness. *Wear*. Vol. 270, Iss. 3–4, pp. 287–293 [in English].
10. *Studnicki, A., Kilarski, J., Przybył, M.* (2006). Wear resistance of chromium cast iron – research and application. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, no. 16, pp. 63–73 [in English].
11. *Han-guang Fu, Xiao-jun Wu, Xue-yi Li* et al. (2009). Effect of TiC particle additions on structure and properties of hypereutectic high chromium cast iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 18(8), pp. 1109–1115 [in English].
12. *Voinov, B.A.* (1980). Wear-resistant alloys and coatings. Moscow: Mashinostroenie, 120 p. [in Russian].
13. *Bogachev, I.N.* (1962). Metallurgy of cast iron. Sverdlovsk: Metallurgizdat, 392 p. [in Russian].
14. *Ri, Kh., Ri, E.Kh.* (2000). Complex-alloy castings of special purpose. Vladivostok: Dal'nauka, 287 p. [in Russian].

Received 05.10.2018

Анотація

М.М. Ямшинський, канд. техн. наук, доц., e-mail: yamshinskiy@iff.kpi.ua, http://orcid.org/0000-0002-2293-2939; **Г.Є. Федоров**, канд. техн. наук, доц., e-mail: radaiff@iff.kpi.ua, http://orcid.org/0000-0001-8254-9643

Національний технічний університет України «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ, Україна

Хромомарганцеві чавуни для роботи в екстремальних умовах

Аналізом умов експлуатації литих деталей у гідроабразивному середовищі встановлено, що опір сплавів зносу в екстремальних умовах залежить від їх хімічного складу та режимів термічного оброблення, які забезпечують формування структури металу з високими твердістю та зносостійкістю. Проте питання щодо впливу окремих структурних складових на зносостійкість сплавів і сьогодні є дискусійним.
Отже важливим завданням є, перш за все, розроблення високолегованих чавунів з карбідами типу Me_7C_3 та $Me_{23}C_6$, які є найперспективнішими для виробництва литих деталей, що працюють в умовах високоабразивної дії.
Визначено оптимальні межі вмісту й співвідношення основних хімічних елементів – хрому та марганцю – в зносостійких чавунах і межі використання в них титану та ванадію.
Розроблено й рекомендовано у виробництво новий безнікелевий хромомарганцевий чавун для виготовлення литих деталей, що працюють в екстремальних умовах зносу. Визначено співвідношення основних елементів у чавуні: вміст хрому – 18,0-20,0 %, марганцю – 3,5-4,5 %. Для підвищення експлуатаційних характеристик чавуну на 15–20 % його доцільно мікролегувати титаном у межах 0,1–0,5 % або ванадієм – у межах 0,5–0,8 %.

Ключові слова

Твердість, зносостійкість, модифікування, мікролегування, хром, титан, марганець, експлуатаційні властивості.

Summary

M.M. Yamshinskij, Candidate of Engineering Sciences, Associate Professor, e-mail: yamshinskiy@iff.kpi.ua, http://orcid.org/0000-0002-2293-2939; **G.E. Fedorov,** Candidate of Engineering Sciences, Associate Professor, e-mail: radaiff@iff.kpi.ua, http://orcid.org/0000-0001-8254-9643

National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Kyiv, Ukraine

Chromo marganese cast irons for work under extreme conditions

An analysis of operating conditions for casting parts in a hydroabrasive medium established that wear resistance of alloys under extreme conditions depends on its chemical composition and heat treatment modes that ensure the formation of a metal structure with high hardness and wear resistance. However, the question of the influence of individual structural components on the wear resistance of alloys is still debatable today.
Therefore, an important task is, first of all, the development of high-alloy cast irons with carbides such as Me_7C_3 and $Me_{23}C_6$, which are the most promising for the production of molded parts that operate under highly abrasive conditions.
Optimal boundaries of content and correlation of basic chemical elements – chromium and manganese – in wear-resistant cast irons and the boundaries of the use of titanium and vanadium have been determined.
A new nickel-free chromium-mono-manganese cast iron was developed and recommended for production of molded parts that work under extreme wear conditions. The ratio of the main elements in cast iron is determined: chromium content is 18.0–20.0 %, manganese is 3.5–4.5 %. To improve the performance characteristics of cast iron on 15–20 %, it is advisable to micro-alloy it with titanium in the range of 0.1–0.5 % or vanadium in the range of 0.5–0.8 %.

Keywords

Hardness, wear resistance, modification, microalloying, chromium, titanium, manganese, operational properties.

УДК 621.74

М.А. Фесенко[1], канд. техн. наук, доц., доц. каф., e-mail: fesmak@ukr.net, http://orcid.org/0000-0001-8218-4154
А.Н. Фесенко[2], канд. техн. наук, проф., первый проректор, e-mail: prorector@dgma.donetsk.ua
В.Г. Могилатенко[1], д-р техн. наук, проф., e-mail: mvg@iff.kpi.ua

[1]Национальный технический университет Украины «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев, Украина
[2]Донбасская государственная машиностроительная академия, Краматорск, Украина

Литниковые системы для получения чугунных отливок с дифференцированной структурой и свойствами модифицированием исходного расплава в литейной форме

В работе предлагаются и исследуются новые технологические варианты производства чугунных отливок с дифференцированной структурой и свойствами из одного расплава, которые базируются на способе модифицирования базового жидкого чугуна непосредственно в литейной форме.
В качестве объектов исследования выбраны отливки типа горизонтальная и вертикальная плиты, а также брусок, которые моделируют типовые промышленные литые детали, например, зуб ковша экскаватора, лемеха плугов, ножи для резания бумаги, резины и других материалов, насадки молотковых дробилок, бронефутеровочные плиты, щеки дробилок и т. п.
Для получения разной структуры и свойств в отдельных частях (слоях, зонах) в экспериментальных отливках по предложенным вариантам спроектированы специальные общие и независимые (автономные) конструкции литниково-модифицирующих систем.
Многочисленными исследованиями с использованием метода компьютерного моделирования и натурными экспериментами на чугунных отливках подтверждена возможность реализации предложенных технологических вариантов, а также изучены основные закономерности процессов дифференциации структуры и свойств в отливках с использованием спроектированных конструкций литниково-модифицирующих систем.
Полученные результаты исследований могут быть рекомендованы для использования на промышленных предприятиях при изготовлении чугунных отливок различного назначения, получаемых литьем в песчаные формы.

Ключевые слова: *моделирование, литниково-модифицирующая система, внутриформенное модифицирование, отливка, плита, брусок, чугун, структура, свойства.*

Экономия дефицитных и дорогостоящих материалов при одновременном улучшении качества и повышении эксплуатационных характеристик литых деталей (отливок) является актуальной задачей для промышленности Украины и других стран.

Одним из путей решения данной задачи может быть использование на промышленных предприятиях технологий изготовления отливок с дифференцированной структурой и свойствами в отдельных их частях или зонах взамен монометаллических отливок.

Среди множества конструкционных материалов, применяемых для изготовления отливок, широкое распространение находит чугун, как наиболее дешевый, доступный и достаточно просто получаемый материал [1]. Отливки из чугуна в зависимости от химического состава и условий затвердевания могут иметь различную структуру и достаточно широкий диапазон свойств. Поэтому особый интерес могут представлять отливки с дифференцированными свойствами именно из чугунов различных классов (типов).

На сегодняшний день на отечественных и зарубежных предприятиях предложены и используются различные технологии (способы) получения чугунных отливок с дифференцированной структурой и свойствами, которые чаще всего основываются на последовательной заливке в литейную форму расплавов чугунов разного химического состава [2–4]. Необходимость синхронизированной подготовки двух различных расплавов с последующей заливкой их в общую литейную форму является наиболее существенным недостатком для реализации подобных технологий, так как в данном случае для получения разных по химическому составу и свойствам расплавов используются одновременно несколько плавильных агрегатов или плавильная печь и дополнительное оборудование для проведения внепечных процессов обработки исходного жидкого металла, что усложняет и удорожает процесс изготовления отливок.

Авторами предложены и разрабатываются новые технологии получения чугунных отливок с дифференцированной структурой и свойствами, которые устраняют перечисленные недостатки [5–15]. Предложенные технологии предусматривают получение чугунных отливок с дифференцированной структурой и свойствами в разных частях или зонах из одного расплава, которые базируются на способе модифицирования базового жидкого чугуна непосредственно в литейной форме в процессе заливки – на Инмолд-процессе [16–22] и предполагают в зависимости от требуемых условий эксплуатации изделий возможность получения отливок с сочетанием структуры и свойств: белый чугун – высокопрочный чугун

с шаровидным или вермикулярным графитом, серый чугун – высокопрочный чугун с шаровидным или вермикулярным графитом, белый чугун – серый чугун.

Учитывая высокую чувствительность метода внутриформенного модифицирования к химическому составу базового расплава чугуна, а также к условиям литья и модифицирования [16–22] при отработке предложенных новых технологий получения отливок с разной структурой и свойствами в отдельных их частях (зонах) методом внутриформенного модифицирования, необходимо было решать проблему поиска оптимальных технологических режимов литья и модифицирования практически для каждого типоразмера (типа) отливок.

Целью данной работы являлась разработка конструкций литниково-модифицирующих систем и изучение закономерностей формирования дифференцированных структуры и свойств в отливках, получаемых с применением метода внутриформенного модифицирования исходного расплава чугуна, а также разработка на этой основе оптимальной технологии для конкретных отливок.

В качестве объектов исследования выбраны отливки типа горизонтальная (рис. 1, *а*) и вертикальная (рис. 1, *б*) плиты размером 240×240 мм и толщиной 30 мм, а также брусок размером 240×120 мм толщиной 50 мм (рис. 1, *в*), которые моделируют типовые промышленные литые детали, например, зуб ковша экскаватора, лемеха плугов, ножи для резания бумаги, резины и других материалов, насадки молотковых дробилок, бронефутеровочные плиты, щеки дробилок и т. п.

С целью реализации предложенных технологий получения отливок с дифференцированной структурой и свойствами предложены и исследованы следующие типы (конструкции) литниково-модифицирующих систем (рис. 2):

1 тип – литниковые системы с подачей расплава в полость литейной формы через общий стояк с двумя симметрично относительно него расположенными ветвями. В состав одной (рис. 2, *а*, *б, в, д, е, ж*) или каждой из ветвей (рис. 2, *г, з*) входит проточная реакционная камера, в которой размещается соответствующая модифицирующая добавка [23–25];

2 тип – ярусные вертикальные литниковые системы с подачей исходного расплава чугуна через общий стояк и расположенные на разных уровнях по высоте отливки каналы, в состав одного (рис. 2, *и, к, л*) или каждого (рис. 2, *м*) из которых входит реакционная камера с модификатором [26–28];

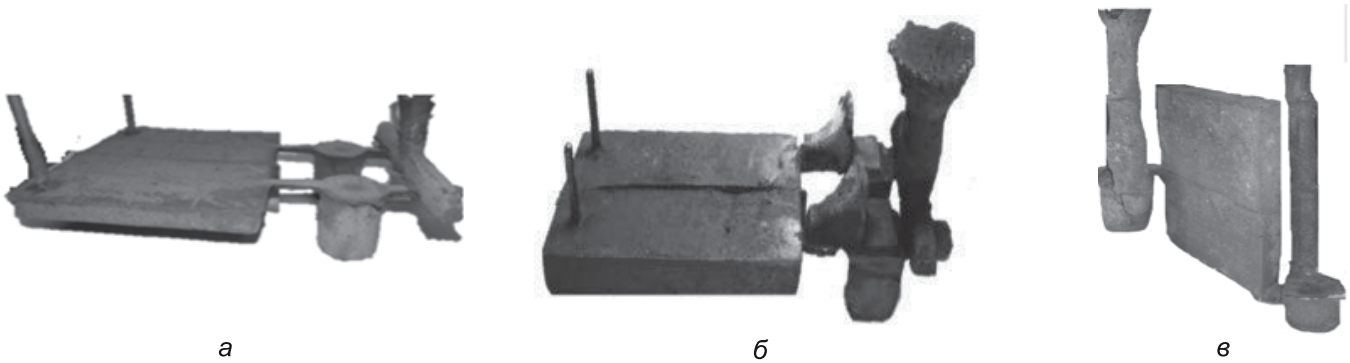
3 тип – независимые (автономные) друг от друга литниковые системы с подводом каналов на разном (рис. 2, *н, о, п, р*) уровне по высоте отливок с противоположных их сторон, один (рис. 2, *н, о, п*) или каждый (рис. 2, *р*) из которых имеет в своем составе реакционную камеру для размещения модифицирующей добавки с целью внутриформенной обработки базового расплава [29–30].

Для изучения процессов, происходящих при заполнении расплавами литейных форм, а также установления закономерностей формирования дифференцированных структуры и свойств в экспериментальных отливках с использованием предложенных вариантов литниково-модифицирующих систем в работе были использованы методы имитационного компьютерного моделирования, а также натурные экспериментальные исследования.

Компьютерное моделирование проводили с применением пакета прикладных программ Nova-Flow Solid CV. В модельных исследованиях основными переменными параметрами были выбраны различные варианты литниково-модифицирующих систем, типы (геометрические формы) реакционных камер (кубическая, цилиндрическая, шарообразная), температура заливаемого жидкого чугуна, а также скорость заливки.

Как свидетельствует обработка результатов компьютерного моделирования, в случае изготовления отливок горизонтальная плита и брусок при заливке формы исходным расплавом через общий стояк с симметрично расположенными относительно него ветвями (рис. 2, *а–з*) в полости формы уже в начальный момент ее заполнения происходит перемешивание потоков. До полного окончания заливки полости формы происходит выравнивание температур расплавов, их гомогенизация, что впоследствии приводит к получению отливок с однотипной, относительно однородной структурой и свойствами (рис. 3, *а, б*).

Регулирование скорости поступлення расплава в полость литейной формы путем изменения сечения питателей, а также изменение температуры заливаемого расплава оказывает влияние лишь на интенсивность гидродинамических потоков и скорость перемешивания расплавов. А наличие реакционных камер независимо от их геометрической формы в одной или в обеих ветвях литниковой системы приво-



а *б* *в*

Рис. 1. Общий вид экспериментальных отливок

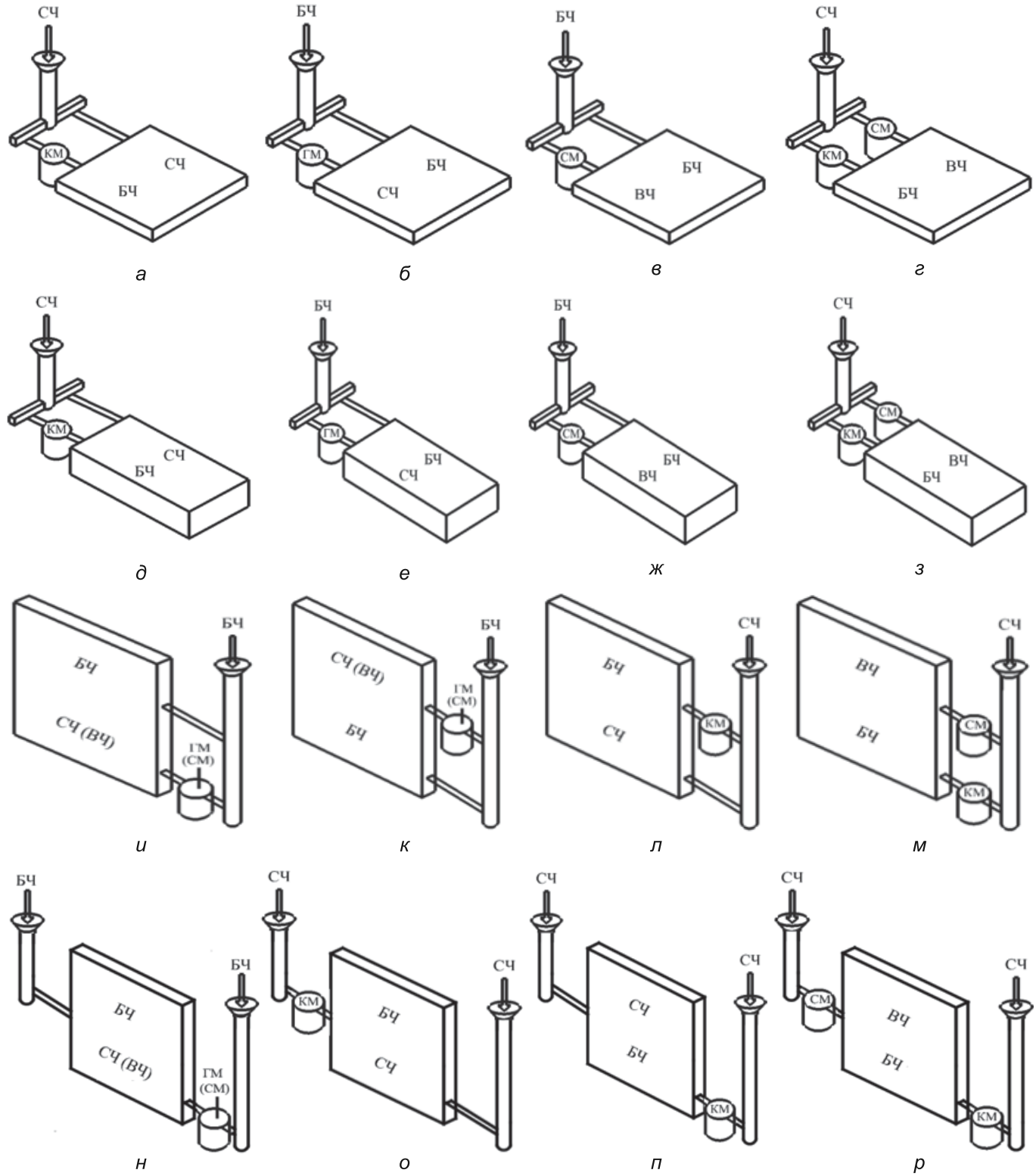


Рис. 2. Схемы литниково-модифицирующих систем для получения отливок с дифференцированной структурой и свойствами методом внутриформенного модифицирования расплава

дит лишь к задержке во времени начала поступления расплава в полость формы через питатель соответствующей системы.

Дополнительными модельными исследованиями установлено, что дифференциация структуры и свойств в отливках типа горизонтальная плита и брусок, получаемых путем заливки расплава чугуна через общий стояк с симметричным распределением потоков относительно него, может быть обеспечена путем установки, например, по центру полости (вдоль продольной оси) формы, механического стационарного барьера (рис. 4, *а, б*).

В качестве барьера, возможно использовать металлическую перегородку заданной толщины, например, из чугуна или стали. В свою очередь, при выборе толщины перегородки δ необходимо учитывать температуру заливаемого в полость формы расплава, с увеличением которой остаточная ее толщина в результате подплавления уменьшается (рис. 5, *а, б*), что впоследствии может приводить к затруднению

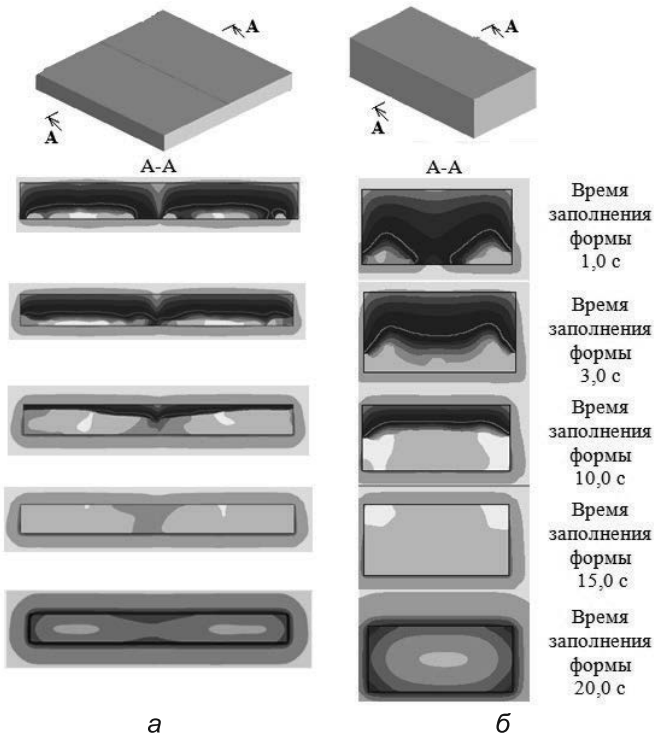


Рис. 3. Распределение температуры в объеме отливок горизонтальная плита (*а*) и брусок (*б*)

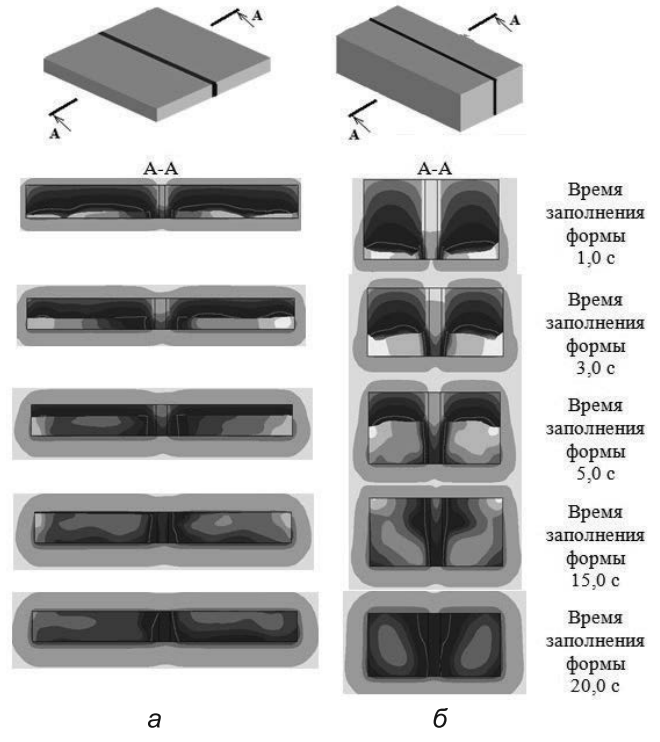
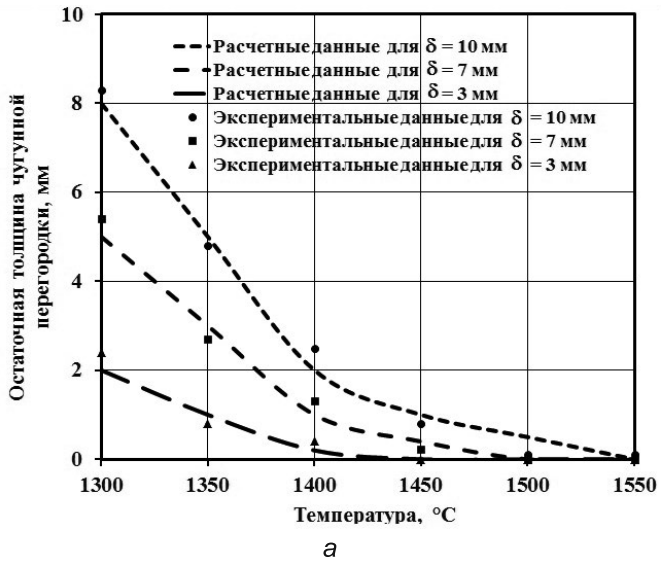


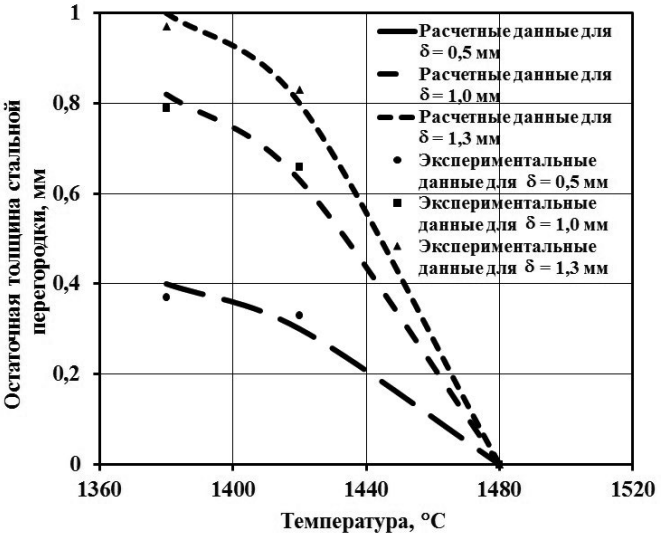
Рис. 4. Распределение температуры в объеме отливок горизонтальной плиты (*а*) и брусок (*б*) с установленной по центру (вдоль продольной оси) полости формы перегородкой

получения отливок с разной структурой и свойствами в локальных их частях (зонах).

Исследования процесса изготовления отливок с дифференцированной структурой и свойствами типа вертикальная плита, которые изготавливаются путем заполнения полости исходным расплавом чугуна через общий стояк и расположенные на разных уровнях по высоте отливки каналы ярусной



а



б

Рис. 5. Зависимость остаточной толщины перегородки из чугуна (*а*) и стали (*б*) от температуры заливаемого расплава при различной исходной толщине δ

литниковой системы (см. рис. 2, *и–м*), показали следующие результаты. В случае использования сужающей литниковой системы с отношением $F_п < F_{шл} < F_{ст}$, ($F_п$, $F_{шл}$, $F_{ст}$ – соответственно площади сечения питателя, шлакоуловителя и стояка), или даже при равных сечениях элементов ($F_п = F_{шл} = F_{ст}$) на протяжении первых секунд заливки расплав поступает в нижний питатель и через него – в полость формы (рис. 6, *а*).

Ввиду того, что лимитирующим звеном, определяющим массовый расход расплава и скорость поступления его в литейную форму, является сечение питателей, уровень расплава в стояке быстро поднимается, значительно опережая подъем его уровня в полости формы. Спустя 3–5 секунд уровень расплава в стояке доходит до уровня расположения питателя второго верхнего яруса, после чего происходит подача расплава в полость формы сразу через питатели обоих уровней (ярусов). Расплав поступает в форму хаотично, перемешивается, после чего кристаллизуется отливка с относительно однородной структурой и свойствами (см. рис. 6, *а*).

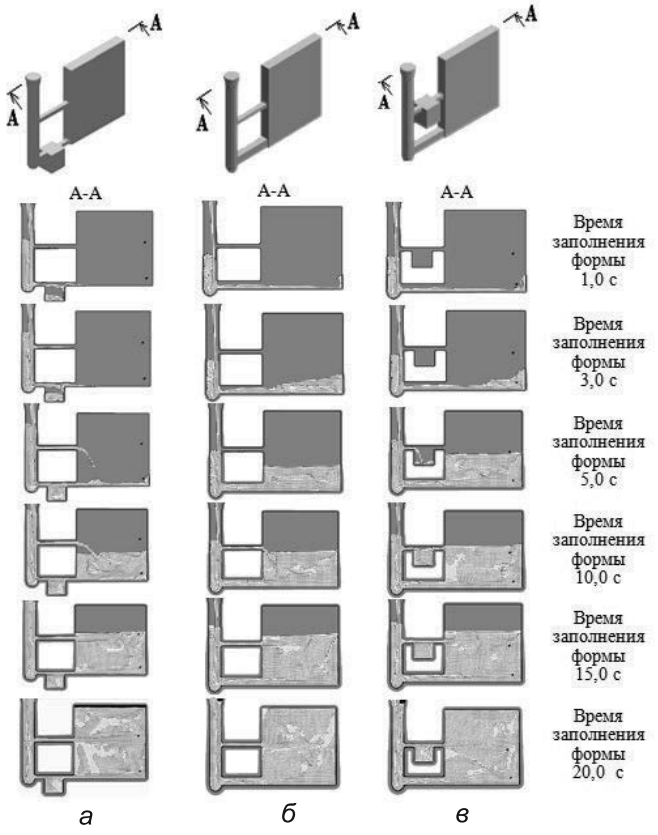


Рис. 6. Распределение температуры в объеме отливки вертикальная плита

В случае использования расширяющейся литниковой системы с соотношением $F_п > F_{шл} > F_{ст}$ (см. рис. 6, *б, в*) опасность преждевременного поступления расплава в каналы верхнего яруса литниковой системы существенно уменьшается. Заполнение формы на протяжении определенного периода времени происходит через нижний питатель. При этом уровень металла в полости формы и в стояке поднимается практически одновременно (рис. 6, *б, в*). Однако, когда уровень металла в стояке доходит до уровня расположения каналов верхнего яруса литниковой системы, поступление металла в форму начинается сразу через питатели обоих ярусов и в результате происходит смешивание расплавов в полости формы, что также делает невозможным формирование отливки с разной структурой и свойствами в нижней и верхней ее частях. При этом, несмотря на то, что заполнение формы расплавом происходит через питатели обеих уровней, основная масса его поступает через нижний питатель, что снижает эффективность модифицирующей обработки расплава в реакционной камере верхнего уровня литниковой системы.

Положительных результатов дифференциации структуры и свойств в отливке вертикальная плита, получаемой путем заливки формы через общий стояк и ярусную литниковую систему, возможно достичь путем установки твердой металлической перегородки в горизонтальном положении между расплавами, заполняемыми верхнюю и нижнюю части полости формы. Однако, данный вариант существенно усложняет технологию изготовления отливок за счет необходимости точной установки перегородки, надежной ее фиксации в горизонтальном положении и точного дозирования заливаемого расплава первой порции, поступающей через нижний питатель. Кроме того при этом получить качественное сплавление нижней и верхней порций расплава, а также обеспечить плотное строение переходной зоны весьма затруднительно из-за сложности обеспечить питание затвердевающих частей отливки.

Учитывая это, более реальной технологией получения качественных отливок типа вертикальная плита является процесс, при котором заливка исходного расплава чугуна осуществляется последовательно через две независимые литниковые системы с подводом каналов на разном уровне с противоположных сторон отливки с необходимой временной выдержкой между заливкой первой и второй порций расплава (см. рис. 2 *н, о, п, р*).

В ходе проведения модельных исследований данной технологии установлено, что после заливки определенного количества расплава первой порции в полость литейной формы через первую ветвь литниковой системы, он начинает затвердевать и фронт его кристаллизации с течением времени продвигается от охлаждаемых стенок формы и донной ее части вглубь расплава. На зеркале расплава первой порции, на протяжении определенного промежутка времени с начала заливки, образования твердой корочки не наблюдается, что связано с менее интенсивным теплоотводом излучением с поверхности расплава по сравнению с теплоотводом от боковых и донной поверхностей формы.

При увеличении промежутка времени между заливкой первой и второй порций расплава наряду с утолщением твердой корочки расплава на боковых поверхностях отливки и в донной ее части, твердая корочка начинает формироваться и на зеркале металла первой порции. Толщина этой корочки увеличивается с повышением времени выдержки до начала заливки второй порции расплава. Именно эта твердая корочка и может служить барьером, который будет препятствовать перемешиванию расплава первой порции с заливаемым через вторую независимую литниковую систему расплавом второй порции. При этом длительность выдержки должна обеспечить получение отливки с заданной структурой и свойствами нижней и верхней ее частей, а также высокое качество их соединения (сплавления).

При недостаточной длительности выдержки до заливки второй порции на зеркале расплава первой порции формируется слой твердой фазы небольшой толщины, который быстро проплавляется заливаемым расплавом второй порции, в результате чего расплавы интенсивно перемешиваются, и впоследствии формируется практически одинаковая структура металла отливки в верхней и нижней ее частях за исключением закристаллизовавшегося до момента заливки второй порции слоя металла в донной (нижней) части.

В случае заливки формы с достаточно большой временной выдержкой между первым и вторым этапами заливки порций расплава ввиду образования на зеркале залитой первой порции достаточно толстой твердой корочки тепла второй порции

может оказаться не достаточно для ее расплавления, и оставшаяся жидкая фаза в центральных частях первой и второй порции затвердевают независимо друг от друга. В результате недостатка питающего расплава для компенсации усадки затвердевающей первой порции на определенном этапе ее затвердевания происходит разрыв сплошности и образование усадочных раковин и пор между верхней и нижней частями отливки.

Также при заливке расплава второй порции с низкой температурой может не происходить сплавление (сваривание) первой и второй порций и их качественное соединение. Более того, появившиеся на поверхности первого слоя окисные пленки не растворятся после заливки второй порции, что приведет к попаданию их в переходной слой, что может послужить причиной последующего разрушения отливок.

Таким образом, по результатам исследований компьютерного моделирования определено, что для обеспечения дифференциации структуры отливок типа вертикальная плита, получаемых путем заливки первой и второй порций исходного расплава чугуна последовательно через две независимые литниковые системы, необходима оптимальная продолжительность выдержки между заполняемыми порциями и определенная их температура.

Серией дополнительных модельных экспериментов установлено, что при оптимальной для данной технологии температуре заливки расплава, которая находится в пределах 1420–1450 °С, дифференциация структуры и свойств верхней и нижней части отливок вертикальная плита достигается при выдержке между заливаемыми порциями расплавов от 30 до 90 с.

При этом верхняя и нижняя часть отливок надежно соединяются между собой без образования дефектов на границе их раздела. Формирование нижнего слоя зависит от временной выдержки, с увеличением которой высота его увеличивается (рис. 7).

Положительные результаты компьютерного моделирования подтверждены натурными экспериментами на чугунных отливках.

При этом, по предложенным на основании результатов компьютерного моделирования технологическим режимам (параметрам) литья и конструкциям литниково-модифицирующих систем, изготовлены

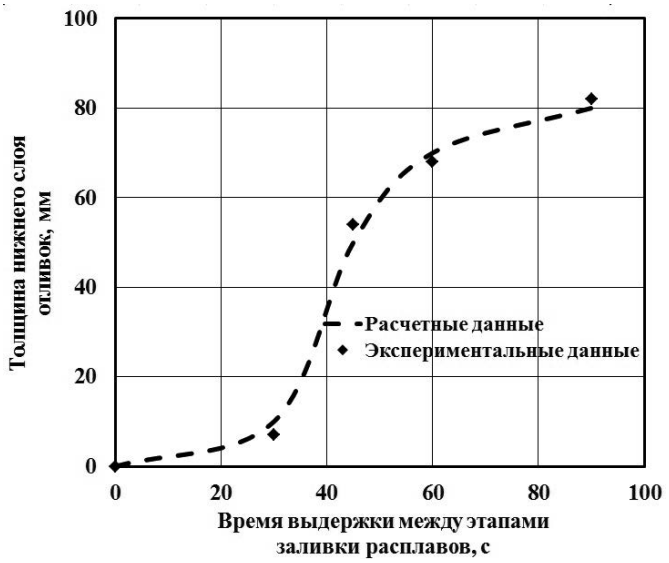


Рис. 7. Зависимость изменения толщины нижнего слоя отливок вертикальная плита с учетом подплавления от времени выдержки между этапами заливки

экспериментальные отливки – горизонтальная и вертикальная плита, брусок с сочетанием структуры и свойств твердого износостойкого белого чугуна в одной части отливки и вязкого серого или высокопрочного чугунов в другой части той же отливки. Типовые примеры полученных отливок, с изображением их макро- и микроструктуры приведены на рис. 8.

Выводы

Таким образом, в работе предложены и исследованы конструкции литниково-модифицирующих систем и подтверждена возможность реализации предложенных технологий дифференциации структуры и свойств чугуна в локальных частях или зонах отливок, получаемых с применением технологии внутриформенного модифицирования заливаемого расплава, выплавленного в одном плавильном агрегате.

Полученные результаты исследований могут быть рекомендованы для использования на промышленных предприятиях при изготовлении чугунных деталей разного назначения при литье в песчаные формы.

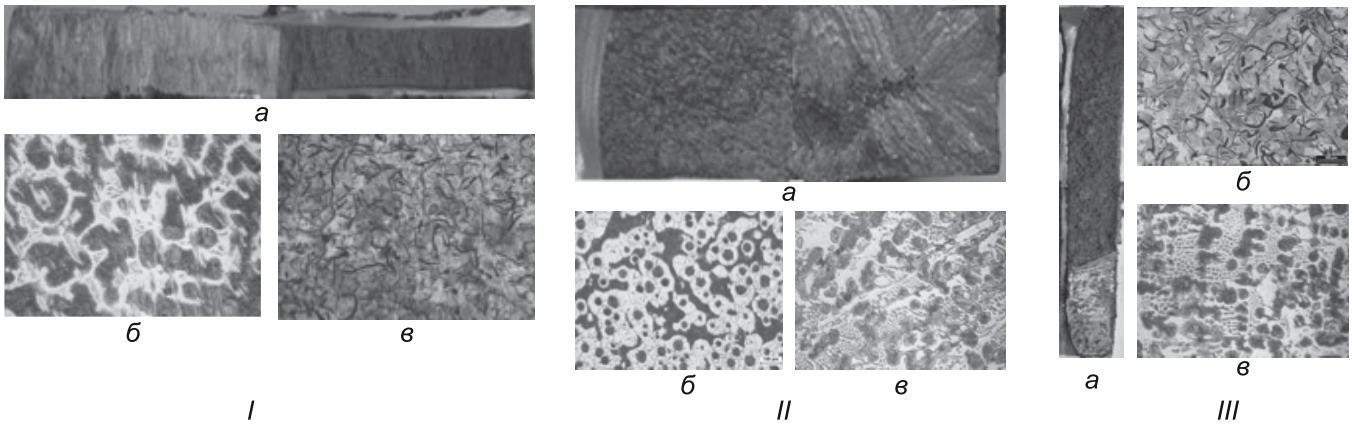
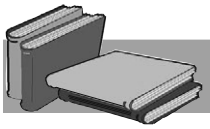


Рис. 8. Макроструктура изломов (*а*) и микроструктура (*б, в*) отливок горизонтальная (I), вертикальная (III) плита, брусок (II) с дифференцированной структурой и свойствами

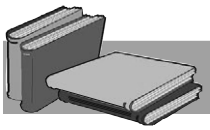


ЛИТЕРАТУРА

1. *Худокормов Д.Н.* Производство отливок из чугуна. – Минск: Вышэйшая школа, 1987. – 197 с.
2. *Костенко Г.Д., Пеликан О.А., Романенко Ю.Н., Костенко Д.Г.* Гидродинамические особенности процессов получения биметаллических отливок // *Процессы литья*. – 2006. – № 1. – С. 69–73.
3. *Ширяев, В.В., Пеликан О.А., Шинский И.О., Глушков Д.В., Романенко Ю.Н.* Технологические особенности производства биметаллических (многослойных) отливок повышенной износостойкости // *Металл и литье Украины*. – 2009. – № 7–8. – С. 52–56.
4. *Фесенко М.А., Фесенко А.Н., Косячков В.А.* Внутриформенное модифицирование для получения чугунных отливок с дифференцированными структурой и свойствами // *Литейное производство*. – 2010. – № 1. – С. 7–12.
5. Патент України № 27681 Спосіб виготовлення виливків з диференційованими властивостями / Фесенко М.А., Косячков В.О.,Фесенко А.М. Заявл. 24.07.2006, опубл. 15.01.2007. Бюл. № 18, 2007 р.
6. Патент України № 30511 Спосіб модифікування чавуну для виробництва двошарових виливків / Косяков В.О., Фесенко М.А., Могилатенко В.Г., Чайуовський О.А., Хасан О.С. Заявл. 23.11.2007, опубл. 25.02.2008. Бюл. № 4, 2008 р.
7. Патент України № 32713 U 2008 00725, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного базового розплаву / Фесенко А.М., Фесенко М.А., Косячков В.О. Заявл. 21.01.2008, опубл. 26.05.2008. Бюл. № 10, 2008 р.
8. Патент України № 42795 U 2009 00009, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко М.А., Фесенко А.М., Косячков В.О., Ємельяненко К.В. Заявл. 05.01.2009, опубл. 27.07.2009. Бюл. № 14, 2009 р.
9. Патент України № 54267 U 2009 13101, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко М.А., Фесенко А.М., Косячков В.О. Заявл. 16.12.2009, опубл. 11.11.2010. Бюл. № 21, 2010 р.
10. Патент України № 32662 U 2008 00343, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко А.М., Фесенко М.А., Косячков В.О. Заявл. 10.01.2008, опубл. 26.05.2008. Бюл. № 10, 2008 р.
11. Патент України № 33518 U 2008 02428, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного базового розплаву / Фесенко А.М., Фесенко М.А., Косячков В.О., Ємельяненко К.В. Заявл. 25.02.2008, опубл. 25.06.2008. Бюл. № 12, 2008 р.
12. Патент України № 37319 U 2008 07447, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко А.М., Фесенко М.А., Косячков В.О., Ємельяненко К.В. Заявл. 30.05.2008, опубл. 25.11.2008. Бюл. № 22, 2008 р.
13. Патент України № 41383 U 2008 11908, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко А.М., Фесенко М.А., Косячков В.О., Ємельяненко К.В. Заявл. 07.10.2008, опубл. 25.05.2009. Бюл. № 10, 2009
14. Патент України № 42477 U 2009 00188, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко А.М., Фесенко М.А., Косячков В.О., Ємельяненко К.В. Заявл. 12.01.2009, опубл. 10.07.2009. Бюл. № 13, 2009 р.
15. Патент України № 54266 U 2009 13097, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко М.А., Фесенко А.М., Косячков В.О., Заявл. 16.12.2009, опубл. 11.11.2010. Бюл. № 21, 2010 р.
16. *Ковалевич Е.В., Петров Л.А., Андреев В.В.* Современные способы модифицирования для получения в чугуне шаровидного графита // *Литейное производство*. – 2014. – № 2. – С. 2–5.
17. *Фесенко М.А.* Новые технологии изготовления отливок модифицированием чугуна в литейной форме // *Металл и литье Украины*. – 2014. – № 11 (258). – С.10–16.
18. *McCaulay J.L.* Production of nodulagraphite iron casting by the inmold-process // *Foundry trade journal.* – 1971. – № 4. – P. 327–332, 335.
19. *Косячков В.А., Ващенко К.И.* Особенности технологии получения высокопрочного чугуна модифицированием в форме // *Литейное производство.* – 1975. – № 12. – С. 11–12.
20. *Lerner Y.S.* Overview of ductile iron methods // *Foundry Trade Journal*. – 2003. – Vol. 177. – P. 25–27.
21. *Бубликов В.Б.* Высокопрочному чугуну – 60 // *Литейное производство*. – 2008. – № 11. – С. 2–8.
22. *Knustad O.* Проблемы, возникающие при производстве высокопрочных чугунов. Обзор существующих способов получения ВЧ и используемых модификаторов // *Литейщик России*. – 2011. – № 4. – С.15–17.
23. Патент України № 42772 U 2008 14693, B22C9/00. Ступінчаста ливниково-модифікуюча система / Фесенко М.А., Ємельяненко К.В. Заявл. 22.12.2008, опубл. 27.07.2009. Бюл. № 14, 2009 р.
24. Патент України № 51879 U 2009 13661, B22D 27/00. Ливникова система для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного вихідного (базового) розплаву / Фесенко М.А., Фесенко А.М., Косячков В.О. Заявл. 28.12.2009, опубл. 10.08.2010. Бюл. № 15, 2010 р.
25. Патент України № 52256 U 2009 13741, B22D 27/00. Ливникова система для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного вихідного (базового) розплаву // Фесенко М.А., Фесенко А.М., Косячков В.О. Заявл. 28.12.2009, опубл. 25.08.2010.
26. Патент України № 41783 U 2008 14684, B22C 9/00. Ступінчата ливникова система для модифікування чавуну в ливарній формі / Фесенко М.А. Заявл. 22.12.2008, опубл. 10.06.2009. Бюл. № 11, 2009 р.
27. Патент України № 51909 U 2010 00181, B22D 27/00. Ступінчата (ярусна) ливникова система для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного вихідного (базового) розплаву / Фесенко М.А., Фесенко А.М. Заявл. 11.01.2010, опубл. 10.08.2010. Бюл. № 15, 2010 р.

28. Патент України № 52274 U 2010 00245, B22D 27/00. Ступінчата (ярусна) ливникова система для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями з одного вихідного (базового) розплаву / Фесенко М.А., Фесенко А.М. Заявл. 13.01.2010, опубл. 25.08.2010. Бюл. № 16, 2010 р.
29. Патент України №93903 U 2014 03245, B22D 27/00. Ливарна форма для виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко А.М., Фесенко М.А., Скок Р.І. Заявл. 31.03.2014, опубл. 27.10.2014. Бюл. № 20/2014.
30. Патент України № 93898 U 2014 03240, B22D 27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями / Фесенко А.М., Фесенко М.А., Скок Р.І. Заявл. 31.03.2014, опубл. 27.10.2014. Бюл. № 20/2014.

Поступила 08.10.2018



REFERENCES

1. *Khudokormov, D.N.* (1987). Production of castings from cast iron. Minsk: Vyisheishaia shkola, 197 p. [in Russian].
2. *Kostenko, G.D., Pelikan, O.A., Romanenko, Yu.N., Kostenko, D.G.* (2006). Hydrodynamic peculiarities of the processes of bimetallic castings production. *Protsessy lit'ia*, no. 4, pp. 69–73 [in Russian].
3. *Shiryaev, V.V., Pelikan, O.A., Shinskiy, I.O., Glushkov, D.V., Romanenko, Yu. N.* (2009). Technological peculiarities of the bimetallic (multi-layer) castings production of high wear resistance. *Metall i lit'e Ukrainy*, no. 7–8, pp. 52–56 [in Russian].
4. *Fesenko, M.A., Fesenko, A.N., Kosyachkov, V.A.* (2010). Obtaining of iron castings with differentiable structure and properties with the use of the technology of intrastratified melt modification. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 1, pp. 7–12 [in Russian].
5. *Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O., Fesenko, A.M.* (2007). Method of manufacturing castings with varied properties. Patent UA no. 27681. Opubl. 15.01.2007. Biul. no. 18 [in Ukrainian].
6. *Kosyachkov, V.O., Fesenko, M.A., Mogilatenko, V.G., Chayuovskiy, O.A., Hasan, O.S.* (2008). Method for modification of cast iron for the production of double-layer castings. Patent UA no. 30511. Opubl. 25.02.2008. Biul. no. 4 [in Ukrainian].
7. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O.* (2008). Method of manufacture of castings with differentiated structure and properties from one source fusion. Patent UA no. 32713. Opubl. 26.05.2008. Biul. no. 10 [in Ukrainian].
8. *Fesenko, M.A., Fesenko, A.M., Kosyachkov, V.O., Emelyanenko, K.V.* (2009). Method of manufacturing castings with differentiated structure and properties. Patent UA no. 42795. Opubl. 27.07.2009. Biul. no. 14 [in Ukrainian].
9. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O.* (2010). Method of manufacturing castings with differentiated structure and properties. Patent UA no. 54267. Opubl. 11.11.2010. Biul. no. 21 [in Ukrainian].
10. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O.* (2008). Method of manufacturing castings with differentiated structure and properties. Patent UA no. 32662. Opubl. 26.05.2008. Biul. no. 10 [in Ukrainian].
11. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O., Emelyanenko, K.V.* (2008). Method of manufacturing castings with differentiated structures and properties from one basic fusion. Patent UA no. 33518. Opubl. 25.06.2008. Biul. no. 12 [in Ukrainian].
12. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O., Emelyanenko, K.V.* (2008). Method of manufacturing castings with differentiated structure and properties. Patent UA no. 37319. Opubl. 25.11.2008. Biul. no. 22 [in Ukrainian].
13. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O., Emelyanenko, K.V.* (2009). Method of manufacturing castings with differentiated structure and properties. Patent UA no. 41383. Opubl. 25.05.2009. Biul. no. 10 [in Ukrainian].
14. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O., Emelyanenko, K.V.* (2009). Method of manufacturing castings with differentiated structure and properties. Patent UA no. 42477. Opubl. 10.07.2009. Biul. no. 13 [in Ukrainian].
15. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O.* (2010). Method of manufacturing castings with differentiated structure and properties. Patent UA no. 54266. Opubl. 11.11.2010. Biul. no. 21 [in Ukrainian].
16. *Kovalevich, E.V., Petrov, L.A., Andreev, V.V.* (2014). Improvement of iron inoculation methods to obtain spheroidal shape of graphite. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 2, pp. 2–5 [in Russian].
17. *Fesenko, M.A.* (2014). New technologies for production of castings by in-mold inoculation. *Metall i lit'e Ukrainy*, no. 11 (258), pp. 10–16 [in Russian].
18. *McCaulay, J.L.* (1971). Production of nodular graphite iron casting by the inmold-process. *Foundry Trade Journal*, no. 4, pp. 327–332, 335 [in English].
19. *Kosyachkov, V.A., Vashchenko, K.I.* (1975). Peculiarities of the technology of obtaining high-strength cast iron by modification in the form. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 12, pp. 11–12 [in Russian].
20. *Lerner, Y.S.* (2003). Overview of ductile iron methods. *Foundry Trade Journa*l, Vol. 177, pp. 25–27 [in English].
21. *Bublikov, V.B.* (2008). High-strength cast iron – 60. *Liteinoe proizvodstvo*, no. 11, pp. 2–8 [in Russian].
22. *Knustad, O.* (2011). The problems connected with high duty cast iron production. The existing methods of high duty cast iron production and inoculants review. *Liteishchik Rossii*, no. 4, pp. 15–17 [in Russian].
23. *Fesenko, M.A., Emelyanenko, K.V.* (2009). Stepped pouring-modifying system. Patent UA no. 42772. Opubl. 27.07.2009. Biul. no. 14 [in Ukrainian].
24. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O.* (2010). Gating system for production of castings with differentiated structure and properties from single (basic) initial melt. Patent UA no. 51879. Opubl. 10.08.2010. Biul. no. 15 [in Ukrainian].
25. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Kosyachkov, V.O.* (2010). Gating system for fabrication of castings with differentiated structure and properties from one initial (base) melt. Patent UA no. 52256. Opubl. 25.08.2010. Biul. no. 16 [in Ukrainian].
26. *Fesenko, M.A.* (2009). Stepped gate system for modification of cast iron in foundry mold. Patent UA no. 41783. Opubl. 10.06.2009. Biul. no. 11 [in Ukrainian].
27. *Fesenko, M.A., Fesenko, A.M.* (2010). StepPeD (tiered) gating system to produce castings with differentiated structure and properties of initial (basic) melt. Patent UA no. 51909. Opubl. 10.08.2010. Biul. no. 15 [in Ukrainian].
28. *Fesenko, M.A., Fesenko, A.M.* (2010). Step gating system for production of castings with differentiated structure and properties from initial (base) melt. Patent UA no. 52274. Opubl. 25.08.2010. Biul. no. 16 [in Ukrainian].

29. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Skok, R.I.* (2014). Mold for manufacturing castings with differentiated structure and properties. Patent UA no. 93903. Opubl. 27.10.2014. Biul. no. 20 [in Ukrainian].
30. *Fesenko, A.M., Fesenko, M.A., Skok, R.I.* (2014). Method for manufacturing castings with differentiated structure and properties. Patent UA no. 93898. Opubl. 27.10.2014. Biul. no. 20 [in Ukrainian].

Received 08.10.2018

Анотація

М.А. Фесенко[1], канд. техн. наук, доц., доц. каф., e-mail: fesmak@ukr.net, http://orcid.org/0000-0001-8218-4154; **А.М. Фесенко**[2], канд. техн. наук, проф., перший проректор, e-mail: prorector@dgma.donetsk.ua; **В.Г. Могилатенко**[1], д-р техн. наук, проф., e-mail: mvg@iff.kpi.ua

[1]Національний технічний університет України «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ, Україна
[2]Донбаська державна машинобудівна академія, Краматорськ, Україна

Ливникові системи для виготовлення чавунних виливків з диференційованою структурою та властивостями модифікуванням вихідного розплаву в ливарній формі

В роботі запропоновано та досліджено нові технологічні варіанти виробництва чавунних виливків з диференційованою структурою та властивостями з одного розплаву, які базуються на способі модифікування базового рідкого чавуну безпосередньо в ливарній формі.
Як об'єкти дослідження обрано виливки типу горизонтальна та вертикальна плити, а також брусок, які моделюють типові промислові литі деталі, наприклад, зуб ковша екскаватора, лемехи плугів, ножі для різання паперу, гуми та інших матеріалів, насадки молоткових дробарок, бронефутерувальні плити, щоки дробарок і т. п.
Для отримання різної структури та властивостей в окремих частинах (шарах, зонах) в експериментальних виливках за запропонованими варіантами спроектовано спеціальні загальні та незалежні (автономні) конструкції ливниково-модифікувальних систем.
Багаточисельними дослідженнями з використанням методу комп'ютерного моделювання та натурними експериментами на чавунних виливках підтверджено можливість реалізації запропонованих технологічних варіантів, а також вивчено основні закономірності процесів диференціації структури та властивостей у виливках з використанням спроектованих конструкцій ливниково-модифікувальних систем.
Отримані результати досліджень можуть бути рекомендовані для використання на промислових підприємствах при виготовленні чавунних виливків різного призначення, що виготовляються литтям в піщані форми.

Ключові слова

Моделювання, ливниково-модифікувальна система, внутрішньоформове модифікування, виливок, плита, брусок, чавун, структура, властивості.

Summary

M.A. Fesenko[1], Candidate of Engineering Sciences, Docent, Associate Professor, e-mail: fesmak@ukr.net, http://orcid.org/0000-0001-8218-4154; **A.N. Fesenko**[2], Candidate of Engineering Sciences, Professor, the First Vice Rector, e-mail: prorector@dgma.donetsk.ua; **V.G. Mogilatenko**[1], Doctor of Engineering Sciences, Professor, e-mail: mvg@iff.kpi.u

[1]National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute", Kyiv, Ukraine
[2]Donbass State Engineering Academy, Kramatorsk, Ukraine

Gating system for the production of iron castings with a differentiated structure and properties on the modification of the base liquid iron directly in the mold

The paper proposes and investigates new technological options for the production of iron castings with a differentiated structure and properties from one single melt, which are based on the modification of the base liquid iron directly in the mold. Castings are selected as research objects – horizontal and vertical slabs, as well as bars, which simulate typical industrial

castings, such as an excavator bucket tooth, plowshare plow blades, knives for cutting paper, rubber and other materials, hammer crushers, armor plates, and cheeks etc.
To obtain different structures and properties in individual parts (layers, zones) in the experimental castings according to the proposed options, special general and independent (autonomous) designs of gating-modifying systems were designed.
Numerous studies using the computer simulation method and full-scale experiments on iron castings confirmed the possibility of implementing the proposed technological options, and also the basic patterns of differentiation of the structure and properties in castings using the designed designs of gating-modifying systems were studied.
The results of research can be recommended for the using in industrial plants in the manufacture of cast iron castings for various purposes obtained by sand casting.

Keywords

Simulation, gating-modifying system, inmold proccess, casting, plate, bar, cast iron, structure, properties.

УДК 621.774.622

В.Ф. Балакин[1], д-р техн. наук, профессор кафедры, e-mail: balakinvf@gmail.com
А.Н. Степаненко[2], гл. инженер, e-mail: stepan@gipromez.dp.ua
Д.Ю. Гармашев[3], канд. техн. наук, гл. специалист, e-mail: garmashov.den@gmail.com

[1]Национальная металлургическая академия Украины, Днепр, Украина
[2]ГП «Укргипромез», Днепр, Украина
[3]ООО «Интерпайп Нико Тьюб», Никополь, Украина

Модернизация трубопрокатной установки с пилигримовыми станами ТПА 5-12'' – задачи, способы, пути реализации

Сохранение уверенной позиции на рынке – постоянное улучшение, повышение качества производимой продукции и расширение представляемого сортаментного ряда продукции. В данной работе представлен разработанный проект модернизации существующей установки с пилигримовыми станами ТПА 5-12". При его реализации обеспечивается производство труб на ТПА 5-12(16)" размером 168–465 мм из углеродистых, легированных и труднодеформированных сталей и сплавов. Новая технология обеспечивает экономию энергоресурсов, снижение расхода природного газа, расходного коэффициента металла вследствие существенного снижения разностенности прокатываемых труб.

Ключевые слова: *стан, труба, прокатка, прессование, оправка, разностенность.*

Одним из способов производства бесшовных горячекатаных труб большого и среднего диаметров с толщинами стенок от 8 до 100 мм и более является прокатка на установках с пилигримовыми станами. Использование непрерывнолитых заготовок круглого сечения обеспечило значительные преимущества пилигримового способа производства труб. В мире на сегодняшний день эксплуатируются около 30 трубопрокатных установок с пилигримовыми станами, 12 из которых производят трубы диаметром более 406 мм [1].

Пилигримовый процесс, в том виде, в котором он существовал до настоящего времени, обладал рядом существенных недостатков: наличие сравнительно высокой разностенности по длине и сечению труб, бугристость поверхности, низкое качество поверхностей прокатываемых труб и др. Вместе с тем этому процессу присущ ряд достоинств. На пилигримовых станах производят трубы весьма широкого сортамента и практически любого назначения: трубы нефтяного сортамента, обсадные, баллонные, котельные, трубы из специальных сталей и сплавов, биметаллические трубы разных сочетаний (для АЭС и для транспортировки сыпучих абразивных материалов) и т. д.

Бесшовные трубы диаметром более 406 мм с разными толщинами стенок без применения специального оборудования (гидравлических прессов и станов-расширителей) можно производить только на пилигримовых станах. Экономичность производства труб малыми партиями (до одной трубы) следует отнести к достоинствам агрегатов с пилигримовыми станами.

Все это не позволяет выводить из эксплуатации агрегаты с пилигримовыми станами (особенно для прокатки труб большого диаметра – 377-720 мм) и заставляет искать пути их совершенствования.

За последние 15–20 лет построено и реконструировано 8 пилигримовых установок для прокатки труб диаметром от 8 1/2" до 20": в Германии – трубный завод Боце – 13 3/8"; в Бельгии – УТМ 8 1/3"-16" (г. Флемал); в Китае 8 1/2" (г. Ченгду), который реконструирован в 2007 году под прокатку труб диаметром 24"; в Англии – BSC 20" (г. Бромфорд); в Испании – 18" (г. Бильбао); в Румынии – 20" (г. Роман); в Алжире – 14" (г. Аннаба); в Венесуэле – 8-16" (г. Сидор).

Способ получения гильзы имеет большое значение для прокатки труб с минимальной разностенностью. Для пилигримовой прокатки гильзы можно получать тремя способами:

– прошивкой заготовок на прессе с последующей раскаткой на косовалковом стане-элонгаторе;

– прошивкой квадратной или граненой заготовки на пресс-валковом стане с последующей раскаткой на стане-элонгаторе;

– прошивкой заготовки непосредственно в гильзу на косовалковом стане.

Результаты исследований [1, 2] разностенности гильз при различных способах прошивки показали, что при прошивке на прессе поперечная разностенность составляет 6,5–12,5 %, на пресс-валковом стане 10,0–19,0 %, а на косовалковом стане (стане косой прокатки) – 2,5-4,5 %.

Значительная разностенность при прошивке на прессе и пресс-валковом стане объясняется смещением пуансона (оправки) по длине заготовки. При

(В работе принимали участие: А.В. Чуев, Е.И. Шифрин, Д.Ю. Угрюмов, Г.Н. Польский, В.П. Сокуренко, Н.И. Кулеба, А.В. Закопко, А.В. Шевчук, Б.Г. Павловский, А.А. Нефедов, Л.Я. Пахомова, Н.В. Доля, Ю.В. Мосин)

дальнейшем переделе, прокатке на стане-элонгаторе эта (наведенная) разностенность устраняется не полностью. При этом специалисты фирмы “Mannesmann-Demag” [3] (Германия) подтверждают данный факт и считают наиболее приемлемым способом получения гильзы прошивку на станах косой прокатки. С другой стороны, прессование заготовок с развитой усадочной порой приводит к смещению ее в одну сторону, и при последующих прокатках в стане элонгаторе, пилигримовом и калибровочно-редукционном станах приводит к образованию внутренних плен и повышенному браку труб.

На ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» ТПА 5-12” введен в эксплуатацию в 1968 году (рис. 1). Для повышения эффективности производства труб (повышения производительности, улучшения их качества и снижения расхода металла) за данный период времени на заводе были проведены мероприятия, направленные на улучшение качества литой заготовки, механизацию отдельных узлов и механизмов, а также частичную поэтапную реконструкцию прокатной и отделочной части. Весь комплекс мероприятий был направлен на улучшение качества труб нефтяного сортамента и снижение расхода металла. Для дальнейшей интенсификации производства, расширения сортамента и кардинального улучшения качественных показателей требуется коренная реконструкция горячей части и отделки трубопрокатного агрегата.

Для повышения качества производимых труб и снижения расходного коэффициента металла при производстве горячекатаных труб диаметром 168–465 мм и обеспечения их выпуска на уровне международных стандартов специалистами Компании «ИНТЕРПАЙП», совместно с ГП «Укргипромез» и ПАО «НКМЗ», был разработан проект поэтапной модернизации, который предусматривает реконструкцию горячей части ТПА 5-16” с частичной заменой существующего оборудования, которая была начата в конце 20 века совместно с машиностроительными заводами. Для технологической гибкости агрегата было предложено установить две линии прокатки до правильных станов, что позволит прокатывать одновременно два типоразмера труб. На реконструируемом ТПА должны работать автоматические системы управления технологическими процессами (АСУТП) и производством (АСУП). Состав оборудования и его технологические возможности должны обеспечить годовой объем производства 250 тыс. тонн труб с точностью геометрических параметров по толщине стенки ± 10 %, а по диаметру + 0,5–0,8 %.

Реконструкцию предлагается проводить по этапам с постепенным переключением технологического потока со старого оборудования на новое.

На основании вышесказанного, можно считать эффективным направлением первоочередной модернизации организацию процесса прямой прошивки, исключение из технологической схемы операций прошивки на прессе и подогрева стаканов в кольцевой печи (КП-3). Для этой цели в проекте предусмотрена установка нового мощного двухвалкового прошивного стана с направляющим инструментом – дисками.

Данный процесс сопровождается длительным по времени процессом изготовления и монтажа нового стана. При этом, как правило, осуществляется остановка ТПА.

Следует отметить, что гидравлический пресс 2000 т.с. и нагревательная печь не демонтируются – останавливаются и после капитального ремонта могут быть использованы в технологической схеме производства труб. Насосно-аккумуляторная станция, предназначенная для пресса, используется для усовершенствованных подающих аппаратов пилигримового стана при прокатке гильз (труб) повышенной массы.

1. «Прямая» прошивка на существующем стане-элонгаторе. В сложившейся сложной экономической ситуации необходимо быстро переориентировать существующее производство труб в диапазоне размеров от 168 до 426 мм на высоко энергоэффективное путем коренной модернизации производства и изыскания резервов экономии ресурсов в довольно сжатые сроки. Самым простым технологическим приемом разрешения поставленной задачи является модернизация существующего стана-элонгатора. Существующий стан-элонгатор способен прошивать ограниченный диапазон заготовок [3–5]. Это в первую очередь связано с конструктивными особенностями исполнения стана-элонгатора: П-образная открытая станина, короткие шпинделя, несовершенство приводов и малая их мощность. Задача усложняется тем, что на сегодняшний момент

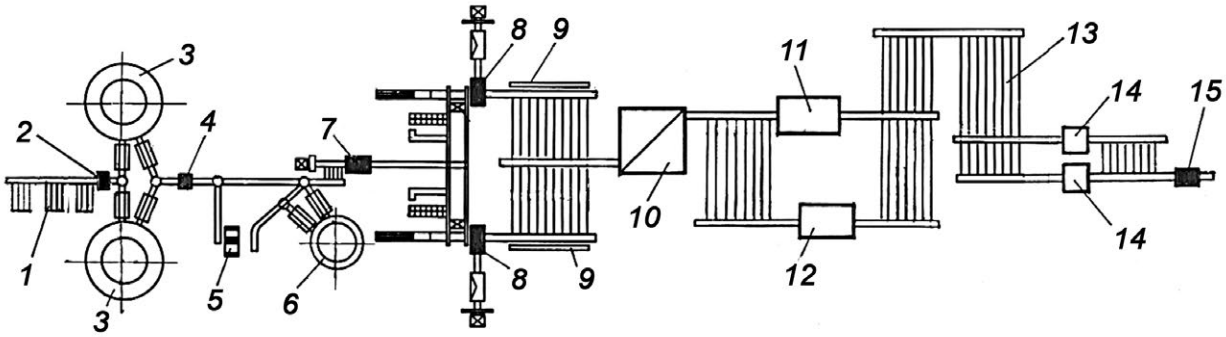


Рис. 1. Схема технологического процесса на ТПА 5-12” с возможностью прошивки на прессе с последующим перекатом на стане элонгаторе: *1* – загрузочная решетка; *2* – весы; *3* – кольцевая нагревательная печь; *4* – установка гидросбива окалины; *5* – прошивной горизонтальный пресс; *6* – кольцевая подогревательная печь; *7* – стан-элонгатор; *8* – пильгерстан; *9* – огневая резка труб; *10* – подогревательная печь с шагающими балками (ПШБ); *11* – 12-клетевой калибровочный стан; *12* – 5-клетевой калибровочный стан; *13* – холодильник; *14* – правильная машина; *15* – установка выдувки окалины

остановка производства на продолжительное время (порядка 6–12 месяцев) является экономически неэффективной и требует значительных вложений разовых средств на модернизацию оборудования. Все это может привести к потере перспективных заказчиков и возможного «ухода» Компании с рынка, так как быстроменяющаяся конъюнктура рынка сбыта в условиях жесткой конкуренции может за время реконструкции полностью измениться.

Для решения поставленной задачи был разработан проект модернизации существующего стана-элонгатора. ПАО «НКМЗ» начал работу по реализации проекта. Специалистами Компании «ИНТЕРПАЙП» были разработаны специальные универсальные калибровки технологического инструмента.

Учитывая длительность пути прохождения нагретой заготовки от кольцевой печи (КП-1, 2), минуя прошивной пресс и подогревательную печь (КП-3) до стана-элонгатора (см. рис. 1) получившийся «прямой» рольганг оснащен теплосохраняющими псевдоактивными экранами.

2. Технология двойного переката на стане-элонгаторе. Без реконструкции, прямая прошивка в стане-элонгаторе возможна только в диапазоне размеров прокатываемых на ТПА труб: от 168 до 325 мм.

В соответствии с поставленной в работе задачей разработки ресурсосберегающей технологии и расширения сортамента, на данный момент актуальным является производство труб размером выше проектной специализации – 406, 426 мм и выше.

Размерную часть труб выше 325 мм, а также перспективные размеры 406–465 мм предлагается изготавливать по схеме двойного переката на стане-элонгаторе.

Перспективная схема производства с двойным перекатом непрерывнолитой заготовки представлена на рис. 2. При организации технологии по схеме двойного переката непрерывнолитой заготовки необходимо обеспечить возврат прошитой гильзы после извлечения стержня с выходной стороны на входную сторону стана-элонгатора.

Последовательность операций при такой схеме производства представляется в следующей очередности: нагретая непрерывнолитая заготовка направляется, минуя установку гидросбива окалины (не осуществляется), поступает по скоростному рольгангу, защищенному теплосохраняющими экранами на входную сторону стана-элонгатора, где осуществляется ее прошивка в толстостенную гильзу. Прошитая гильза после извлечения стержня с оправкой передается («скатывается») на решетчатый рольганг, находящийся за выходной стороной вследствие конструктивных особенностей стана – осевая выдача заготовки (рис. 3). Оптимальное место для организации передачи прошитой гильзы – участок внестановой зарядки (задачи) дорнов.

При этом следует отметить, что возможно два варианта передачи прошитой толстостенной гильзы для последующего переката на стане-элонгаторе:

1. Передача гильзы осуществляется с помощью существующей тележки, требуется установка обводного короткого скоростного рольганга (см. рис. 3).

2. Передача гильзы выполняется путем перемещения по двум параллельно установленным рольгангам, находящимися на разном уровне по горизонтали в пролете между клетями пилигримовых станов (передаточная тележка в данном случае демонтируется). Перемещение гильзы по рольгангам выполняется по наклонным решеткам, снабженным перемещаемыми упорами. При этом предусматривается изменение уклона решетки при осуществлении однопроходной прокатки на стане-элонгаторе и передаче нагретой гильзы непосредственно на каждый из имеющихся пилигримовых станов с организацией участков для внестановой зарядки дорнов.

На участке внестановой зарядки дорнов, перед установкой дорна в обязательном порядке осуществляется продувка образовавшейся за время выдачи гильзы и ее транспортировки вторичной окалины с одновременным нанесением (вдуванием) на внутреннюю ее поверхность дезоксидирующего состава марки ВТС-1. Нанесение дезоксидирующего

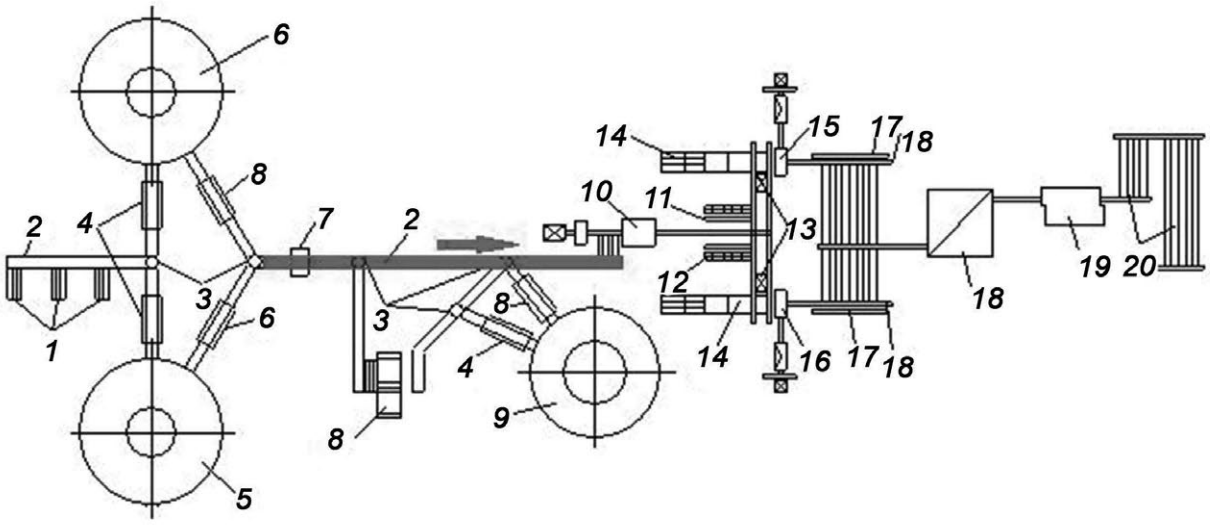


Рис. 2. Схема расположения оборудования современного трубопрокатного агрегата с пилигримовым станом ТПА 5-16” при осуществлении «прямой» прошивки заготовки (обозначения аналогичны рис. 1)

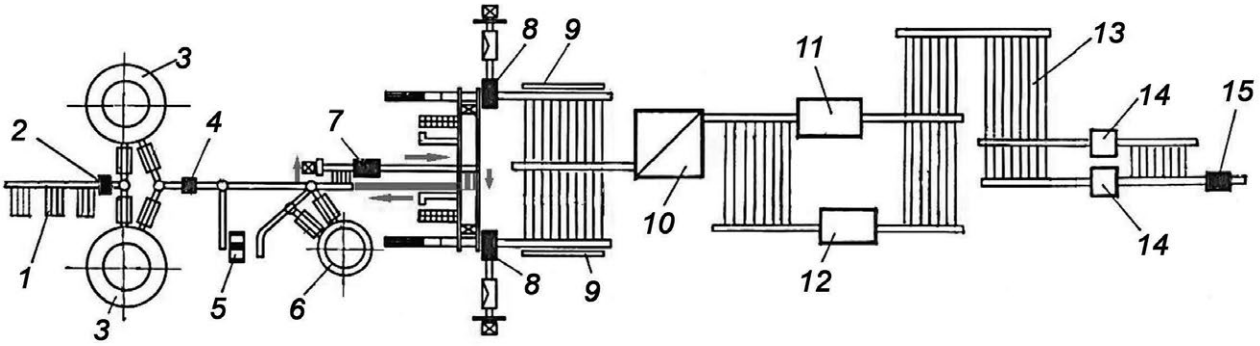


Рис. 3. Схема технологического процесса на ТПА 5-16'' с возможностью двойного переката на стане-элонгаторе: красным цветом выделены направления технологических потоков при организации технологии с двойным перекатом непрерывнолитой заготовки (обозначения аналогичны рис. 1)

состава «взламывает» существующую хрупкую вторичную окалину которая, расплавляясь, предохраняет очищенную разогретую внутреннюю поверхность гильз от дальнейшего окисления и образования окалины. Дополнительным преимуществом нанесения дезоксидирующего состава является тот факт, что при размягчении (расплавлении) элементов дезоксидирующего состава при последующей операции раскатки на стане-элонгаторе или пилигримовом стане он обеспечивает роль смазочного разделительного слоя.

Далее гильзы с D/S>4,5 передаются по наклонной решетке на скоростной транспортирующий рольганг, а затем по рольгангу – в желоб загрузочной машины малой кольцевой печи № 3 для подогрева и выравнивания температуры по длине гильзы.

После подогрева гильзы, как и по существующей технологии, попадают на загрузочную решетку, входную сторону стана-элонгатора для последующей их раскатки в черновую трубу с применением специально разработанной универсальной калибровки валков и удлиненной конической оправки.

При прошивке гильзы с D/S<4,5, прошитые гильзы передаются аналогичным путем на загрузочную решетку, затем на входную сторону стана-элонгатора, где осуществляется их последующая раскатка в черновую трубу с применением описанной ранее разработанной калибровки валков и удлиненной конической, в том числе и составной оправок [5].

Последующие операции, такие как прокат на пилигримовых станах, калибровка, охлаждение, правка, порезка на краты и т. д. выполняются в соответствии с существующей схемой производства.

3. Новая технология прокатки труб с использованием гидравлического пресса 2000 т.с. Следует отметить, что для организации производства труб размером свыше 325 мм, при прошивке непрерывнолитых заготовок повышенного диаметра возможно использование имеющегося в составе ТПА 5-12'' горизонтального пресса. Для обеспечения производства по данной схеме не требуется существенных затрат. Кроме того, данная схема может обеспечить производство труб из легированных и труднодеформированных сталей и сплавов.

Данная схема производства в основном идентична существующей схеме производства труб на ТПА 5-12'' (рис. 1) и осуществляется исключительно при применении заготовок диаметром свыше 485 мм и до перспективного размера – 630 мм.

Далее рассмотрим отличительные признаки предлагаемой технологии в сравнении с существующей.

В предлагаемой схеме обязательным является:

1. Операция очистки от окалины выполняется на модернизированной установке.

2. Прошивка на прессе цилиндроконическим пуансоном осуществляется в черновую трубу (без донышка).

Преимущество прошивки на прессе непрерывнолитой заготовки в черновую трубу (без донышка) вместо стакана можно объяснить следующим образом [6].

Несмотря на то, что в стан-элонгатор поступают заготовки с условно ровной и перпендикулярной к их оси поверхностью заднего торца, место наименьшей толщины дна стакана не совпадает с его центром, поперечная разностенность наблюдается у дна стакана на участке, минимальная длина которого равна длине прошивного пуансона горизонтального пресса (максимальное отклонение пуансона от оси прошивки наблюдается у донышка стакана).

При прокатке стакана в очаге деформации элонгатора имеются две зоны (рис. 4, *а*): зона *I* обкатки полого тела без оправки и зона *II* раскатки стенки на оправке. Обкатка полого тела в косовалковом стане сопровождается более интенсивным снижением поперечной разностенности, чем раскатка на оправке. Обе зоны сохраняются на протяжении всей прокатки, так как при обжатии во входном конусе донного участка по его оси происходит разрушение металла с образованием канала определенного диаметра (рис. 4, *б*). Однако с этого момента длина зоны *II* значительно увеличивается за счет длины зоны *I*, поскольку диаметр канала всегда меньше внутреннего диаметра стакана. Определяющее влияние на деформацию концевого участка оказывает положение оправки, а эффект безоправочной обкатки в снижении поперечной разностенности при раскатке полого тела резко падает.

С увеличением отклонения Δh носка оправки от оси прокатки *OO* (рис. 4, *б*), связанного с исходной поперечной разностенностью на придонном участке стакана, раскатка на оправке не обеспечивает сни-

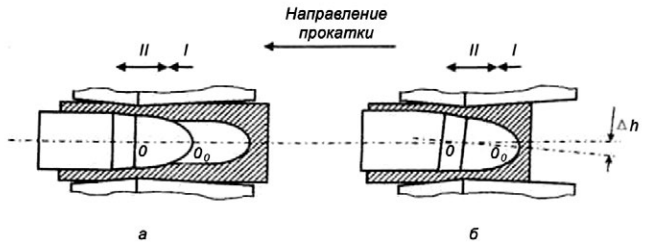


Рис. 4. Схема положения оправки при прокатке средней части стакана (*а*) и при прошивке донной части стакана (*б*)

жения разностенности. При определенных пороговых значениях Δh поперечная разностенность на концевом участке гильзы может оставаться соизмеримой с исходной. Увеличение толщины донышка стакана дает возможность несколько уменьшить концевую поперечную разностенность за счет принудительного снижения значения Δh к моменту выхода носка оправки на торец. Аналогичным, по своей сути, механизмом, обеспечивающим снижение разностенности, является полное исключение донышка, то есть на прессе получают полую т. н. «черновую» гильзу.

Немаловажную роль в данном процессе играет наличие остатков осевой поры в донной части стакана. Различная по плотности структура поперечного сечения донышка создает дополнительные условия для смещения оправки при прошивке донышка.

При прокатке полой черновой гильзы на станеэлонгаторе в результате обкатки полого тела без оправки и наличия зоны раскатки стенки на оправке новой конструкции возможно снижение величины абсолютной разностенности гильз, в том числе и концевых участков до 6,5–10 %.

Выводы

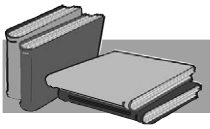
Рассматривая предложенные схемы производства, можно отметить, что их реализация не потребует существенных материальных затрат, может быть выполнена поэтапно и обеспечивает возможность снижения расходов энергоресурсов при производстве (в сравнении с существующей схемой производства) качественных труб. Более того, при расширении размерного и марочного сортамента производимых на ТПА 5-12(16)” труб возможно одновременное использование всех трех схем производства, определяемое типом конечного продукта.

Таким образом, предложена идея модернизации ТПА 5-12” с использованием фактически существующего оборудования и поэтапной его модернизацией, при котором новый технологический процесс должен обеспечить производство труб новых видов, труб всего существующего и перспективного сортамента с требуемой точностью геометрических размеров и высоким качеством поверхности труб из углеродистых и труднодеформируемых марок сталей и сплавов.

Предложенная схема производства бесшовных горячекатаных труб большого диаметра на трубопрокатных агрегатах с пилигримовыми станами по сравнению с традиционными, предлагаемыми фирмами “Mannesmann-Demag” [3] (Германия) и “Innochenti” (Италия), имеет следующие преимущества: в технологическом процессе не участвует пресс для калибровки граней слитков (прессвалковая прошивка), горизонтальный прошивной пресс (за исключением случая производства труб из труднодеформируемых марок сталей и сплавов), промежуточная кольцевая печь для подогрева стаканов, а устанавливается дополнительно один стан косой прокатки – прошивной стан.

Замена прессвалковой прошивки или гидравлического пресса на стан косой прокатки позволит улучшить точность гильз по толщине стенки, а, следовательно, и труб до ± 10 % вместо ± 12,5 %, увеличить маневренность всего трубопрокатного агрегата и повысить производительность установки за счет сокращения технологических простоев на перевалку и замену инструмента, исключить дополнительный подогрев стаканов в промежуточной кольцевой печи (снижение времени эксплуатации печи, использование исключительно на определенном тонкостенном сортаменте), снизить стоимость труб, в результате исключения дополнительного оборудования и замены технологического инструмента горизонтального пресса (контейнеров, пуансонов, матриц) на валки и оправки стана косой прокатки, а также уменьшить расход энергоносителей, сократить обслуживающий персонал.

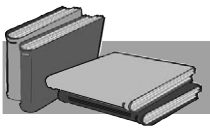
Разработана новая технология производства труб на ТПА 5-12(16)» размером 168–465 мм из углеродистых, легированных и трудно деформированных сталей и сплавов. Новая технология обеспечивает существенную экономию энергоресурсов, снижение расхода природного газа, расходного коэффициента металла вследствие существенного снижения разностенности прокатываемых труб. Данная технология обеспечивает снижение энергопотребления за счет исключения операции подогрева на большей части прокатываемого сортамента, а также способствует уменьшению брака по внутренним пленам на 25–30 %.



ЛИТЕРАТУРА

1. *Сафьянов А.В.* Перспективы развития и совершенствования производства горячекатаных труб на агрегатах с пилигримовыми станами, современное состояние и техническое перевооружение ТПА 8-16'' ОАО «ЧТПЗ» / Достижения в теории и практике трубного производства, Материалы 1-й Российской конференции по трубному производству [«Трубы России-2004»], (Екатеринбург, 13–15 апреля 2004 г). – Екатеринбург: ГОУ ВПО «УГТУ-УПИ», 2004. – С. 284–287.
2. *Сокуренко В.П., Степаненко А.Н., Гармашев Д.Ю., Угрюмов Ю.Д.* Перспективы развития процесса горячей пилигримовой прокатки труб // Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Нові рішення у сучасних технологіях. – Харків: НТУ «ХПІ». – 2013. – № 42 (1015). – С. 148–156.
3. Горячее пильгерование стальных труб с помощью усовершенствованных технологических решений и оборудования // Проспект фирмы «Mannesmann-Demag» Huttechnik, 1990. – 30 с.
4. Отчет по НИР «Исследование точности труб по толщине стенки и качества труб ТПЦ-4 при работе без КП-3». – 2005. – № 2111. – 22 с.
5. *Павловский Б.Г.* Совершенствование технологии производства труб на пилигримовых станах // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2001. – № 7. – С. 57–59.
6. *Чикалов С.Г.* Производство бесшовных труб из непрерывнолитой заготовки / Под научн. ред. А.П. Коликова. – Волгоград: Комитет по печати и информации, 1999. – 416 с.

Поступила 10.10.2018



REFERENCES

1. *Saf'ianov, A.V.* (2004). Prospects for the development and improvement of the production of hot-rolled pipes in units with pilger mills, current condition and technical re-equipment of TPA 8-16" OAO "ChTPZ". Achievements in theory and practice of piping production. Materials of the 1st Russian conference regarding pipe production "Russian Pipes-2004". Ekaterinburg, April 13-15, 2004, GOU VPO "UGTU-UPI", pp. 284–287 [in Russian].
2. *Sokurenko, V.P., Stepanenko, A.N., Garmashev, D.Yu., Ugriumov, Yu.D. (2013).* Prospects for the development of hot-rolled pipes production. Bulletin of NTU "KhPI". Series: New Solutions in Modern Technology. Kharkiv: NTU "KhPI", no. 42 (1015), pp. 148–156 [in Russian].
3. Hot pilgering of steel pipes using advanced technological solutions and equipment (1990). Catalogue of M/s Mannesmann-Demag Huttechnik, 30 p. [in Russian].
4. Research report "Study of the accuracy of wall thickness and quality of pipes TPTs-4 (ТПЦ-4) when operating without KP-3 (КП-3)", no. 2111, 2005, 22 p. [in Russian].
5. *Pavlovsky, B.G.* (2001). Improvement of pipe production technology on pilger mills. Metallurgical and mining industry, no. 7, pp. 57–59 [in Russian].
6. *Chikalov, S.G.* (1999). Production of seamless pipes from continuously cast billets. Volgograd: Committee on Press and Information, 416 p. [in Russian].

Received 10.10.2018

Анотація

В.Ф. Балакін[1], д-р техн. наук, професор кафедри, e-mail: balakinvf@gmail.com; **О.М. Степаненко**[2], гол. інженер, e-mail: stepan@gipromez.dp.ua; **Д.Ю. Гармашев**[3], канд. техн. наук, гол. спеціаліст, e-mail: garmashov.den@gmail.com

[1]Національна металургійна академія України, Дніпро, Україна
[2]ДП «Укргіпромез», Дніпро, Україна
[3]ТОВ «Інтерпайп Ніко Тьюб», Нікополь, Україна

Модернізація трубопрокатної установки з пілігрімовими станами ТПА 5-12" – завдання, способи, шляхи реалізації

Збереження позицій на ринку – постійне покращення, поліпшення якості продукції та розширення представленого сортаментного ряду продукції. У даній роботі представлено розроблений проект модернізації трубопрокатної установки з пілігрімовими станами ТПА 5-12". При його реалізації забезпечується виробництво труб на ТПА 5-12(16) розміром 168–465 мм з вуглецевих, легованих та важкодеформованих сталей та сплавів. Нова технологія забезпечує економію енергоресурсів, зниження витрат природного газу, витратного коефіцієнту металу внаслідок істотного зниження рівня різностінності труб, що прокатуються.

Ключові слова

Стан, труба, прокатка, пресування, оправка, різностінність.

Summary

V.F. Balakin[1], Doctor of Engineering Sciences, Professor of the Department, e-mail: balakinvf@gmail.com; **A.N. Stepanenko**[2], Chief Engineer, e-mail: stepan@gipromez.dp.ua; **D.Yu. Garmashev**[3], Candidate of Engineering Sciences, Chief Specialist, e-mail: garmashov.den@gmail.com

[1]*National Metallurgical Academy of Ukraine, Dnipro, Ukraine*
[2]*GP "Ukrgipromez", Dnipro, Ukraine*
[3]*LLC Interpipe Niko Tube, Nikopol, Ukraine*

Modernization of pipe-rolling plant with pilger mills TPA 5-12" – tasks, methods and ways of implementation

Maintaining a confident position in the market is constant improvement, improvement of the quality of the products manufactured and expansion of the product range presented. This paper presents the developed project for the modernization of the existing plant with pilger mills TPA 5-12". With its implementation, it is possible to manufacture pipes on TPA 5-12 (16)" with the size of 168–465 mm from carbon, alloyed and hard-deformed steels and alloys. The new technology provides energy savings, reduced natural gas consumption, the expenditure ratio of the metal due to a significant reduction in the thickness ratio of rolled pipes.

Keywords

Mill, pipe, rolling, pressing, mandrel, pipe wall thickness.

УДК 621.745: 669.296

В.С. Вахрушева[1], д-р техн. наук, проф. кафедры, e-mail: Vs062@ukr.net
В.Н. Воеводин[2], д-р физ.-мат. наук, проф., чл.-корр. НАН Украины, директор Института физики твердого тела, материаловедения и технологий, e-mail: voyev@kipt.kharkov.ua
С.В. Ладохин[3], д-р техн. наук, проф., гл. науч. сотр., e-mail: e_luch@ptima.kiev.ua
А.П. Мухачев[4], канд. физ.-мат. наук, директор центра, e-mail: map45@ukr.net
Н.Н. Пилипенко[2], д-р техн. наук, ст. науч. сотр., нач. лаб., e-mail: mpylypenko@kipt.kharkov.ua

[1]Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры, Днепр, Украина
[2]Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины, Харьков, Украина
[3]Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев, Украина
[4]Центр химических технологий Академии инженерных наук Украины, Каменское, Украина

Получение труб-оболочек тепловыделяющих элементов атомных реакторов из литых заготовок сплава Zr1Nb электронно-лучевой выплавки

Приведены результаты работы, которая выполнялась совместно ННЦ ХФТИ НАН Украины, ГНПП «Цирконий», ГП «НИТИ им. Я.Е. Осады» и ФТИМС НАН Украины по решению проблемы циркония в рамках программы по созданию ядерно-топливного цикла в Украине. Обосновывается целесообразность использования в нашей стране технологий кальцийтермического восстановления циркония из тетрафторида циркония и последующего рафинирования этого металла методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. Отмечаются преимущества выплавки из него сплавов циркония методом электронно-лучевой гарнисажной плавки с получением литых трубных заготовок. Описываются разработанные технологии получения из этих заготовок трекс-труб и труб-оболочек тепловыделяющих элементов атомных электростанций (АЭС).

Ключевые слова: *циркоций, сплавы, электронно-лучевая плавка, вакуумно-дуговой переплав, литые заготовки, трекс-трубы, твельные трубки, химический состав, механические свойства.*

В настоящее время более половины электроэнергии страны вырабатывается атомными станциями, на которых эксплуатируется 15 энергоблоков, в том числе 13 блоков типа ВВЭР-1000. Ядерное топливо для этих блоков традиционно поставлялось из России, но в последние годы в стране реализуется программа диверсификации поставок топлива, предусматривающая использование переходного топливного цикла в виде одновременного применения в отечественных ядерных реакторах топливных сборок разных производителей, наряду с топливом российской корпорации «ТВЭЛ» используется топливо американской компании Westinghouse. В прошлом году смешанные активные зоны с топливом указанных поставщиков эксплуатировались уже на шести энергоблоках украинских АЭС [1, стр. 171], а в текущем году на работу только с топливом компании Westinghouse переведен один из блоков Южно-украинской АЭС [2]. Однако в любом случае абсолютная зависимость работоспособности отечественных энергоблоков от внешних поставок топлива угрожает энергетической безопасности государства. Поэтому проблема создания отечественного ядерно-топливного цикла (ЯТЦ), решение о разработке и практической реализации которого первоначально было принято еще в 1995 году [3], относится к числу важнейших задач, определяющих энергетическую независимость страны.

Неотъемлемой составной частью ЯТЦ является получение циркония ядерной чистоты и организация производства из него сплавов с последующим изготовлением из них защитных труб-оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ), канальных и направляющих труб, кассет, дистанционирующих решеток и других деталей активной зоны атомных реакторов [4]. Настоящий доклад преследует цель обратить внимание специалистов, связанных с производством и использованием циркония, на вопросы, которые, по мнению авторов, определяют дальнейшее развитие этой отрасли в нашей стране, с точки зрения ускорения создания отечественного ЯТЦ. К таким вопросам относятся: получение исходного циркония и выплавка из него требуемых сплавов, получение из этих сплавов трубных заготовок с дальнейшим изготовлением из них трекс-труб (горячекатаных заготовок под холодную прокатку) и труб-оболочек ТВЭЛ (холоднокатаных трубок для тепловыделяющих элементов ядерных реакторов), а также проведение испытаний полученных труб-оболочек в реальных условиях эксплуатации в атомных реакторах. Выполнение указанных работ является необходимым условием налаживания промышленного производства труб-оболочек ТВЭЛ, включающее, наряду с перечисленными выше технологическими разработками, также создание и приобретение необходимого оборудования.

Технологические разработки

В число рассмотренных ниже технологических разработок включены работы, которые выполнялись в течение приблизительно 10 лет в основном совместно ННЦ ХФТИ НАН Украины (г. Харьков), ГНПП «Цирконий» (г. Каменское), ГП «НИТИ им. Я.Е. Осады» (г. Днепр) и ФТИМС НАН Украины (г. Киев) по заданиям Минтопэнерго Украины. Особенностью работ является то, что с целью максимально возможного ускорения их проведения они выполнялись на уже имеющемся в указанных организациях оборудовании.

Получение циркония. Украина относится к ограниченному числу стран, владеющих технологией производства циркония, причем отечественная технология отлична от применяемых другими производителями этого металла. В мировой практике для получения циркония используется метод магнийтермического восстановления из тетрахлорида циркония (метод Кролла), который применяется практически всеми производителями циркония в дальнем зарубежье [5]. В России для этой цели применяется метод электролитического восстановления из солей K_2ZrF_6, KCl и KF [4, 5], а в Украине на ГНПП «Цирконий» освоен метод кальцийтермического восстановления из тетрафторида циркония [5, 6]. При использовании магнийтермического метода исходный металл получают в виде губки, при электролитическом восстановлении – в виде порошка, при кальцийтермическом – в виде цилиндрической заготовки с малым отношением высоты к диаметру. Из металла в виде губки и порошка изготавливают расходуемые заготовки для вакуумно-дугового переплава (ВДП), который является единственным практически используемым в настоящее время в мировой практике методом рафинирования и получения слитка циркония, причем переплав проводится не менее двух раз. Затем из этих слитков путем ковки и последующей механической обработки получают трубные заготовки, из которых изготовляют трекс-трубы и трубы-оболочки ТВЭЛ.

Принципиальной особенностью используемого в нашей стране метода кальцийтермического восстановления из тетрафторида циркония является то, что получаемый в результате восстановления металл, представляет собой цилиндрическую заготовку небольшой высоты, рафинирование и формирование слитка из которого возможно практически только за счет электронно-лучевого переплава. Это обстоятельство обусловило то, что в нашей стране имеется уникальный опыт электронно-лучевой плавки циркония, которого не имеют другие страны, что во многом определяло подходы к решению проблемы циркония [7, 8]. В принципе, получаемый слиток электронно-лучевой выплавки также может быть подвергнут указанным выше операциям по переделу в требуемые изделия, но более целесообразным представлялось использовать для получения трубных заготовок литейные технологии. К возможности реализации такого подхода подталкивал накопленный в стране опыт применения электронно-лучевой плавки для литья различных металлов и сплавов, в том числе тугоплавких [9].

Характеризуя технологию кальцийтермического восстановления в целом можно отметить, что получаемый металл представляется весьма перспективным для использования в ядерной энергетике, в том числе благодаря снижению содержания гафния по сравнению с другими технологиями получения циркония. При этом целесообразной представляется постановка вопроса об организации в Украине производства кальция с низким содержанием кислорода, необходимого для восстановления циркония из его тетрафторида, а также налаживания параллельно с производством циркония производства гафния, что позволит снизить стоимость обоих металлов, важных для промышленности страны.

Выплавка сплавов циркония в электронно-лучевых литейных установках. В процессе проведения исследований по получению сплавов на основе циркония кальцийтермического восстановления выплавлялись такие сплавы Zr1Nb, Zr2.5Nb и Zr1Nb1.2Sn0.4Fe, из которых только сплав Zr1Nb был использован для получения литых трубных заготовок и изделий из них, что и рассматривается ниже. Выплавка сплавов проводилась в литейных установках, смонтированных на базе электронно-лучевых плавильных печей ЕМО-250 (ГНПП «Цирконий») и ХЭЛП-1 (ФТИМС НАН Украины) [9]. Особенностью обеих установок является то, что в них плавку можно проводить только в гарнисажных тиглях с электромагнитным перемешиванием и донным сливом расплава, причем максимальный слив на установке ЕМО-250 составлял 40 кг, а на установке ХЭЛП-1 – 30 кг. Для сравнения: наряду с выплавкой сплава Zr1Nb методом электронно-лучевой гарнисажной плавки (ЭЛГП) проводили формирование слитка вакуумно-дуговым переплавом (ВДП). В обоих случаях использовалась тройная шихта, состоящая из циркония кальцийтермического восстановления (69 %), йодидного циркония (30 %) и ниобия (1 %). Необходимость использования йодидного циркония обусловлена повышенным содержанием кислорода в кальцийтермическом цирконии. При ЭЛГП оба циркониевых компонента шихты заваливаются и плавятся в тигле, а ниобий вводится в расплав в конце плавки. При ВДП расходуемая заготовка изготовлялась с использованием всех трех компонентов шихты, а переплав проводился дважды, как это принято в практике ВДП, с формированием на втором переплаве слитка сплава Zr1Nb диаметром 200 мм. Слитки ВДП получали в ННЦ ХФТИ НАН Украины.

В табл. 1 приведены результаты химического анализа сплава Zr1Nb, полученного в пяти плавках методом ЭЛГП и в слитке ВДП после двойного переплава [10]. Сплавы отвечают требованиям технических условий Украины, хотя и не вполне соответствуют техническим условиям России, что объясняется отмеченным выше повышенным содержанием кислорода в цирконии кальцийтермического восстановления.

Получение трубных заготовок. Возможные варианты получения в электронно-лучевых литейных установках трубных заготовок проанализированы в работе [11], причем анализ выполнен для условий выплавки сплава с использованием как кальцийтермического, так и магнийтермического циркония. Основным преимуществом литейных технологий

Таблица 1

Химический состав сплава Zr1Nb из тройной шихты

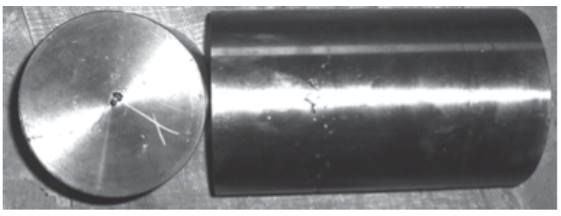
Номер плавки	Содержание элементов, %мас.[1,2]							
	Nb	Fe	Cu	Al	Si	N	C	O
1	1,1	0,007	0,0003	<0,001	0,011	0,006	0,010	0,10
2	0,9	0,008	0,0004	0,002	0,009	0,005	0,011	0,06
3	0,9	<0,001	0,0003	<0,001	0,003	0,0021	0,012	0,09
4	0,9	0,003	0,0002	<0,001	0,004	0,0025	0,016	0,11
5	0,9	0,004	0,0004	<0,001	0,004	0,003	0,013	0,11
ВДП	0,95	0,012	0,0004	<0,001	0,0044	0,005	0,005	0,095
[3]ТУ 001.257-85	0,9–1,1	≤0,05	≤0,005	≤0,008	≤0,02	≤0,006	≤0,02	0,06–0,14
[4]ТУ 95.166-98	0,9–1,1	≤ 0,05	≤0,005	≤0,008	≤0,02	≤0,006	≤0,02	≤0,10

Примечания: 1. Основа сплава – Zr. 2. Во всех плавках в металле присутствуют следы Mg, W, Ta, Cr, Ni, Cu, Ti, V, Co. 3. ТУ 001.257-85 на украинский сплав КТЦ110. 4. ТУ 95.166-98 на российский сплав Э110.

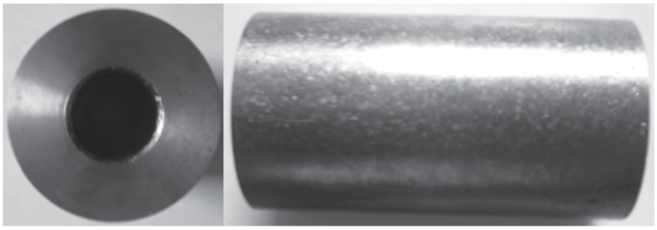
Таблица 2

Механические свойство сплава Zr1Nb в поперечном разрезе

Способ получения заготовок	Температура испытаний 293 К			
	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
Литье в кокиль	467,35	418,5	14,65	34,2
Центробежное литье	528,80	502,25	15,15	65
Литье с ЭМП в форме	463,30	390,00	12,75	47,75
ВДП	445,00	390,00	14,50	49,75
	Температура испытаний 653 К			
Литье в кокиль	180,97	163,99	19,47	65,30
Центробежное литье	168,89	145,37	24,67	56,00
Литье с ЭМП в форме	171,70	135,00	23,30	73,20
ВДП	162,50	127,50	16,00	74,75



a



b

Рис. 1. Литые трубные заготовки из сплава Zr1Nb: *a* – литье в стационарные формы; *b* – центробежное литье

является исключение из технологической цепочки операции ковки слитка, что представляется перспективным для решения проблемы получения трубных заготовок из циркониевых сплавов в нашей стране.

Всего были разработаны и опробованы три технологии литья трубных заготовок – в кокиль, в центробежную форму и в форму с наложением электромагнитных воздействий на расплав в процесс затвердевания, которые подробно рассмотрены в работе [12]. На практике получение заготовок литьем в кокиль проводилось на ГНПП «Цирконий», а литьем в центробежные формы и с наложением электромагнитных воздействий – во ФТИМС НАН Украины. Общий вид полученных заготовок показан на рис. 1. Механические свойства сплава Zr1Nb в литых заготовках и в слитке ВДП приведены в табл. 2 [10].

Из анализа данных табл. 2 можно заключить, что свойства металла в литых заготовках не уступают свойству металла ВДП, и в этом смысле все предлагаемые технология литья заготовок могут рассматриваться как перспективные для решения задачи создания отечественного ЯТЦ. К сожалению, поскольку в практике создания топлива для АЭС литые заготовки из циркониевых сплавов никогда не применялись, то данные для сравнительного анализа отсутствуют.

Получение трекс-труб и труб-оболочек ТВЭЛ. Из полученных трубных заготовок на опытном заводе ГП «НИТИ» по разработанным технологиям [13, 14] были изготовлены трекс-трубы с внешним диаметром 48 мм и толщиной стенки 8,5 мм (длина 800 мм), а из них – трубы-оболочки ТВЭЛ с внешним диаметром 9,13 мм и толщиной стенки 0,7 мм (длина 4,5 м). Фрагменты обоих изделий приведены на рис. 2.

Изготовление труб проводили по новой технологической схеме с высокотемпературным (в β-области)

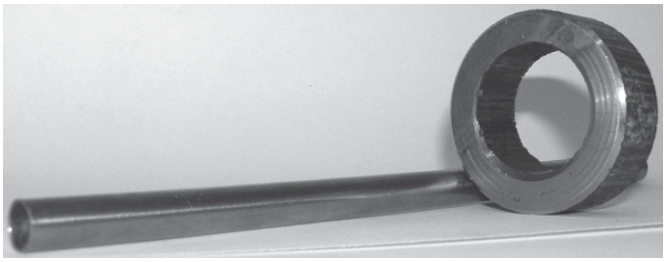


Рис. 2. Фрагменты твельной трубки (слева) и трекс-трубы

прессованием заготовок и закалкой с прокатного нагрева. Предложенный технологический процесс включает следующие этапы: получение литой трубной заготовки; горячее прессование на горизонтальном гидравлическом прессе усилием 1600-2500МН; многоцикличная холодная деформация на станах валкового типа: ХПТ-90, ХПТ-55, ХПТ32 либо стане KPW; операции химической обработки: нанесение подсмазочных покрытий, технологических смазок, обезжиривание; термическая обработка промежуточных и готовых труб в вакууме; травление, отмывка от ионов фтора; правка; ремонт; контроль качества.

Механические свойства металла в горячепрессованных трекс-трубах изучали на образцах, изготовленных из заготовок, полученных всеми указанными выше способами, то есть литьем в кокиль, центробежным литьем и литьем с наложением ЭМП на расплав в форме. Результаты исследований свойств (в поперечном разрезе) приведены в табл. 3 [10].

Из данных табл. 3 видно, что прессование заготовок, полученных с наложением электромагнитных полей на расплав в форме, можно проводить при температуре на 50 градусов ниже, чем заготовок из металла ВДП. Важность этого обстоятельства для практики состоит в том, что проведение прессования при более низкой температуре обеспечивает улучшение качества поверхности трубных заготовок при одновременном увеличении выхода годного.

Следует также отметить, что хотя металл в литых заготовках не уступает металлу ВДП, пластические характеристики сплава в изделиях из центробежнолитой заготовки уступают как сплаву ВДП, так и требованиям ТУ. Причина этого пока непонятна, но может быть связана с некоторой неоднородностью структуры металла центробежнолитой заготовки. Установление причины этой неоднородности и ее влияния на свойства важно потому, что получение центробежнолитых заготовок перспективно в связи с сокращением операций механической обработки заготовок, поскольку центробежнолитые заготовки могут формироваться с отверстиями, то есть в технологической цепочке исключается сверление отверстий.

Что касается труб-оболочек ТВЭЛ, то механические свойства сплава Zr1Nb в них изучали только на образцах труб, изготовленных из заготовок, полученных литьем в кокиль, причем трубы-оболочки были получены не только в условиях опытного завода ГП «НИТИ», но также в условиях промышленного производства на Никопольском ЮТЗ [14]. Результаты исследований приведены в табл. 4 [10]. Данные табл. 4 свидетельствуют, что трубы при температурах 293 и 653 К обладают хорошей пластичностью при высоком уровне прочностных характеристик.

В целом результаты выполненных исследований дают основание заключить, что проблема получения изделий из сплавов на основе циркония кальцийтер-

Таблица 3

Механические свойства горячепрессованных трекс-труб

Способ получения заготовок	Температура прессования, К	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
Литье в кокиль	1370–1380	490,00	420,00	21,00	65,50
Центробежное литье	1370–1380	599,00	562,00	18,30	66,50
Литье с ЭМП в форме	1320–1330	568,00	505,00	23,00	–
ВДП	1370–1380	577,50	495,00	21,50	–

Таблица 4

Механические свойства труб-оболочек ТВЭЛ из сплава Zr1N

Завод-изготовитель	Продольное направление			Поперечное направление		
	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
	Температура испытаний 293 К					
ОЗ ГП «НИТИ»	580–590	415–425	34–36	550–600	500–533	16,1–16,7
ОАО ЮТЗ*	615–650	480–495	30–33	605–650	560–595	13–13,3
ВДП	–	–	–	294	210	29
ТУ 95-105-89 не менее	410	240	20	–	–	12
	Температура испытаний 653 К					
ОЗ ГП «НИТИ»	–	–	–	226–235	222–226	27–30
ОАО ЮТЗ*	235–265	135–153	–	225–240	190–200	27–36
ВДП	–	–	–	225	195	47
ТУ 95-105-89 не менее	–	80	–	148	130	33

*Примечание: *Бывший цех по производству труб для атомной энергетики Никопольского ЮТЗ в настоящее время переформирован в завод ПО ОСКАР.*

мического восстановления в рамках создания отечественного ЯТЦ может быть успешно решена. В принципе, об этом свидетельствуют также результаты работы [15], посвященной инновационным перспективам производства твельных труб из сплава Zr1Nb на основе кальцийтермического циркония. Полученные трубы из отечественного сырья и по разработанной технологии прошли приемо-сдаточные испытания на соответствие нормам технических условий Украины, России, стандартов ASTM, а также дополнительные расширенные испытания, отражающие эксплуатационную надежность (малоцикловую усталость, сопротивление ползучести, коррозионную стойкость и др.). В настоящее время стоит задача комплексной оценки качества твельных труб, получаемых по предложенной технологии, при их эксплуатации на действующих реакторах, что требует организации соответствующего промышленного производства.

Предложения по созданию оборудования

Приведенные выше результаты технологических исследований получены на имеющемся к моменту их проведения оборудовании, которое не всегда было приспособлено к проводимым работам, поскольку зачастую предназначалось для других целей. Ниже приводятся предложения по разработке плавильно-заливочного оборудования, которое предназначено специально для реализации предложенных технологических решений.

Эти предложения включают вопросы, касающиеся разработки электронно-лучевых литейных установок, плавильно-заливочных тиглей и электронных пушек, причем они учитывают вероятность выплавки сплавов циркония также с использованием губки, то есть циркония магнийтермического восстановления, на целесообразность чего уже указывалось выше. Из опыта получения других сплавов с использованием губчатых материалов, в первую очередь титана [16], особенность их выплавки определяется повышенной газотворностью шихты, обусловленная в основном наличием в губке примесей хлора и хлористого магния. Однако следует учитывать также трудности с выплавкой и разливкой многокомпонентных сплавов вследствие избирательного испарения компонентов при электронно-лучевом нагреве из-за разной упругости пара компонентов сплавов.

Возможное конструктивное исполнение электронно-лучевых установок применительно к их использованию для целей плавки и литья циркониевых сплавов достаточно подробно рассмотрено в работах [17–21]. При этом для случая выплавки циркониевых сплавов с использованием губки были сформулированы такие требования к проведению в них технологического процесса – возможность обеспечения проведения плавки в широком диапазоне изменения вакуума, предварительное (до поступления в тигель) плавление шихты с целью дегазации, достаточно интенсивное перемешивание расплава в тигле, устойчивый электронно-лучевой нагрев в течение всей плавки. Предлагаемые в указанных работах конструкции эти задачи решают за счет исполнения многокамерных установок, возможности поддержания в камерах разного вакуума, применения промежуточных емкостей и использования пушек высоковольтного тлеющего разряда (ВТР).

На рис. 3 и 4 приведены принципиальные схемы установок, предназначенных, соответственно, для получения слитков сплавов циркония и центробежнолитых трубных заготовок, а в табл. 5 и 6 представлены их технические характеристики и результаты экспертной оценки сроков разработки и ожидаемой стоимости выполнения работы [17, 18]. В принципе, возможно также исполнение установок в вариантах, обеспечивающих возможность получения в одном агрегате как литых заготовок, так и слитка [20], или получения заготовок литьем в формы, которые размещены в разных камерах, что позволяет проводить слив рас-

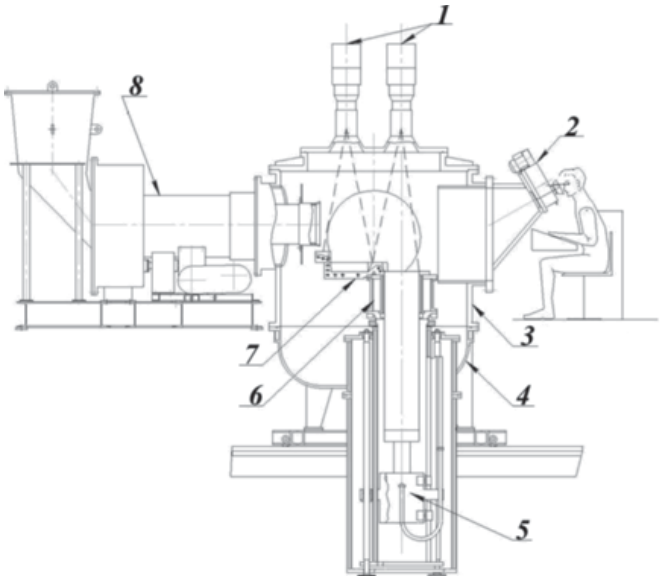


Рис. 3. Схема электронно-лучевой установки для получения слитка: *1* – пушки ВТР; *2* – смотровая система; *3* – плавильная камера; *4* – камера слитка; *5* – механизм вытягивания слитка; *6* – кристаллизатор; *7* – промежуточная емкость; *8* – устройство подачи шихты на переплав

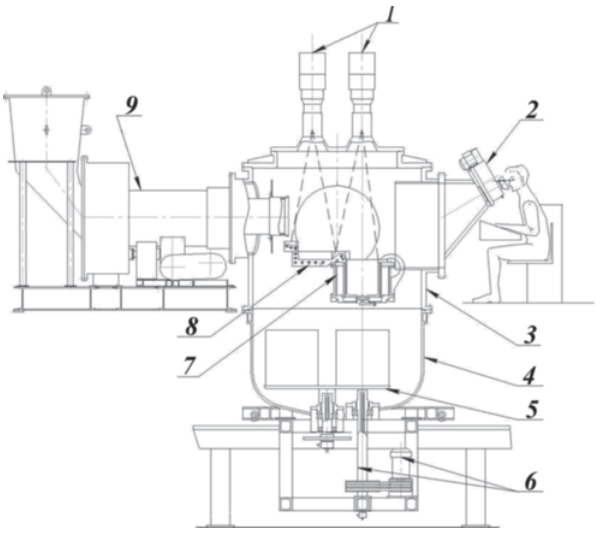


Рис. 4. Схема электронно-лучевой установки для центробежного литья: *1* – пушки ВТР; *2* – смотровая система; *3* – плавильная камера; *4* – камера литейных форм; *5* – форма для центробежного литья; *6* – механизм вращения форм; *7* – гарнисажный тигель с СЭМП и донным сливом расплава; *8* – промежуточная емкость; *9* – устройство подачи шихты на переплав

Таблица 5

Технические характеристики электронно-лучевых установок [17]

Параметры	Значения	
	Печь получения слитка (расходуемой заготовки)	Печь центробежного литья
Объем камеры плавки, м^3	6,0	6,0
Максимальная мощность нагрева, кВт	600 или 900	600
Количество пушек, шт	2 или 3	2
Тип пушки	Высоковольтного тлеющего разряда	
Исходные материалы	Губка, обороты, скрап, стружка	
Максимальная масса слитка, кг	400	–
Максимальная масса центробежной заготовки, кг	–	60
Производительность, т/г	140	120
Габариты агрегата, м: длина х ширина х высота	6,5 х 6,0 х 7,5	6,5 х 6,0 х 6,0

Таблица 6

Этапы разработки установки и стоимость их выполнения [18]

Наименование этапа	Срок выполнения, месяцев с начала инвестирования	Стоимость этапа, тыс. USD
Разработка проектной документации электронно-лучевой печи и оборудования	6	480
Изготовление и поставка одной печи с необходимым оборудованием	22	4000
Монтаж, наладка и запуск печи в эксплуатацию	25	450
Изготовление технологической документации	–	70
Отработка технологии переплава и формирования слитков	30	250

Примечание: суммарная стоимость двух печей будет составлять 9450 тыс. USD (в ценах 2009 г.)

плава как через отверстие в днище тигля, так и через сливной носок за счет его наклона [19]. Создание таких установок представляет интерес именно для выплавки сплавов циркония, поскольку относительно невысокая потребность в изделиях из циркония для нужд отечественного ЯТЦ может быть удовлетворена одним плавильно-заливочным агрегатом.

Что касается тиглей, то требования к усовершенствованию их конструкции сводятся в основном к разработке тиглей повышенной емкости, поскольку применяющиеся до последнего времени тигли для электронно-лучевой гарнисажной плавки обеспечивают слив до 40 кг расплава, в то время как для промышленного производства потребуется слив до 150–200 кг расплава (по цирконию). Тигли такой емкости в настоящее время разрабатываются совместно Институтом электродинамики НАН Украины и ФТИМС НАН Украины [22].

На рис. 5 приведена принципиальная схема варианта тигля повышенной емкости со сливом расплава как через сливное отверстие в днище, так и через сливной носок путем наклона тигля. В подобных тиглях предусматривается перемешивание расплава за счет СЭМП в направлении от центра ванны к стенке тигля, определяемое как прямое перемешивание, и в обратном направлении. В зависимости от схемы разливки в тиглях желательно иметь разную геометрию ванны, а именно, при донном сливе отношение высоты ванны к ее диаметру должно быть несколько меньше, чем при сливе через носок, что необходимо для предупреждения размыва гарнисажа на боковой стенке тигля.

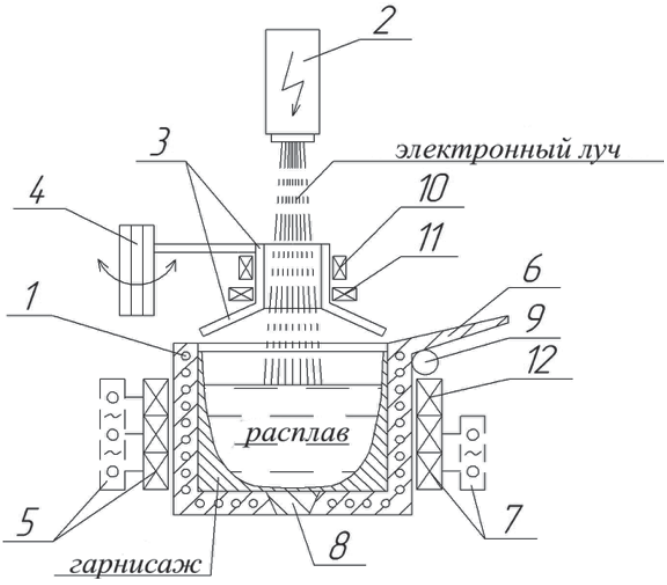
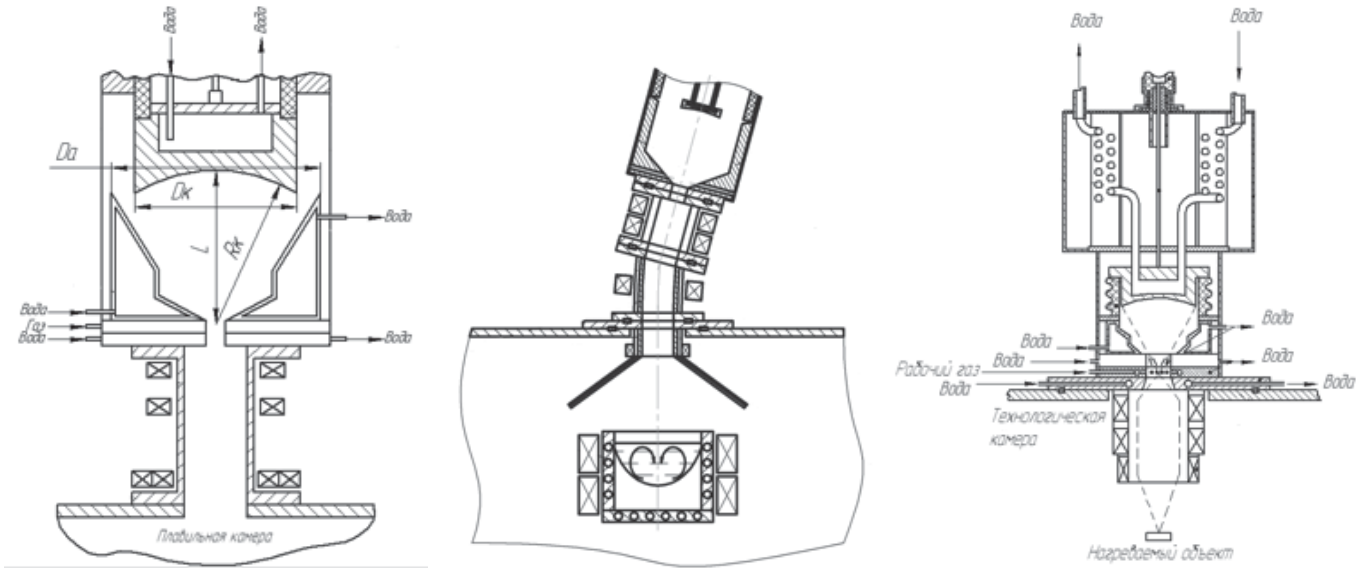


Рис. 5. Схема гарнисажного тигля со сливом расплава через сливной носок и через отверстие в днище:
1 – тигель; *2* – электронно-лучевая пушка; *3* – тепловой экран; *4* – ось поворота экрана; *5* – трехкатушечная система электромагнитного перемешивания расплава; *6* – сливной носок; *7* – двухкатушечная система электромагнитного перемешивания расплава; *8* – сливное отверстие в днище тигля; *9* – ось поворота тигля; *10* – катушка фокусировки луча; *11* – катушка развертки луча; *12* – катушка стабилизации положения луча



а б в

Рис. 6. Схемы пушек ВТР усовершенствованных конструкций: *а* – пушка ВТР с уменьшенным рассеиванием электронов; *б* – пушка ВТР с лучеводом, состоящим из двух частей; *в* – пушка ВТР без лучевода

Относительно пушек стоит отметить, что речь идет о пушках ВТР, особенностью которых должна быть устойчивая работа при колебании вакуума в плавильной камере в широком диапазоне, что характерно для плавки губки. В ходе эксплуатации этих пушек в условиях плавки с электромагнитным перемешиванием расплава были выявлены недостатки, которые сводились, в основном, к следующим моментам: 1) поверхность катода, с которой осуществляется эмиссия электронов, используется не полностью, так как в известных пушках диаметр апертуры анода меньше, чем диаметр катода; 2) в эксплуатируемых пушках из-за большого расстояния от лучевода до обогреваемой поверхности имеют место повышенные потери энергии электронов, а также наблюдается перегрев элементов пушки вследствие воздействия излучения с поверхности ванны; 3) наличие в пушках лучеводов усложняет их конструкцию и повышает стоимость.

В работах [17, 21] представлены пути устранения указанных недостатков в пушках ВТР, а на рис. 6 приведены схемы пушек ВТР, разработанных с учетом исключения перечисленных недостатков.

На рис. 6, *а* приведена схема газоразрядной пушки, в которой водоохлаждаемый вогнутый катод и соосный с ним водоохлаждаемый анод, диаметр апертуры которого больше диаметра катода, выполнены таким образом, что диаметр апертуры анода больше радиуса кривизны рабочей поверхности катода, который равняется расстоянию от рабочей поверхности катода до отверстия в донной части анода. Благодаря этому увеличивается эффективная площадь поверхности катода, с которой реализуется эмиссия электронов, что будет приводить к повышению кпд пушки.

Второй из указанных негативных моментов удается в определенной степени нивелировать за счет исполнения лучевода из двух частей, одна из которых размещается непосредственно в плавильной камере, а вторая стыкуется собственно с пушкой в атмосфере под углом, как это показано на рис. 6, *б*.

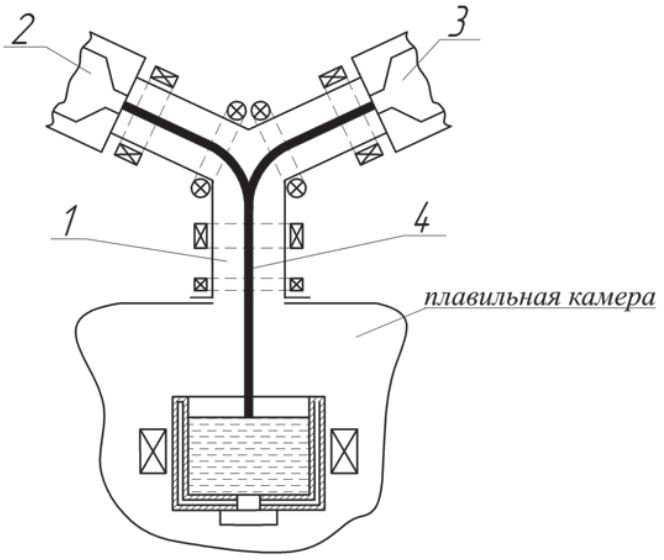


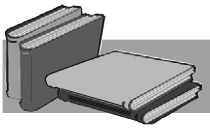
Рис. 7. Принципиальная схема комбинированного электронно-лучевого нагревателя: *1* – лучевод; *2* – низковакуумная пушка ВТР; *3* – средневакуумная пушка ВТР; *4* – электронный луч

На части лучевода, расположенной в плавильной камере, может быть смонтирован тепловой экран.

Анализ рассмотренного выше варианта пушки ВТР логически приводит к заключению о возможности разработки устройства, в котором лучевод как составная часть пушки вообще отсутствует. На рис. 6, *в* приведена схема такой пушки, в которой катушки систем фокусирования и отклонения луча полностью размещены в плавильной камере на специальном фланце и могут быть выполнены с возможностью перемещения в вертикальной плоскости. Предлагаемое конструктивное исполнение должно облегчить настройку пушки и существенно снизить стоимость ее изготовления.

Новым подходом к созданию и использованию пушек ВТР является стремление найти пути к сочетанию возможностей пушек, работающих при суще-

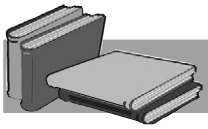
ственно различающемся давлении остаточных газов в плавильных камерах. На рис. 7 приведена принципиальная схема пушки, которая представляет собой комбинированный электронно-лучевой нагреватель, состоящий из низко- и средневакуумной пушек ВТР. Это открывает перспективу проведения плавки в весьма широком диапазоне изменения вакуума без опасения перерыва в проведении нагрева. Комбинированный нагреватель позволяет начинать электронно-лучевой нагрев при повышенном давлении в плавильной камере, при котором до последнего времени в технологических процессах плавки и рафинирования такой нагрев не использовался.



ЛИТЕРАТУРА

1. Звіт про діяльність Національної академії наук України у 2017 році / НАН України. – Київ: Академперіодика, 2018. – 552 с.
2. «Энергоатом» впервые осуществил полную загрузку блока ЮУАЭС… URL: https://interfax.com.ua/news/economic/519427.html.
3. Комплексна програма створення ядерно-паливного циклу в Україні. Постанова Кабінету Міністрів України № 267 від 12.04.1995 р.
4. *Займовский А.С., Никулина А.В., Решетников Н.Г.* Циркониевые сплавы в ядерной энергетике. – М.: Энергоиздат, 1994. – 256 с.
5. *Ажажа В.М., Вьюгов П.Н., Лавриненко С.Д.* и др. Цирконий и его сплавы (технология производства, области применения). – Харьков: ННЦ ХФТИ, 1998. – 89 с.
6. *Коровин Ю.Ф., Чупринко В.К., Линдт К.А.* и др. Производство циркония и гафния на ПО ПХЗ для удовлетворения потребностей атомной энергетики Украины // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. – 1994. – № 2 (62). – С. 114–124.
7. *Чернов А.П., Семенов Г.Р., Лапшин В.И.* и др. Исследования и разработки по развитию производства циркониевых сплавов и изделий в Украине // Труды 14-й Междунар. конф. по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению (Алушта, Крым, 12–17 июня 2000 г.) – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2000. – С. 98–100.
8. *Неклюдов И.М.* Состояние и проблемы атомной энергетики в Украине // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. – 2007. – № 2. – С. 3–9.
9. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / Под ред. С.В. Ладохина. – Киев: Сталь, 2007. – 626 с.
10. *Ладохин С.В., Вахрушева В.С.* К вопросу о применении электронно-лучевой плавки для получения сплавов циркония в Украине // *Современная электрометаллургия*. – 2018. – № 4 (в печати).
11. *Ладохин С.В., Вахрушева В.С.* Перспективы применения электронно-лучевой плавки для получения сплавов циркония в Украине // *Современная электрометаллургия*. – 2008. – № 4. – С. 22–26.
12. *Гладков А.С.* Особливості електронно-променевої гарнісажної плавки сплаву Zr-1Nb і розробка технології виготовлення трубних заготовок: автореф. дис. … канд. техн. наук. – Київ, 2009. – 20 с.
13. *Вахрушева В.С.* Формування структури та властивостей сталі і сплавів при виготовленні труб для ядерних енергетичних установок: автореф. дис. … д-ра техн. наук. – Дніпропетровськ, 2003. – 36 с.
14. *Вахрушева В.С.* Проблемы создания производства циркониевого проката в Украине // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. – 2014. – № 2. – С. 62–68.
15. *жажа В.М., Борц Б.В., Бутенко І.М.* та ін. Виробництво партії трубних заготовок трекс-труб та виготовлення дослідно-промислової партії твельних труб зі сплаву Zr1Nb із вітчизняної сировини // *Наука та інновації*. – 2000. – Т. 2. – № 6. – С. 18–30.
16. *Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В.* Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокореакционных металлов. – Киев: Наукова думка, 2008. – 312 с.
17. *Ладохин С.В.* Новое оборудование для электронно-лучевой плавки и литья металлов и сплавов // *Металл и литье Украины*. – 2012. – № 7. – С. 3–11.
18. *Ладохин С.В.* Электронно-лучевые литейные установки нового поколения: конструктивные особенности и области применения // *Процессы литья*. – 2013. – № 4. – С. 56–70.
19. *Ладохин С.В.* Электронно-лучевая литейная установка многоцелевого назначения // *Металл и литье Украины.* – 2014. – № 10. – С. 3–7.
20. *Ладохин С.В.* Электронно-лучевые установки для плавки и литья циркониевых сплавов // *Металл и литье Украины.* – 2017. – № 6-7. – С. 34–39.
21. *Ладохин С.В.* Пути решения проблемы циркония в программе создания ядерно-топливного цикла в Украине // *Процессы литья*. – 2018. – № 5 (в печати). – С. 62–71.
22. *Глухенький А.И., Гореславец Ю.М., Бондар Ю.М.* и др. Выбор конструкции гарнисажных тиглей повышенной емкости для электронно-лучевой плавки титана // *Процессы литья*. – 2017. – № 4. – С. 58–65.

Поступила 04.10.2018



REFERENCES

1. Report on the activities of the National Academy of Sciences of Ukraine in 2017. NAS of Ukraine. Kyiv: Akademperiodyka, 2018, 552 p. [in Ukrainian].
2. "Energoatom" for the first time carried out a full load of the SU NFES block…URL: https://interfax.com.ua/news/economic/519427.html [in Russian].
3. Complex program of nuclear fuel cycle creation in Ukraine. Resolution of the Cabinet of Ministers of Ukraine no. 267 dated April 12, 1995 [in Ukrainian].
4. *Zaimovsky, A.S., Nikulina, A.V., Reshetnikov, N.G.* (1994). Zirconium alloys in nuclear energetic. Moscow: Energoizdat, 256 p. [in Russian].
5. *Azhazha, V.M., V'iugov, P.N., Lavrinenko, S.D.* et al. (1998). Zirconium and its alloys (technology of production, area of utilization). Kharkov: NSC KIPT, 89 p. [in Russian].
6. *Korovin, Yu.F., Chuprinko, V.K., Lindt, K.A.* et al. (1994). Zirconium and hafnium production on PA DChP for satisfaction of Ukrainian nuclear energetic necessities. *Problems of atomic energy science and technology. Series: Physics of radiation effects and radiation materials technology,* no. 2 (62), pp. 114–124 [in Russian].
7. *Chernov, A.P., Semenov, G.R., Lapshin, V.I.* et al. (2000). Research and development on zirconium alloys and items production in Ukraine. Proc. of the 14-th Intern. Conf. on physics of radiation effects and radiation materials technology (Alushta, The Cremia, June 12–17, 2000). Kharkov: NSC KIPT, pp. 98–100 [in Russian].
8. *Nekliudov, I.M.* (2007). State and problems of nuclear energy in Ukraine. *Problems of atomic energy science and technology. Series: Physics of radiation effects and radiation materials technology,* no. 2, pp. 3–9 [in Russian].
9. *Ladokhin, S.V.* (Ed.) (2007). Electron beam melting in foundry. Kiev: Stal', 626 p. [in Russian].
10. *Ladokhin, S.V., Vakhrusheva, V.S.* (2018). About perspectives of electron beam melting use for zirconium alloys production in Ukraine. *Modern Electrometallurgy*, no. 4 (in the press) [in Russian].
11. *Ladokhin, S.V., Vakhrusheva, V.S.* (2008). Perspectives of electron beam melting use for zirconium alloys production in Ukraine. *Modern Electrometallurgy*, no. 4, pp. 22–26 [in Russian].
12. *Gladkov, A.S.* (2009). Peculiarities of electron beam scull melting of Zr1Nb alloy and development the technology of tube billets production: extended abstract of candidate's thesis. Kyiv, 20 p. [in Ukrainian].
13. *Vakhrusheva, V.S.* (2003). Forming of structure and properties of steel and alloys at tubes production for nuclear power installations: extended abstract of Doctor's thesis. Dnipropetrovsk, 36 p. [in Ukrainian].
14. *Vakhrusheva, V.S.* (2014). Problems of zirconium rolled production creation in Ukraine. *Problems of atomic energy science and technology. Series: Physics of radiation effects and radiation materials technology*, no. 2, pp. 62–68 [in Russian].
15. *Azhazha, V.M., Borts, B.V., Butenko, I.M.* et al. (2000). Production of TREX-tube billets party and manufacture of experimental industrial party of fuel tubes from Zr1Nb alloy produced from domestic resources. *Science and innovation,* Vol. 2, no. 6, pp. 18–30 [in Ukrainian].
16. *Paton, B.E., Trygub, N.P., Akhonin, S.V.* (2008). Electron beam melting of refractory and high reactionary metals. Kiev: Naukova dumka, 312 p. [in Russian].
17. *Ladokhin, S.V.* (2012). New equipment for electron beam melting and casting of metals and alloys. *Metall i lit'e Ukrainy*, no. 7, pp. 3–11 [in Russian].
18. *Ladokhin, S.V.* (2013). Electron beam casting installations of a new generation: design phisosophy and field of use. *Casting processes*, no. 4, pp. 56–70 [in Russian].
19. *Ladokhin, S.V.* (2014). Electron beam installation for multipurpose supply. *Metall i lit'e Ukrainy*, no. 10, pp. 3–7 [in Russian].
20. *Ladokhin, S.V.* (2017). Electron beam installations for melting and casting of zirconium alloys. *Metall i lit'e Ukrainy*, no. 6–7, pp. 34–39 [in Russian].
21. *Ladokhin, S.V.* (2018). The Ways to solve the problem of zirconium in the program of creating the nuclear fuel cycle in Ukraine. *Casting processes*, no. 5 (in the press), pp. 62–71 [in Russian].
22. *Glukhen'kiy, A.I., Goreslavets, Yu.M., Bondar, Yu.M.* et al. (2017). Skull crucible design choice with increased capacity for electron beam melting of titanium. *Casting processes*, no. 4, pp. 58–65 [in Russian].

Received 04.10.2018

В.С. Вахрушева[1], д-р техн. наук, проф. кафедри, e-mail: Vs062@ukr.net
В.М. Воєводін[2], д-р фіз.-мат. наук, проф., чл.-кор. НАН України, директор Інституту фізики твердого тіла матеріалознавства та технологій, e-mail: voyev@kipt.kharkov.ua; **С.В. Ладохін**[3], д-р техн. наук, проф., гол. наук. співр., e-mail: e_luch@ptima.kiev.ua;
А.П. Мухачев[4], канд. фіз.-мат. наук, директор центру, e-mail: map45@ukr.net; **М.М. Пилипенко**[2], д-р техн. наук, ст. наук. співр., нач. лаб., e-mail: mpylypenko@kipt.kharkov.ua

[1]Придніпровська державна академія будівництва і архітектури, Дніпро, Україна
[2]Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Харків, Україна
[3]Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, Україна
[4]Центр хімічних технологій Академії інженерних наук України, Кам'янське, Україна

Одержання труб-оболонок тепловиділяючих елементів атомних реакторів із литих заготовок сплаву Zr1Nb електронно-променевої виплавки

Наведено результати роботи, яка проводилась ННЦ ХФТІ НАН України, ДНПП «Цирконій», ДП НДТІ ім. Я.Є. Осади та ФТІМС НАН України по вирішенню проблеми цирконію у рамках програми по створенню ядерно-паливного циклу в Україні. Обґрунтовується доцільність використання в нашій країні технологій кальційтермічного відновлення цирконію з тетрафториду цирконію і наступного рафінування цього металу методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю. Відзначаються переваги виплавки з нього сплавів цирконію методом електронно-променевої гарнісажної плавки з одержанням литих трубних заготовок. Розглядаються розроблені технології одержання з цих заготовок трекс-труб і труб-оболонок тепловиділяючих елементів атомних електростанцій (АЕС).

Ключові слова

Цирконій, сплави, електронно-променева плавка, вакуумно-дуговий переплав, литі заготовки, трекс-труби, твельні трубки, хімічний склад, механічні властивості.

V.S. Vakhrusheva[1], Doctor of Engineering Sciences, Professor of Department, e-mail: Vs062@ukr.net; **V.N. Voevodin**[2], Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Prof., Corresponding member of NAS of Ukraine, Director of Institute of Solid State Physics, Materials Science and Technologies, e-mail: voyev@kipt.kharkov.ua; **S.V. Ladokhin**[3], Doctor of Engineering Sciences, Prof., Chief Scientist, e-mail: e_luch@ptima.kiev.ua; **A.P. Mukhachev**[4], Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Director of the Center, e-mail: map45@ukr.net; **N.N. Pylypenko**[2], Doctor of Engineering Sciences, Senior Researcher, Head of Laboratory, e-mail: mpylypenko@kipt.kharkov.ua

[1]Prydniprovska State Academy of Civil Engineering and Architecture, Dnipro, Ukraine
[2]National Science Center "Kharkov Institute of Physics and Technology" of NAS of Ukraine, Kharkov, Ukraine
[3]Physico-technological Institute of Metals and Alloys of NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine
[4]Chemical Technology Center of AISU, Kamyanskoye, Ukraine

Production of nuclear reactors fuel tubes from Zr1Nb alloy cast billets of electron-beam melting

Summary

The results of work fulfilled by NSC KIPT NAN of Ukraine, State Enterprise "Zirconium", State Osada Tube Institute and PTIMA NAS of Ukraine to solve the problem of zirconium in the program of Ukraine fuel producing are presented. Advisability of use in our country technologies of calciumthermal reduction of zirconium from tetraftorude of zirconium and following refining of this metal by electron-beam cold hearth method is based. Advantage of melting from this metal zirconium alloys by electron-beam scull melting technology with tube billets casting is noted. Developed technologies of production from these billets hot-rolled tubes and fuel tubes are described.

Keywords

Zirconium, alloys, electron-beam melting, vacuum-arc remelting, cast billets, hot-rolled tubes, fuel tubes, chemical composition, mechanical properties.

ЗМІСТ

Привітання Президента ОП «Укрметалургпром» О.Ф. Каленкова. 4

Привітання Президента УАВтормет В.В. Бублея. 5

Привітання кафедр ливарного виробництва університетів України. 6

Бубликов В.Б., Бачинський Ю.Д.
Високоміцний чавун: прогрес технологій, підвищення властивостей. 7

Борисов А.Г.
Перспективні методи реолиття для малотонажного виробництва. 14

Захарченко В.М., Руських В.П., Косолап М.В.
Проблеми вдування пиловугільного палива в доменні печі. 25

Мілонін Є.В., Малиновський П.Є., Наумик В.В., Гайдук С.В.
Вибір раціонального режиму термічної обробки дослідного безреніевого сплава для монокристалічного литва. 31

Затуловський А.С., Малявін А.Г., Щерецький В.О., Кузьменко О.А.
Мінеральне кам'яне литво – прогресивний науково-технічний напрямок ливарного виробництва. 41

Дорошенко В.С.
Огляд технології виробництва високоміцного чавуну і проектування способів сфероїдізуючого модифікування для невеликих ливарних цехів. 47

Пригунова А.Г.
Дегазація алюмінієвих розплавів електричним струмом. 54

Котлярський Ф.М.
Водневе рафінування алюмінієвих сплавів. 64

Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Хулін А.М., Дементьєва Ж.А., Шпак О.А., Клинова О.П.
Надійність залізничних коліс, виготовлених різними способами виробництва. 68

Ямшинський М.М., Федоров Г.Є.
Хромомарганцеві чавуни для роботи в екстремальних умовах. 76

Фесенко М.А., Фесенко А.М., Могилатенко В.Г.
Ливникові системи для виготовлення чавунних виливків з диференційованою структурою та властивостями модифікуванням вихідного розплаву в ливарній формі. 84

Балакін В.Ф., Степаненко О.М., Гармашев Д.Ю.
Модернізація трубопрокатної установки з пілігрімовими станами ТПА 5-12" – завдання, способи, шляхи реалізації. 94

Вахрушева В.С., Воєводін В.М., Ладохін С.В., Мухачев А.П., Пилипенко М.М.
Одержання труб-оболонок тепловиділяючих елементів атомних реакторів із литих заготовок сплаву Zr1Nb електронно-променевої виплавки. 101

CONTENTS

Congratulations from the President of Association “Ukrmetallurgprom” A.F. Kalenkov. 4

Congratulations from the President of UAVtormet B.B. Bubley. 5

Congratulations from the departments of casting production of Ukrainian Universities. 6

Bublikov V.B., Bachynskyi Yu.D.
Ductile cast iron: the progress of technologies, an improvement of properties. 7

Borisov A.G.
Perspective methods of rheocasting for low-tonnage production. 14

Zakharchenko V.N., Russkikh V.P., Kosolap N.V.
Problems of blowing pulverized coal into blast furnaces. 25

Milonin E.V., Malinovsky P.E., Naumyk V.V., Gaiduk S.V.
Choice of the heat treatment rational mode of the experimental renium-free alloy for monocrystalline casting. 31

Zatulovskiy A.S., Malyavin A.G., Scheretskiy V.A., Kuzmenko A.A.
Mineral stone casting – progressive scientific and technical direction of foundry manufacture. 41

Doroshenko V.S.
Overview of technology for the production of high-strength cast iron and design methods of spheroidizing modification for small foundries. 47

Prigunova A.G.
Degassing of aluminum melts by electric current. 54

Kotliarskii F.M.
Hydrogen refining of aluminum alloys. 64

Babachenko O.I., Kononenko A.A., Khulin A.N., Dement’eva Zh.A., Shpak E.A., Klinova O.F.
Reliability of railway wheels, manufactured by different production ways. 68

Yamshinskij M.M., Fedorov G.E.
Chromo marganese cast irons for work under extreme conditions. 76

Fesenko M.A., Fesenko A.N., Mogilatenko V.G.
Gating system for the production of iron castings with a differentiated structure and properties on the modification of the base liquid iron directly in the mold. 84

Balakin V.F., Stepanenko A.N., Garmashev D.Yu.
Modernization of pipe-rolling plant with pilger mills TPA 5-12” – tasks, methods and ways of implementation. 94

Vakhrusheva V.S., Voevodin V.N., Ladokhin S.V., Mukhachev A.P., Pylypenko N.N.
Production of nuclear reactors fuel tubes from Zr1Nb alloy cast billets of electron-beam melting. 101

XVII МЕЖДУНАРОДНЫЙ ПРОМЫШЛЕННЫЙ ФОРУМ – 2018

МЕЖДУНАРОДНЫЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННЫЕ ВЫСТАВКИ

- МЕТАЛЛООБРАБОТКА
- УКРСВАРКА
- УКРВТОРТЕХ
- УКРПРОМ АВТОМАТИЗАЦИЯ
- БЕЗОПАСНОСТЬ ПРОИЗВОДСТВА
- ГИДРАВЛИКА ПНЕВМАТИКА
- ПОДШИПНИКИ
- УКРЛИТЬЕ
- ОБРАЗЦЫ, СТАНДАРТЫ, ЭТАЛОНЫ, ПРИБОРЫ
- ПОДЪЕМНО-ТРАНСПОРТНОЕ СКЛАДСКОЕ ОБОРУДОВАНИЕ



ОРГАНИЗАТОР:
Международный выставочный центр

20–23 НОЯБРЯ

Генеральный информационный партнер: Оборудование и инструмент для профессионалов

Эксклюзивный медиа партнер: ЖУРНАЛ ГОЛОВНОГО ІНЖЕНЕРА

Технический партнер: RentMedia

+38 044 201-11-65, 201-11-56, 201-11-58
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua, www.мвц.укр
www.tech-expo.com.ua

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ВЫСТАВОЧНЫЙ ЦЕНТР
Украина, Киев, Броварской пр-т, 15
Ⓜ "Левобережная"

З 20 по 23 листопада 2018 року в Міжнародному виставковому центрі (м. Київ, Броварський проспект, 15, ст. метро «Лівобережна») відбудеться XVII Міжнародний промисловий форум – 2018 – найбільша в Україні виставка в області металообробки, машинобудування і суміжних галузей.

Промисловий форум з 2005 року має сертифікат UFI (Міжнародної Асоціації виставкової індустрії), що є найвищим рівнем світового визнання.

Подія об'єднує спеціалізовані виставки за такими напрямками:

- Металообробка (технології, обладнання, інструмент для металообробки)
- УкрЗварювання (обладнання та технології для зварювання та різання, паяння, наплавлення, обробки поверхні, антикорозійні покриття)
- УкрЛитво (обладнання та технології для ливарного виробництва)
- Гідравліка. Пневматика (гідро- і пневмообладнання, приводна техніка, комплектуючі, повітряно-компресорна техніка)
- Підшипники (всі види підшипників, технології, обладнання та інструмент для їх виробництва)
- УкрВторТех (комісійна техніка, обладнання)
- Підйомно-транспортне, складське обладнання
- Безпека виробництва (засоби індивідуального та колективного захисту, безпека робочої зони)
- УкрПромАвтоматизація (засоби автоматизації виробництва)
- Зразки, стандарти, еталони, прилади (контрольно-вимірювальні прилади, лабораторне та випробувальне обладнання, метрологія, сертифікація),

а також супутню програму семінарів, на яких, зокрема, будуть обговорюватися технології неруйнівного контролю, проблеми безпеки на виробництві, інновації у сфері промислової автоматизації та інші актуальні питання.

Головним фактором привабливості заходу для відвідувачів є те, що практично все устаткування на стендах учасників демонструється в роботі наживо. Фахівці можуть спостерігати виробничий процес на верстатах та обробних центрах, рух роботів та навантажувальної техніки, роботу приладів, що є дуже важливим для підбору необхідної продукції відповідно до потреб підприємства.

Минулого року Промисловий форум зайняв територію 17 000 квадратних метрів, на яких 337 підприємств представили продукцію та технології з 29 країн світу. Форум відвідало 11 236 особи, переважна більшість із них – керівники вищої і середньої ланки.

Робота з підготовки до XVII Міжнародного промислового форуму в даний момент триває: розширюється склад учасників, доповнюється програма конференц-заходів, проводиться кампанія із запрошення фахівців з усієї України та зарубіжних країн відвідати Форум.

Більш детальну інформацію, статистику минулих заходів, фотозвіти можна знайти на вебсторінках Міжнародного виставкового центру: www.iec-expo.com.ua, www.tech-expo.com.ua.

Отже, до зустрічі в передостанній тиждень листопада 2018 року в МВЦ!

адреса редакції та друкарні

Україна, 03142, м. Київ, бул. Вернадського, 34/1
Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України
Телефон: (044) 424-04-10, факс (044) 424-35-15, e-mail: mlu@ptima.kiev.ua
Інформація про журнал на сайті: www.ptima.kiev.ua
Надруковано ТОВ «Про формат», вул. Маршала Жукова, 45 Б.