Министерство образования и науки Российской Федерации

Департамент образования и науки Кемеровской области

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный индустриальный университет»

ЗАО «Кузбасская ярмарка»

Посвящается 80-летию кафедры теплоэнергетики и экологии Сибирского государственного индустриального университета

МЕТАЛЛУРГИЯ: ТЕХНОЛОГИИ, УПРАВЛЕНИЕ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО

Труды XVIII Всероссийской научно-практической конференции 14 – 16 октября

Под общей редакцией профессора Е.В. Протопопова

Новокузнецк
2014

УДК 669(06)+658.012.056(06)
М 540

Редакционная коллегия:

д.т.н., профессор Е.В. Протопопов, д.т.н., профессор М.В. Темлянцев,
к.т.н., доцент А.В. Феоктистов, д.т.н. профессор Г.В. Галевский,
д.т.н., профессор О.И. Нохрина, д.т.н., профессор Н.А. Козырев,
к.т.н., доцент М.В. Ляховец

М 540 Металлургия: технологии, управление, инновации, качество: труды XVIII Всероссийской научно-практической конференции / под ред. Е.В. Протопопова; Сиб. гос. индустр. ун-т. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2014. – 445 с., ил.

ISBN 978-5-7806-0420-4

В сборнике отражены результаты научных исследований и практический опыт создания новых материалов и технологий термической обработки металла, разработок по внедрению новых технологий в сварочном производстве, совершенствования действующих агрегатов, автоматизации управления металлургическими ресурсами, повышения качества продукции, экономической эффективности и конкурентоспособности действующих предприятий, управления персоналом.

Сборник ориентирован на инженеров предприятий, научных работников, преподавателей вузов, аспирантов и студентов.

ISBN 978-5-7806-0420-4

© Сибирский государственный
индустриальный университет, 2014

Уважаемые участники XVIII Всероссийской научно-практической конференции «Металлургия: технологии, управление, инновации, качество», посвященной 80-летию кафедры теплоэнергетики и экологии!

Мы рады приветствовать Вас в стенах Сибирского государственного индустриального университета – старейшего и крупнейшего вуза Кузбасса в канун его 85-летия. СибГИУ – это первый вуз в Кузбассе, выросший из отраслевого металлургического института до университета политехнического уровня с широким спектром направлений подготовки специалистов, бакалавров и магистров. Это крупный научно-педагогический центр, способный решать задачи любой сложности, как в образовании, так и в научно-практической деятельности.

Спустя четыре года после открытия в 1930 году Сибирского института черных металлов была создана общетехническая кафедра металлургических печей, ныне теплоэнергетики и экологии, которая в эти дни отмечает свое 80-летие. В 1955 году профессором И.С. Назаровым организован первый набор студентов по специальности «Металлургические печи», с этого момента кафедра стала специальной выпускающей и почти 60 лет она готовит специалистов в области металлургической теплотехники и промышленной экологии. В 2003 году кафедра первой в России начала подготовку специалистов в сфере обращения с отходами по специальности «Металлургия техногенных и вторичных ресурсов». С 2011 года организована подготовка бакалавров по направлениям «Металлургия» и «Техносферная безопасность», с 2012 года «Теплоэнергетика и теплотехника» и «Экология и природопользование». Открыта магистратура по ряду этих направлений.

За прошедшие годы количество выпускников превысило 2200 человек, более 200 из них закончили ВУЗ с отличием.

Научно-практическая деятельность является одним из приоритетов кафедры. За 80-летнюю историю коллективу приходилось решать весьма широкий спектр научных задач и проблем для металлургических предприятий г. Новокузнецка, Кузбасса и России. Среди них: совершенствование структуры металлургического производства на базе внедрения новой техники и технологий; повышение качества и расширение сортамента металлопродукции и на этой основе снижение металлоемкости; энерго- и ресурсосбережение, снижение издержек производства; безотходность и экологическое оздоровление окружающей среды.

Ставшая уже традиционной конференция «Металлургия: технологии, управление, инновации, качество» дает хорошую возможность обменяться опытом в области научно-технических разработок, технологий и оборудования, выработать рекомендации по внедрению в производство новых технологий. С каждым годом конференция становится все более представительной и эффективной трибуной для обсуждения актуальных вопросов в области металлургии, выработки конструктивных решений.

Желаем всем участникам конференции плодотворной работы, успехов и новых научных достижений.

Ректорат СибГИУ

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ

УДК 378.124

КАФЕДРА ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКИ И ЭКОЛОГИИ СибГИУ: 80 ЛЕТ В ОБРАЗОВАНИИ И НАУКЕ

Коротков С.Г., Темлянцев М.В.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, kafedra-TEE@yandex.ru

Доклад посвящен истории развития кафедры теплоэнергетики и экологии ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет». В хронологической последовательности рассмотрены основные вехи в истории становления и развития кафедры, сведения о научной и учебно-методической работе, достижения ее сотрудников и выпускников.

Ключевые слова: кафедра, теплотехника, теплоэнергетика, экология, металлургия, студент, научные исследования, учебный процесс, утилизация, диссертация.

В 30-е годы прошлого столетия правительством СССР был принят курс на создание угольно-металлургического комплекса за Уралом, где ранее промышленность практически отсутствовала. Это привело к индустриальному развитию обширных территорий на Урале, в Западной и Восточной Сибири.

Строительство Кузнецкого металлургического комбината (КМК) привлекло тысячи рабочих, однако нехватка технического персонала среднего и высшего звена значительно сдерживала темпы возведения, пуск и эффективную эксплуатацию горно-металлургических предприятий.

По инициативе выдающегося ученого, главного инженера Кузнецкстроя Ивана Павловича Бардина, решением Совета народных комиссаров и Центрального исполнительного комитета СССР от 23 июня 1930 г. принято решение о создании Сибирского института черных металлов (СИЧМ). СИЧМ позже преобразован в Сибирский металлургический институт (СМИ), затем в Сибирскую государственную горно-металлургическую академию (СибГГМА), а позднее в Сибирский государственный индустриальный университет (СибГИУ).

Кафедра теплоэнергетики и экологии (ранее: кафедра металлургических печей, кафедра металлургических печей и теплогазоснабжения, теплотехники печей и газоочистки, а затем кафедра теплофизики и промышленной экологии) была создана в августе 1934 г., спустя 4 года после открытия в 1930 г. Сибирского института черных металлов.

Первым заведующим кафедрой металлургических печей стал доцент М.С. Спиридонов (1934 – 1939 гг.). В те годы кафедра была общетехнической, за ней были закреплены дисциплины «Металлургические печи», «Топливо и огнеупоры», «Общая теплотехника», «Гидравлика». Впоследствии к ним добавили курс «Контрольно-измерительные приборы». При кафедре

функционировали учебно-исследовательские лаборатории по топливу и огнеупорам, в которых при участии работников кафедр металлургии чугуна и физической химии проводились исследования свойств кузнецких углей и других шихтовых материалов, а также местного сырья для огнеупорного цеха КМК и заводов строительной промышленности [1 – 3].

Новое развитие кафедра получила с 1940 г., когда к руководству пришел к.т.н. доцент Иван Савельевич Назаров, возглавлявший ее до 1962 г. Благодаря его таланту ученого, педагога и администратора удалось сформировать на кафедре мощный научный потенциал, педагогические традиции, определившие ее высокий авторитет не только в СМИ, но и на всей территории Советского Союза.

В 1941 г. выходит одна из главных его работ – книга «Основы теории промышленных печей», которая приобрела большую популярность у студентов, ученых и инженерно-технических работников предприятий.

Во время Великой отечественной войны И.С. Назаров вошел в группу ученых СМИ, которая решала задачи, связанные с переводом КМК на оборонные заказы, проектированием и выбором печей для обжига бронелиста в термическом цехе, повышением производительности обжиговых печей для увеличения объемов производства динаса и шамота [4].

В 1951 г. в свет выходит уникальное издание того времени – учебник «Металлургические печи», авторский коллектив которого в составе В.А. Баума, Д.В. Будрина, А.И. Ващенко, М.А. Глинкова, Б.Л. Грановского, Б.И. Китаева, М.А. Кузьмина, А.Я. Михайленко, И.С. Назарова, Л.А. Плотникова, И.Д. Семикина, Н.Ю. Тайца, С.Г. Тройба был сформирован из ученых ведущих научных центров металлургической теплотехники: Московского института стали и сплавов, Уральского политехнического института, Днепропетровского металлургического института, Московского института цветных металлов и золота, Ленинградского политехнического института, Сибирского металлургического института и Государственного научно-исследовательского института цветных металлов. Учебник включал в себя все последние достижения теории печей, печестроения и являлся фактически общесоюзным изданием, которое вышло в свет благодаря организаторским способностям его научного редактора профессора М.А. Глинкова. И.С. Назаровым в этом учебнике в соавторстве с профессорами М.А. Глинковым и Б.И. Китаевым был написан раздел «Общие принципы конструирования печей».

С 1953 по 1955 гг. И.С. Назаров работал в Китае по организации высшего металлургического образования, а в 1955 г. им был организован первый набор студентов по специальности «Металлургические печи». С этого момента кафедра стала специальной, выпускающей. В 1960 г. состоялся первый выпуск 14 инженеров-теплотехников, четверо из них – Э.Р. Брувер, Ю.Ф. Бердюгин, Я.П. Калугин, В.С. Стариков защитили впоследствии кандидатские и докторские диссертации.

В 1957 г. И.С. Назаров возглавил работу по организации редакции и типографии для выпуска нового журнала «Известия высших учебных заве-

дений. Черная металлургия», став первым его главным редактором. Сотрудники кафедры принимали активное участие в редактировании и оформлении статей, научной пропаганде нового журнала [5].

Под руководством и при непосредственном участии И.С. Назарова на кафедре металлургических печей был создан мощный парк полупромышленных камерных печей скоростного нагрева, на базе которого были проведены масштабные эксперименты в активно развивающемся в то время научном направлении – скоростном нагреве стали. Уникальные эксперименты по исследованию трещинообразования, окисления и обезуглероживания стали при скоростном нагреве послужили основой кандидатских и докторских диссертационных исследований сотрудников кафедры В.С. Старикова, Е.И. Корочкина и др. И.С. Назаровым были предложены и осуществлены на практике конструкции электрических безынерционных печей.

И.С. Назарову удалось реализовать себя как крупного ученого-теплотехника, фактически основателя Сибирской научно-педагогической школы металлургической теплотехники. Научной общественности И.С. Назаров известен как специалист в области теории и практики тепловой работы металлургических агрегатов.

В 1959 г. кафедра металлургических печей выделила из своего состава часть преподавателей для подготовки специалистов по автоматизации металлургического производства, которую возглавил, образовав новую кафедру автоматизации металлургического производства, д.т.н., профессор П.М. Масловский.

С 1962 по 1974 гг. кафедрой заведовал доцент Евгений Иванович Корочкин. Под его руководством были реконструированы и переоснащены лаборатории механики газов, теплопередачи и др., закончено строительство и оборудование лаборатории металлургических печей. По его инициативе были созданы условия для специализации части студентов- теплотехников на проблемах очистки промышленных газов. Рост объемов производства металлургических предприятий, необходимость борьбы с загрязнениями атмосферы предопределили актуальность и востребованность специалистов данного профиля, поэтому в 1982 году была открыта новая специальность «Улавливание и утилизация пылей и газов».

Профессиональный и педагогический опыт Е.В. Корочкина был направлен на развитие образовательного процесса, решение проблем педагогики высшей школы, внедрение ЭВМ и информатизации в учебном процессе. В этот период подготовлено 334 специалиста-теплотехника.

В 1974 г. кафедре было поручено организовать подготовку инженеров по специальности «Теплогазоснабжение и вентиляция». Коллективу кафедры пришлось затратить немало времени и энергии, чтобы подготовить все необходимое для реализации учебного процесса и обеспечения качественной подготовки специалистов. Для преподавания специальных дисциплин были приглашены специалисты из институтов Сантехпроект и Промстройпроект, часть сотрудников кафедры прошла стажировки в строительных вузах России.

В 1982 г. кафедра теплогазоснабжения и вентиляции стала самостоятельной и впоследствии вошла в состав строительного факультета со своими лабораториями и с хорошим методическим обеспечением. На новую кафедру перешли работать опытные специалисты Л.И. Ускова, О.Я. Логунова, А.И. Кореньков, З.В. Нойкос, В.И. Иванов.

С 1974 по 2002 гг. кафедрой заведовал профессор Геннадий Иосифович Черныш, вернувшийся из Арабской республики Египет, куда в 1972 г. был командирован в качестве преподавателя в Эль-Таббинский металлургический институт для подготовки магистров наук.

В 70-80-е годы резко возросла потребность в подготовке высококвалифицированных педагогических кадров для собственных нужд. Кафедра стремительно развивалась, увеличивался штат профессорско-преподавательского состава, требовались «остепененные» металлурги-теплотехники – специалисты в области теории и конструкций металлургических печей.

Для решения этой задачи Г.И. Чернышом в аспирантуру, на родственную кафедру Уральского политехнического института, которой в то время заведовал профессор Ю.Г. Ярошенко, были направлены выпускники СМИ Н.А. Драничников, В.П. Зайцев, Н.И. Трофимов, В.М. Павловец, А.К. Соловьев, М.Н. Башкова. Под чутким руководством Юрия Гавриловича СМИ-чи успешно защитили кандидатские диссертации и, вернувшись в родные стены, составили основной костяк кафедры.

Во время руководства кафедрой Г.И. Чернышом пришелся один из самых нелегких для высшего профессионального образования и России в целом период 90-х годов. Несмотря на сложные социально-экономические изменения в стране, отток кадров из высшей школы, Геннадию Иосифовичу удалось сохранить высокий кадровый потенциал кафедры, многолетние традиции, преумножить ее достижения.

В 1995 г. доцентом кафедры В.С. Стариковым в диссертационном совете Уральского государственного технического университета была успешно защищена докторская диссертация на тему «Форсированные энергосберегающие технологии нагрева стальных заготовок в металлургических печах».

В 2000 г. профессором кафедры К.А. Черепановым в диссертационном совете при Иркутском государственном техническом университете была защищена докторская диссертация на тему «Разработка научных и практических основ ресурсосберегающих технологий переработки и утилизации твердых дисперсных отходов горнорудной и металлургической промышленности (на примере Кузбасса)».

С 2002 г. по настоящее время кафедрой заведует доцент Сергей Георгиевич Коротков. Кафедра продолжает готовить инженеров по специальности «Теплофизика, автоматизация и экология промышленных печей» (специализации: «Теплофизические основы конструирования и эксплуатация промышленных печей» и «Промышленная экология»). В 2003 г. произведен первый набор, а в 2008 г. первый выпуск инженеров по новой специальности «Металлургия техногенных и вторичных ресурсов», специализация «Пере-

работка комплексного и техногенного сырья».

В 2011 г. организована подготовка бакалавров и магистров по направлению «Металлургия», профили «Теплофизика, автоматизация и экология промышленных печей» и «Металлургия техногенных и вторичных ресурсов», начат прием студентов на заочную форму обучения. В 2011 г. также начата подготовка бакалавров по направлению «Техносферная безопасность», профиль «Инженерная защита окружающей среды». В 2012 г. открыта подготовка бакалавров по направлениям: «Теплоэнергетика и теплотехника», профиль «Промышленная теплоэнергетика» (по очной, заочной и очно-заочной формам подготовки); «Экология и природопользование», профиль «Экология». Открыта магистратура по направлению: «Экология и природопользование», программа «Ресурсосбережение и утилизация отходов».

На кафедре функционирует аспирантура по специальностям 05.16.02 – Металлургия черных, цветных и редких металлов, 05.17.01 – Технология неорганических веществ, 15.16.07 – Металлургия техногенных и вторичных ресурсов.

В 2007 г. доцентом Е.П. Волынкиной защищена докторская диссертация в диссертационном совете при Государственном технологическом университете «Московский институт стали и сплавов» на тему «Развитие концепции управления отходами и разработка методологии ее реализации на металлургическом предприятии». В этом же году доцентом кафедры М.В. Темлянцевым защищена докторская диссертация в диссертационном совете при Сибирском государственном индустриальном университете на тему «Развитие металлургических основ теории и ресурсосберегающей технологии тепловой обработки стали».

Кафедра Теплоэнергетики и экологии – одна из крупнейших выпускающих кафедр университета.

В настоящее время в ее составе: 5 профессоров, 10 доцентов, 3 старших преподавателя, 4 доктора и 11 кандидатов наук.

Хорошая лабораторная база – во многом заслуга коллектива учебно-вспомогательного персонала, заведующего лабораториями, учебных мастеров и лаборантов. Кафедра располагает современными лабораториями: механики жидкости и газов; топлива; тепломассообмена; тепловых агрегатов; газоочистных установок; исследования теплофизических процессов; энергосбережения; техногенных и вторичных ресурсов; рециклинга материалов; экологии и природопользования.

Всего на кафедре по направлениям подготовки обучается 210 – 230 студентов, кроме того, ежегодно кафедра обучает 350 – 400 студентов других институтов и специальностей. Учебный процесс реализуется по 16 учебным планам, включающих в совокупности более 200 рабочих программ дисциплин, по которым работает кафедра.

Для обеспечения качественной профессиональной подготовки специалистов и бакалавров за последние 5 лет подготовлено и издано: 3 монографии, 2 учебника, 35 учебных пособий, 76 учебно-методических разработок.

Среди них «Окисление и обезуглероживание стали в процессе нагрева под обработку давлением», «Трещинообразование в процессах нагрева и охлаждения стали и сплавов», «Металлургические электропечи», «Расчеты методических печей», «Расчеты камерных печей», «Окатыши в технологии экстракции металлов и руд», «Оборудование для очистки газов», «Рекуператоры для промышленных печей», «Огнеупорные материалы», «Экологические проблемы горно-металлургического региона: Кузбасс», «Природоохранная деятельность предприятия», «Металлургические технологии переработки промышленных и бытовых отходов», «Проектирование полигонов по обезвреживанию и захоронению токсичных промышленных отходов», и др.

Обучение ведется квалифицированными преподавателями и специалистами городских энергетических и экологических служб. Процесс обучения построен таким образом, чтобы полученные знания и практические навыки обеспечили как можно более широкие возможности для последующего трудоустройства на предприятиях любого профиля в качестве теплотехников, экологов и теплоэнергетиков: на специализированных предприятиях, осуществляющих сбор, транспортировку, переработку, обезвреживание и захоронение отходов; в консалтинговых экологических компаниях; в природоохранных контролирующих организациях; в теплотехнических лабораториях и лабораториях экологического мониторинга; в проектных и научно-исследовательских организациях. Кроме этого даются знания, необходимые для будущего предпринимателя в сфере энергетики и переработки отходов, что открывает возможности для открытия своего дела еще в стенах вуза.

Программа обучения предусматривает прохождение всех видов практики на металлургических, энергетических и специализированных предприятиях по переработке, обезвреживанию и захоронению отходов. Среди них ОАО «Евраз ЗСМК»; ОАО «Челябинский МК»; ОАО «Кузнецкие ферросплавы»; ОАО «Кузнецкая ТЭЦ»; Комитет охраны окружающей среды и природных ресурсов Администрации г. Новокузнецка; ЦОФ «Щедрухинская»; ОАО «СУЭК-Кузбасс»; ЗАО «Водоканал»; Кузбасская Ассоциация переработки отходов; ОАО «Эколэнд»; ООО «Экологический региональный центр»; ОАО «РУСАЛ Новокузнецк»; ООО «Недра Сибири»; ОАО «Северсталь»; Шорский национальный парк; Управления Росприроднадзора, Ростехнадзора, Роспотребнадзора и др.

На старших курсах студенты активно занимаются научно-исследовательской работой (НИРС), которая является составной частью учебных планов по всем направлениям подготовки. Ряд НИР в дальнейшем развитии становятся выпускными квалификационными работами. Перечень укрупненных тем НИРС следующий:

1. Влияние технологических факторов металлургических процессов на образование вредных выбросов.
2. Исследование образования оксидов азота при сжигании топлива.
3. Влияние энергопотребления на экологическую ситуацию в городе.
4. Каталитическая очистка выбросов металлургического производства.

5. Разработка катализаторов очистки выбросов на базе металлургических шлаков.

6. Использование отходов коксохимического производства для разработки материалов коррозионной защиты.

7. Оценка экологических рисков производственной деятельности черной металлургии.

8. Анализ промышленных отходов в г. Новокузнецке и возможности их вторичного использования.

9. Очистка 10. газообразных выбросов в атмосферу биохимически очищенной водой коксохимического производства.

10. Снижение экологических рисков в теплоэнергетике.

11. Система очистки отходящих газов при термической утилизации твердых бытовых отходов.

12. Уменьшение потерь тепла через окна при использовании поглощающих газов.

13. Исследование процесса слоевой сушки окатышей струями сжатого воздуха.

14. Исследование процесса окисления различных марок сталей.

15. Разработка технологии производства брикетов из железосодержащих мелкодисперсных отходов.

16. Исследование возможности прямого получения железа из тонкодисперсных железосодержащих отходов твердофазным восстановлением.

17. Разработка технологии извлечения и обезвреживания биогаза свалки твердых бытовых отходов г. Новокузнецка.

18. Разработка технологии разделения и утилизации твердых бытовых отходов в высокотемпературных металлургических агрегатах.

Результаты практически всех НИРС, по их завершении, публикуются в ежегодных сборниках «Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения: Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых». Наиболее активные студенты выезжают на Всероссийские научно-практические конференции, семинары и форумы в города Санкт-Петербург, Екатеринбург, Иркутск, Новосибирск, Кемерово и др., являются стипендиатами Экологического Фонда им В.И. Вернадского, губернаторских стипендий, дипломантами конференций с международным участием.

Научно-исследовательские дипломные работы составляют 30 – 40 % от общего количества выполняемых выпускных квалификационных работ.

Дипломные проекты направлены на решение актуальных практических проблем действующих предприятий Кузбасса. Как правило, темы проектов согласуются непосредственно с предприятиями и выпускники после защиты дипломов имеют возможность трудоустройства на эти предприятия в качестве специалистов экологических и теплотехнических служб. Государственные аттестационные комиссии представлены ведущими учеными и специалистами в области металлургической теплотехники, экологии и металлургии техногенных и вторичных ресурсов России (д.т.н., профессор, зав.

кафедрой Московского института стали и сплавов Ю.С. Юсфин, начальник службы охраны окружающей среды ОАО «Кузнецкие ферросплавы» И.Б. Полковникова, зам. директора по производству ООО «Экологический региональный центр» В.П. Остапец, главный специалист-эколог ОАО СибНИИ «Стройпроект» А.А. Филипчик, главный специалист-теплотехник прокатного производства ЦКЛК ОАО «Евраз ЗСМК», к.т.н. А.Ю. Сюсюкин, зам. главного инженера по экологии ОАО «Органика» С.В. Певченко). Возглавляют ГАКи: руководитель Роспотребнадзора по Кемеровской области И.А. Климовская; главный эколог ООО «Сибстройпроект» А.Г. Миролюбов; главный теплотехник, начальник отдела металлургических теплотехнологий ЦКЛК ОАО «ЕвразЗСМК» Е.А. Колотов.

Лучше выпускники вместе с дипломами получают рекомендательные письма от членов ГАК, помогающие им найти работу по специальности.

За прошедшие годы количество выпускников кафедры превысило 2200 человек, 233 человека из них закончило ВУЗ с отличием.

Благодаря высокому качеству обучения, приобретенными в университете практическим знаниям, тесному сотрудничеству кафедры с металлургическими, энергетическими и другими промышленными предприятиями, Кузбасской ассоциацией переработчиков отходов, экологическими службами, федеральными и муниципальными природоохранными организациями, выпускники имеют широкие возможности для трудоустройства по специальности.

Преподаватели кафедры участвовали в подготовке национальных инженерных и научных кадров в Китайской Народной Республике (И.С. Назаров), Арабской Республике Египет (Г.И. Черныш, В.В. Стерлигов), Алжирской Народно-демократической Республике (Н.А. Драничников).

Научная деятельность является одним из приоритетов кафедры. За 80-летнюю историю коллективу приходилось решать весьма широкий спектр научных задач и проблем для многих промышленных предприятий г. Новокузнецка, Кузбасса, России и др. государств.

Основные научные направления кафедры:

1) горение, аэромеханика и массоперенос в металлургических агрегатах;

2) развитие теплотехнологий в производстве железорудного сырья с целью повышения его качества и производительности технологического оборудования;

3) развитие ресурсосберегающих технологий тепловой обработки стали;

4) энергосбережение в промышленности, в бюджетной и жилищной сфере;

5) снижение вредных выбросов в атмосферу от энергетических и промышленных объектов;

6) разработка энергогенерирующих технологий и комплексов;

7) разработка технологии получения безобжиговых теплоизоляционных

и огнеупорных изделий на основе отходов металлургии и теплоэнергетики;

8) исследование процессов твердо- и газофазного восстановления в составе железосодержащих брикетов;

9) разработка технологии получения самовосстанавливающихся брикетов на основе железосодержащих и органических отходов;

10) разработка новых видов синтетических шлакообразующих материалов на основе отходов алюминиевого производства;

11) разработка новых видов альтернативного топлива на основе органических отходов;

12) разработка технологии утилизации накопленных отходов горно-металлургического комплекса;

13) исследование закономерностей формирования техногенного месторождения на территории шламохранилища металлургического предприятия и способов его переработки.

Профессором П.М. Масловским проводились исследования тепловой работы мартеновских печей на основе теории подобия; на Кузнецком заводе ферросплавов доцентом В.Д. Мароном и профессором Г.В. Самохваловым проводились исследования, направленные на улучшение работы ферросплавных печей в условиях ограничения электропотребления; В.В. Юшкиным был исследован температурный режим лещадей доменных печей КМК в процессе их износа. При освоении новых мощностей ЗСМК выполнены исследовательские работы на нагревательных колодцах и по изучению окисления стали в цикле производства, определению стоимости нагрева по переделам (доценты Е.И. Корочкин, Е.Л. Медиокритский, Ю.Е. Михайленко). Совместно с институтом «Теплопроект» разработаны и внедрены новые конструкции компактных радиационных рекуператоров для нагревательных печей металлургического и машиностроительного производства (Е.Л. Медиокритский). По данным, полученным кафедрой совместно с работниками теплотехнической лаборатории КМК, институтом «Стальпроект» была разработана серия плоскопламенных горелок для газовых смесей на основе коксового и доменного газов. Горелки этого типа были установлены на нагревательных печах КМК и ЗСМК, на зажигательных горнах аглоизвесткового производства ЗСМК, где они успешно работают и в настоящее время, обеспечивая качественное зажигание шихты и значительную экономию топлива.

Вопросам скоростного нагрева, окисления и обезуглероживания стали посвящены исследования профессоров И.С. Назарова, Г.В. Самохвалова, В.В. Стерлигова, В.С. Старикова, М.В. Темлянцева, доцентов Е.И. Корочкина, Ю.Е. Михайленко. Разработке новых топливосжигающих устройств — автогенных, плоскопламенных, высокоскоростных топливо-кислородных горелок – посвящены работы профессоров И.С. Назарова, Г.В. Самохвалова, Г.И. Черныша, В.В. Стерлигова, доцента С.Г. Короткова.

Под руководством Г.И. Черныша сотрудниками кафедры проводились: исследования теплового способа бурения крепких горных пород в Кузбассе; исследование реактивных горелок и фурм для промышленных установок

Кузнецкого металлургического и Западно-Сибирского металлургических комбинатов, Кузнецкого завода ферросплавов, Красноуральского, Чимкентского и Алмалыкского заводов цветной металлургии; исследование пылегазовых выбросов Новокузнецкого стекольного завода, Кузнецкой ТЭЦ, ТЭЦ Западно-Сибирского металлургического комбината, заводов Сантехлит и Новокузнецксельмаш, предприятий Барнаула, Рубцовска и др. Результаты большинства исследований переданы для внедрения и использования на Магнитогорский и Нижне-Тагильский металлургические комбинаты, заводы «Красный Октябрь» (Волгоград), «Большевик» (Ленинград), Макеевский, Енакиевский, Серовский и Бекабадский металлургические заводы. По ряду из них составлены технико-экономические обоснования для проектирования систем газоочистки в городах Новокузнецк, Барнаул, Рубцовск.

Проблемами экологии и использования вторичных ресурсов занимаются профессора К.А. Черепанов, Е.П. Волынкина, Л.Б. Павлович.

Л.Б. Павлович исследованы и разработаны технологии: гидрогенизационной очистки коксохимического нафталина; каталитической очистки выбросов ряда цехов коксохимического производства; производства катализаторов глубокого окисления органических выбросов и оксида углерода на базе шлаков черной металлургии; утилизации техногенных отходов коксохимического производства и других отраслей промышленности в шихте на коксование; утилизация химических отходов коксохимического производства и других отраслей промышленности в шихте на коксование; утилизации химических отходов КХП в виде модифицирующих добавок в дорожном строительстве, в производстве технического углерода и др.; производства новых материалов противокоррозионной защиты на базе отходов фталиевого ангидрида – порошковые краски, полиэфиры, алкидные грунтовки и другие; утилизация сточных вод коксохимического производства; исследование состава выбросов технологических источников коксохимического производства; оценка экологических рисков в металлургическом производстве.

Основная тема научных исследований К.А. Черепанова – решение проблемы устойчивого развития посредством замены природных ресурсов промышленными отходами в области металлургии, строительной индустрии и теплоэнергетике.

Профессором Е.П. Волынкиной решен комплекс теоретических, прикладных и экспериментальных задач по развитию теории управления отходами и разработке методов ее реализации на металлургическом предприятии, включая методы оптимизации доменного и конвертерного процессов в направлении снижения потребления природных ресурсов и образования отходов; технологии переработки отходов металлургического производства и смежных отраслей; способы обезвреживания и безопасного захоронения отходов; разработаны принципы устойчивого развития техногенных систем; созданы новые виды сырья, топлива и восстановителей для металлургии на основе фторуглеродистых отходов алюминиевых заводов и твердых бытовых отходов; разработана технология глубокого обезвреживания токсичных

отходов в высокотемпературных металлургических агрегатах; разработан и реализуется инновационный проект по созданию производства новых видов синтетических флюсов для металлургии на основе фторуглеродистых отходов алюминиевых заводов.

Разработка и совершенствование ресурсо- и энергосберегающих технологий в производстве высококачественного железорудного сырья для металлургической промышленности является основным направлением в научной деятельности доцента В.М. Павловца.

Под руководством д.т.н., профессора, проректора по научной работе и инновациям М.В. Темлянцева продолжаются работы по направлению «Развитие металлургических основ теории и ресурсосберегающей технологии тепловой обработки стали». Много творческой энергии и души он вкладывает в подготовку научно-педагогических кадров.

По результатам научно-исследовательских работ коллективом кафедры получено более 200 авторских свидетельств и патентов. За последние 5 лет организованы и проведены 3 международных научно-практических конференции, получено 34 патента, опубликовано 260 научных работ в ведущих изданиях РФ, защищено 5 диссертаций кандидатов технических наук.

У кафедры сложились творческие связи со многими педагогическими и научными коллективами: Московский институт стали и сплавов (технический университет); Южно-Уральский государственный университет; Магнитогорский государственный технический университет; Днепропетровский металлургический институт; Национальный минерально-сырьевой университет «Горный»; Санкт-Петербугский государственный политехнический университет; Научно-исследовательский институт металлургической теплотехники – ВНИИМТ; Сибэнергочермет и др.

Кафедра активно сотрудничает с зарубежными природоохранными и научно-исследовательскими организациями. В 2006 г. при поддержке Агентства охраны окружающей среды США (EPA) и международного партнерства «Метан на рынки» («MethanetoMarkets»), под руководством Е.П. Волынкиной выполнен проект «Инвентаризация полигонов ТБО в России и оценка их метанового потенциала». Впервые в России создана база данных, включающая подробную информацию о 866 свалках и полигонах ТБО на территории России. Выполнена предварительная оценка образования свалочного метана по каждой свалке. Изучена практика создания систем дегазации и утилизации свалочного газа. Это привело к началу исследований и проработке возможности организации извлечения и утилизации свалочного метана со свалок ТБО в гг. Новокузнецке и Кемерово.

С 2005 г. организуются и проводятся международные научно-практические конференции «Управление отходами – основа восстановления экологического равновесия в Кузбассе» с участием ученых из Польши, Украины, США, на которых представляются разработки в области эколого-экономических, нормативно-правовых, санитарно-гигиенических, социальных аспектов обращения с отходами, технические разработки в области сбо-

ра, транспортировки, разделения, обезвреживания, переработки отходов.

В рамках конференции в 2010 г. совместно с Агентством охраны окружающей среды США (EPA) организовано проведение треннингового семинара «Организация извлечения и утилизации метана со свалок ТБО» для персонала полигонов ТБО Кемеровской области и местных администраций.

Сотрудники кафедры и студенты ведут активную общественную деятельность в области экологического просвещения и энергосбережения. Ведется пропаганда грамотного потребления энергии, управления отходами. Разработаны, изданы и распространяются популярные брошюры «Скажем мусорным свалкам нет», «Инструкция по управлению отходами на предприятиях и в организациях», буклеты «10 правил обращения с бытовыми отходами», календари, плакаты, листовки.

Студенты-экологи всех курсов – с первого по пятый – объединены в студенческий экологический отряд «ЭКОС». «ЭКОС» – это общественное объединение будущих экологов с целью осуществления уже в период студенчества просветительской и практической деятельности в сфере управления отходами и охраны окружающей среды.

Деятельность «ЭКОСа» широко известна не только в г. Новокузнецке и Кемеровской области, но и в других регионах России. Студенты пропагандируют раздельный сбор бытовых отходов, организовали сбор макулатуры в университете, выпускают собственную газету «ЭКОТАЙМ», ставят экологические спектакли по собственным сценариям (наиболее известен спектакль «Экосити – город будущего»), которые демонстрируют в вузах, школах, на предприятиях города, проводят экологические акции в городе, экологические уроки в школах. Активисты экологического отряда «ЭКОС» принимают активное участие в ежегодном Российском студенческом экологическом семинаре в г. Екатеринбурге, где выступают с докладами на Всероссийской студенческой научно-практической конференции. За активную природоохранную деятельность отряд «ЭКОС» и его участники были неоднократно отмечены почетными грамотами, благодарственными письмами и грантами Губернатора Кемеровской области.

На кафедре действовал студенческий клуб энергосбережение EnNet. Главные задачи объединения – изучение, пропаганда и реализация правовых организационных, научных, производственных, технических и экономических мер, направленных на эффективное (рациональное) использование (и экономное расходование) топливно-энергетических ресурсов и на вовлечение в хозяйственный оборот возобновляемых источников энергии. В настоящее время в связи с истощением ресурсного и энергетического потенциала, задача энергосбережения – сохранение природных ресурсов.

Кафедра гордится своими выпускниками – видными учеными и организаторами производства, директорами, главными инженерами и ведущими специалистами крупных заводов, общественными деятелями, успешными бизнесменами, творческими личностями, профессорами, доцентами, докторами и кандидатами технических наук, всеми, кто верой и правдой посвяща-

ет свою жизнь служению выбранной профессии и просто достойными людьми. Среди них генеральный директор ЗАО «Калугин», д.т.н. Я.П. Калугин, заведующий лабораторией экологических проблем теплоэнергетики Института теплофизики СО РАН им. Кутателадзе, в.н.с., д.т.н. В.И. Попов, генеральный директор ОАО «Амурсталь» С.И. Сафонов, генеральный директор ОАО «Кузбассшахтострой» Ю.А. Коробкин, генеральный директор ООО «Сибирские товары» С.Г. Сидельников, директор по персоналу ОАО «РУСАЛ Новокузнецк» А.Г. Абраменко, руководитель спасательного центра по югу Кузбасса, президент городской ассоциации туристов Р.Э. Брувер, председатель комитета охраны окружающей среды и природных ресурсов Администрации г. Новокузнецка И.Н. Савина, руководитель Роспотребнадзора по Кемеровской области И.А. Климовская, главный теплотехник ОАО «Евраз ЗСМК» Е.А. Колотов, главный специалист по теплоэнергетике СЭнЛ ОАО «Евраз ЗСМК» В.В. Семахин, начальник цеха обжига извести аглоизвесткового производства ОАО «Евраз ЗСМК», член Союза писателей России С.Н.Стрельников, главный технолог прокатного производства ОАО «Евраз ЗСМК» В.Г. Перекопский, главный эколог ООО Сибстройпроект А.Г. Миролюбов, главный эколог «Евраз ЗСМК», почетный металлург РФ, председатель экологической комиссии Совета народных депутатов г. Новокузнецка А. А. Попов, ведущий специалист комитета охраны окружающей среды и природных ресурсов Администрации г. Новокузнецка А.П. Панэ, эколог разреза «Ерунаковский» ОАО «Кузбассразрезуголь» А.А. Микрюкова и др.

В теплотехнических службах ОАО «Евраз ЗСМК» трудятся выпускники: К.В. Размахнин, Г.В. Булычев, А.С. Козлов, А.Г. Голишев, А.С. Горбунов, А.Ю. Сюсюкин, Д.Г. Голишев, М.В. Матвеев.

В специализированной энергетической лаборатории ОАО «Евраз ЗСМК» трудятся выпускники: А.А. Кузьмин, А.А. Арапов, Г.В. Золотарев, Н.А. Полежаева, С.В. Пащинская (Романова), Н.С. Казанцева, О.А. Уварова (Кислицина), З.Н. Фейлер (Мосейкина), И.П. Кукалев, Л.А. Куергашева, Ю.Ю. Фрешер (Шнитко), Т.В. Казимирова (Азанова), И.В. Семахина, Н.А. Мельникова, И.В. Мирный.

Славная 80-летняя история становления и развития кафедры теплоэнергетики и экологии – это добросовестный, повседневный труд ее сотрудников, тех кто трудится сейчас и кто работал на ней в прежнее время. Это: Абрамович О.С., Аникин А.Е., Афанасьев Ф.Н., Башкова М.Н., Бащенко Л.П., Брувер Р.Э., Вознесенский А.А., Воложин Я.С., Волынкина Е.П., Водолеев А.С., Воронцов В.Г., Гайко В.П., Гладких И.В., Динельт В.М., Дранчников Н.А., Зайцев В.П., Иванов В.В., Каган С.М., Кореньков А.И., Коровкина Г.М., Коротков С.Г., Корочкин Е.И., Кузнецов В.В., Курганова Н.В., Легаева В.В., Ливенец В.И., Лобочева Т.Л., Логунова О.Я., Григорьева С.А., Марон В.Д., Масленников М.И., Масловский П.М., Медведская Е.В., Меджибожский М.Я., Медиокритский Е.Л., Мизгирева Е.М., Митрофанов А.Н., Михайленко А.С, Михайленко Ю.Е., Михайлец С.Н., Михайличенко Т.А., Назаров И.С., Нойкас З.В., Осипов В.Т., Павловец В.М., Павлович Л.Б., Па-

нов Б.П., Руденков А.П., Руль Г.А., Салита В.А., Самохвалов Г.В., Семенов С.А., Сельский Б.И., Сергеев Г.В., Соловьев А.К., Спиридонов М.С., Стариков В.С., Стерлигов В.В., Темлянцев М.В., Темлянцев Н.В., Темлянцева Е.Н., Титова О.О., Трофимов Н.И., Труфанов В.П., Ускова Л.И., Федосеев В.С., Фишман Б.Д., Хисамутдинов Н.Е. Хузеев В.В., Черепанов К.А., Черныш Г.И., Чубейко М.В., Шадринцева Д.А., Шляров В.И., Юшкин В.В. и др.

Библиографический список

1. Самохвалов Г.В., Черныш Г.И. Кафедра теплофизики и промышленной экологии // Изв. вуз. Черная металлургия. – 2000. – № 8. – С. 5 – 6.
2. Самохвалов Г.В., Коротков С.Г. Кафедре теплофизики и промышленной экологии СибГИУ – 70 лет // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2004. – Вып. 13. – С. 9–12.
3. СМИ – СибГИУ – 75 лет. Хроника. Люди. События: очерки истории СибГИУ / Н.М. Кулагин, С.М. Кулаков, В.А. Воскресенский и др. – Кемерово: Кузбасс, 2005. – 304 с.
4. Берлин А.Б. Сибирский металлургический институт. Дела и люди. – Новокузнецк: изд. СМИ, 1992. – 224 с.
5. Сибирский государственный индустриальный университет: Страницы истории. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2002. – 160 с.
6. Якову Прокопьевичу Калугину – 70 лет // Сталь. – 2007. – № 6. – С. 12.
7. Кафедра теплофизики и промышленной экологии СибГИУ. 75 лет в образовании и науке / СибГИУ; под. ред. М.В. Темлянцева. С.Г. Короткова, В.В. Стерлигова. – Новокузнецк: СибГИУ. 2009. – 163 с.

УДК 378.12:544(09)

КАФЕДРА ФИЗИЧЕСКОЙ ХИМИИ И ТЕОРИИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ СибГИУ: СТАНОВЛЕНИЕ, РУКОВОДИТЕЛИ, ПЕДАГОГИЧЕСКИЕ И НАУЧНЫЕ ДОСТИЖЕНИЯ. К 75 ЛЕТНЕМУ ЮБИЛЕЮ

Васильев В.В.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, vasiljev.vl2011@yandex.ru

Историческая хронология кафедры. Заведующие кафедрой. Педагогическая и воспитательная деятельность сотрудников. Методические и научные достижения. Созданные научные школы. 75 летний юбилей. История создания. Педагогическая и научная деятельность.

Становление кафедры

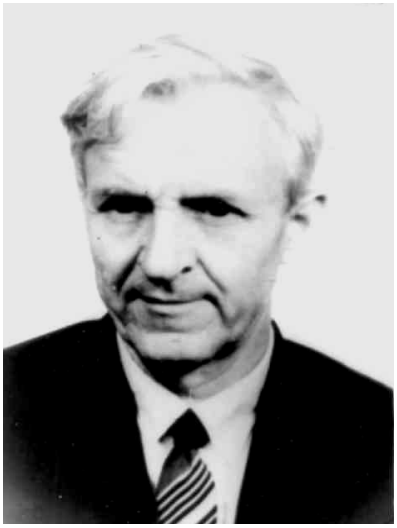
Образование кафедры физической химии в Сибирском металлургическом институте состоялось приказом № 188 от 19 декабря 1939 года дирек-

тора СМИ профессора Д.Г. Горшенина. В приказе констатируется: «На основании приказа ВКВШ при СНК СССР от 29 ноября с/г за № у/158а утвердить кафедру физической химии с включением в нее курса теории металлургических процессов».

В этом 2014 году кафедре 75 лет!

Руководители кафедры

Хронологически кафедрой руководили следующие заведующие:



Кожеуров Владимир Александрович
1939 –1957 гг.

Воложин Яков Соломонович
1957 – 1967 гг.

Воронцов Евгений Степанович
14.04.67 – 01.09.67 гг.

Бурылев Борис Петрович
1967 – 1970 гг.

Лаптев Дмитрий Мартемьянович
1970 – 1981 гг.

Шакиров Ким Муртазович
1981 – 2004 гг.

Пошевнева Анна Ивановна

2004 – 2014 гг. (до объединения с кафедрой металлургии цветных металлов и химической технологии)

За развитием кафедры можно проследить по количеству преподавателей:

годы	число преподавателей
1939 – 1941	2
1941 – 1944	3
1945 – 1951	4
1951 – 1952	4
1953 – 1959	6
1960 – 1968	7
1969 – 1971	11
1971 –	13

Рост числа преподавателей связан с увеличивающимся приемом студентов.

Проводилась работа по качественному развитию кафедры. Так, по инициативе зав. кафедрой профессором Б.П. Бурылевым в 1968 году из Уральского политехнического института были приглашены трое молодых защитившихся ученых – К.М. Шакиров, А.А. Плышевский и И.Е. Добровинский. Оставались на кафедре и защитившиеся аспиранты. Максимум преподавательского состава кафедры пришелся на 1971 год и сохранялся еще некоторое время. Далее число преподавателей стало уменьшаться в силу разных причин. В 2013 – 2014 учебном году работало только четверо.

Педагогическая и воспитательная деятельность сотрудников

Педагогическая деятельность многогранна: это не только процесс преподавания и его совершенствование, но и занимающий особое место процесс воспитания студентов. Остановлюсь в этой связи на некоторых моментах кафедральной жизни.

Признанными мастерами преподавания физической химии в 60-х и далее годах были Дмитрий Мартемьянович Лаптев и Виктор Иванович Дубинский. Глубокое знание предмета, блестящий литературный язык, вежливое общение со студентами остались, наверное, в памяти многих. Курсы лекций этих преподавателей посещали и молодые сотрудники кафедры, постигая

методические тонкости как чтения лекций, так и глубины логики раскрытия тем. Забавно отвечал на какой-либо вопрос по работе профессор М.С. Хрущев: – «А у меня как у Димитрия Мартемьяновича». Вот так!

Кроме прочего, Д.М. Лаптев экспериментировал и с методикой преподавания, отходя от канонического изложения, что вводило в затруднение других, работающих с ним преподавателей. Но и это обстоятельство обогащало их педагогический опыт. Постепенно и они становились мастерами своего дела.

Всегда приходилось (здесь применю появившийся новый термин) *принуждать* часть студентов удовлетворительному освоению курса физической химии. В значительной мере это уходило в сферу воспитания ответственности у студентов.

В истории кафедры был такой интересный эпизод. Во время существования литейного факультета с его студентами работал В.И. Дубинский. Он был человеком бескомпромиссным и оценивал знания студентов адекватно. Успеваемость была низкой, и с деканом Василием Ивановичем Бедаревым были постоянные трения. Как я понимаю, это вынудило В.И. Дубинского работать с родителями студентов. Он стал писать родителям письма и приглашать на беседы. Какой от этого был эффект? Небольшой, и все закончилось сменой лектора, но В.И. Бедарев был недоволен и другим преподавателем. Требовательность к знаниям студентов на кафедре была всегда высокой.

Д.М. Лаптев был последовательным в стремлении к здоровому образу жизни и методично призывал студентов отказаться от курения. Все происходило на моих глазах, т.к. я, приступив к преподавательской деятельности, сел за парту и снова (как в студенчестве) в течение года прослушал полный курс его лекций. В бытность посещения общежитий этой теме посвящались специальные беседы в читальной комнате при общежитской библиотеке, где собирались приглашенные студенты и сотрудники кафедры. Может быть, кого-то это подвигло на мужественный поступок отказа от курения.

После своей научной поездки в ГДР, Д.М. Лаптев совместно с кафедрой организовал в общежитии незабываемую встречу со студентами. Подробный рассказ об увиденном, учебном процессе и студенческой немецкой жизни, с показом слайдов, вызвал неподдельный интерес у студентов.

Когда в учебных планах была выделена как категория «самостоятельная работа» со значительным числом часов, то встал вопрос о заполнении этой части работы и о контроле ее выполнения. Группа сотрудников кафедры изложила свое видение проблемы в статье сборника научных трудов «Современные вопросы теории и практики обучения в вузе». В организации планового контроля за самостоятельной работой высказали мнение, что необходимо принуждать студентов к выработке и формированию у них личной ответственности за выполнение работы или части ее к плановому сроку.

В этой связи часто приходится напоминать студентам знаменитый *первый закон Паркинсона* (опубликован в 1955 г.) – «*работа заполняет время, отпущенное на нее*». Закон не обойти. Иначе, работа требует свое время: не

затратил его – работу не сделал. Что касается студента: не усвоил учебный материал; не выполнил плановое задание.

В русской культуре еще в 1656 г. при царе *Алексее Михайловиче* это было записано так – «*делу время и потехе час*». Как видим, проблема давняя.

Следует отметить нетерпимость сотрудников кафедры к матерной брани. Несдержанных студентов одергиваем, не делая вида, что мы не слышим.

Меня часто спрашивают – а какие сейчас студенты? Я отвечаю – они всегда одинаковы. Одни, небольшая часть, пришли мотивированными на учебу, а другие неизвестно зачем. В полемике о проблемах высшего образования весной этого года первые оценены величиной в 5 %. А на риторический вопрос: – «Что делают остальные, дан ответ – мешают учиться первым!»

Методические и научные достижения. Созданные научные школы

Методическая работа, как часть профессиональной деятельности, состоит в плановой работе по обеспечению лабораторного практикума и практических занятий. Проводится обновление методических указаний с включением в них новых работ, если появляется современное оборудование. Здесь следует отметить работу профессора Н.М. Кулагина с потенциальными спонсорами. В 2013 году его усилия увенчались помощью кафедре от Королева Николая Владимировича, директора ЗАО «Топпром». На сумму около 1 млн рублей было закуплено современное оборудование для лабораторий. Техническое качество и практические результаты выполняемых работ существенно повысились. Сейчас на кафедре функционирует 15 методических указаний по лабораторному практикуму и 7 по выполнению РГР.

Создание учебно-методического комплекса по физической химии пополнилось конспектами лекций по разделам: химическая термодинамика; химическая кинетика; термодинамика растворов; поверхностные явления; электрохимия. Написан конспект лекций для УМК магистров по дисциплине «Прикладная термодинамика и кинетика». В этих конспектах обобщил свой опыт В.В. Васильев.

Научные интересы и опыт преподавания сотрудников кафедры отражены в следующих изданиях:

Термодинамика металлургических шлаков (1955 г.). Статистическая термодинамика (1975 г). Автор В.А. Кожеуров;

Задачи и упражнения по термодинамике растворов (1965 г.). Химическая термодинамика. Вып. 1 (1974 г.). Термодинамика металлургических растворов (1992 г.). Химическая термодинамика (2010 г.). Автор Д.М. Лаптев. Это последнее учебное пособие издано после ухода Дмитрия Мартемьяновича;

Кинетика гетерогенных процессов. Развернутое кинетическое уравнение быстрых обратимых гетерогенных реакций в потоке (2012 г.). Автор К.М. Шакиров;

Сборник задач по химической термодинамике (1974 г.). Сборник задач по химической кинетике (2005 г.). Автор В.И. Дубинский и другие сотруд-

ники кафедры. Второй сборник издан после ухода Виктора Ивановича.

В 1968 г. за работу «Об устойчивости галогенидных ацидокомплексов в водных растворах» В.И. Дубинскому присуждена премия «Всесоюзного химического общества им. Д.И. Менделеева».

На кафедре в соответствующее время были созданы научные направления и школы с защитой диссертаций:

– профессором *В.А. Кожеуровым* – «Статистико-термодинамические теории растворов и применение их к металлургическим шлакам и металлическим расплавам». Защищены две докторские и четыре кандидатские диссертации;

– профессором *Д.М. Лаптевым* (при участии профессоров Н.М. Кулагина и В.Ф. Горюшкина) – «Термодинамические и физические свойства чистых хлоридов редкоземельных элементов высшей и низшей степени окисления и их бинарных расплавов $LnCl_3 – LnCl_2$». Защищены две докторские и пять кандидатских диссертаций;

– профессором *Д.М. Лаптевым* – «Термодинамика и кинетика кремневосстановительных процессов». Защищена одна докторская диссертация;

– профессором *К.М. Шакировым* – «Физико-химическая гидродинамика в металлургии». Защищены три докторские и шесть кандидатских диссертаций.

– доцентом *А.А. Плышевским* – «Кинетика окислительно-восстановительных процессов на графитовом и платиновом электродах в расплавленных шлаках». Защищены две кандидатские диссертации;

– профессором *М.С. Хрущевым* – «Кинетика процессов в системе Si–O–C при производстве кремнистых сплавов».

Работа сплоченного коллектива кафедры была всегда системной, продуманной, эффективной и востребованной вузом.

УДК 536.42

СОВРЕМЕННЫЕ ПОДХОДЫ К ИССЛЕДОВАНИЮ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МЕТОДАМИ ФИЗИЧЕСКОГО И МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ[1]

ПРОТОПОПОВ Е.В., ФЕЙЛЕР С.В., ЧЕРНЯТЕВИЧ А.Г.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, E-mail: feyler@rdtc.ru

Описаны современные методы исследования физических явлений и процессов при производстве металлопродукции. Описаны разработанные физические модели металлургических агрегатов и методики проведения ис-

[1] Работа выполнена в СибГИУ по государственному заданию Минобрнауки России, проект 2556

следований процессов тепло- и массопереноса, гидро- и газодинамики на различных технологических стадиях производства стали.

Ключевые слова: физическое моделирование, математическое моделирование, производство стали, конвертер, фурма, футеровка, непрерывная разливка стали, промежуточный ковш, массоперенос, теплоперенос.

Возможности экспериментальных исследований в ходе выполнения производственных операций при производстве металлопродукции зачастую ограничены возникающими в ходе технологического процесса осложнениями. Особенности процессов, происходящих в высокотемпературных металлургических агрегатах, связанные, прежде всего, с гидродинамическими и теплообменными явлениями, практически не поддаются непосредственному изучению современными научными методами, либо их исследование требует значительных материальных и временных ресурсов. В то же время в лабораторных условиях может быть получен значительный объем информации при использовании методов низко- и высокотемпературного физического моделирования с соблюдением подобия процессов, происходящих в реальных условиях. Применение методов математического моделирования в сочетании с физическим моделированием является достаточно эффективным при исследовании различных металлургических процессов.

Результаты исследований металлургических процессов позволяют обеспечить глубокое понимание химических, физических и тепловых взаимодействий между металлическим расплавом, шлаком, газами и огнеупорной футеровкой агрегатов. Моделирование является одним из основных источников новой научной информации и основой для разработки новых процессов и технологий (рисунок 1).

Разновидности методов моделирования, получивших широкое распространение в исследовании металлургических процессов, приведены на рисунке 2.

Наиболее простым и доступным методом исследования гидродинамических и массообменных процессов в металлургических агрегатах является физическое моделирование. Лабораторные условия позволяют полно и всесторонне изучать физические явления и процессы, поскольку имеется возможность варьировать разнообразными факторами в широких пределах, а также наблюдать, фиксировать и воспроизводить исследуемый процесс [2]. Теория подобия позволяет при этом в определенных пределах и с известными допущениями распространять результаты модельных исследований на промышленные агрегаты.

При проведении низкотемпературного (холодного) моделирования в качестве жидкостей, моделирующих металлический и шлаковый расплавы, используются вода, минеральное масло, крахмальный клейстер и т.д.

Например, при исследовании процесса нанесения шлакового гарнисажа на футеровку кислородного конвертера авторы [3, 4] использовали крахмальный клейстер (рисунок 3).

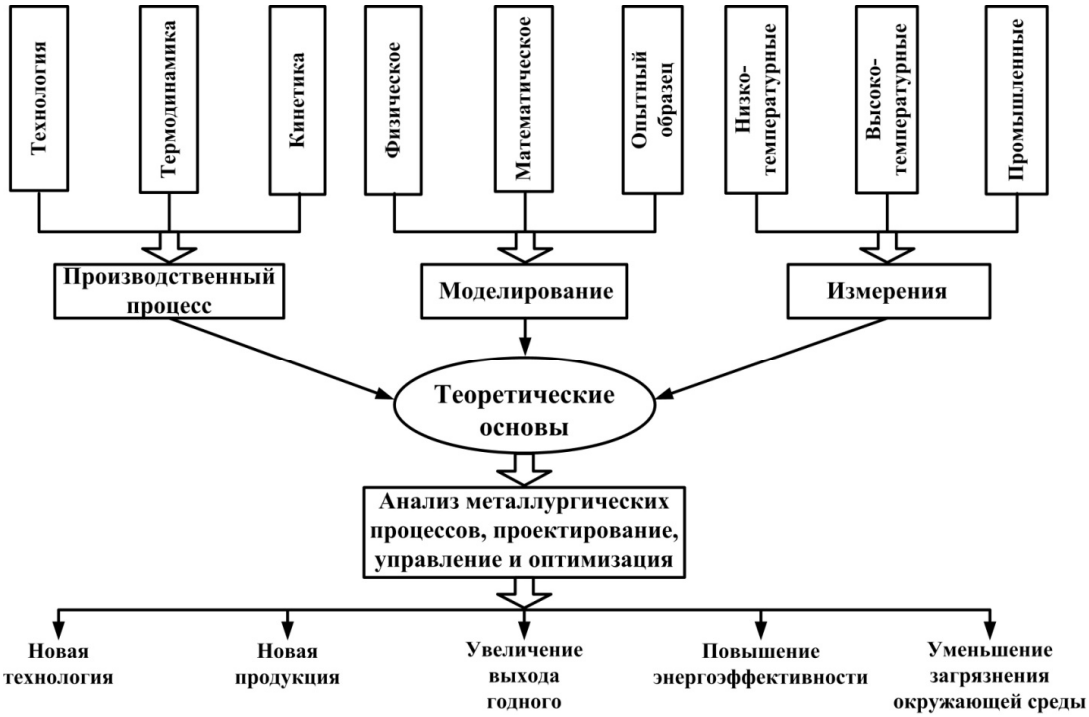
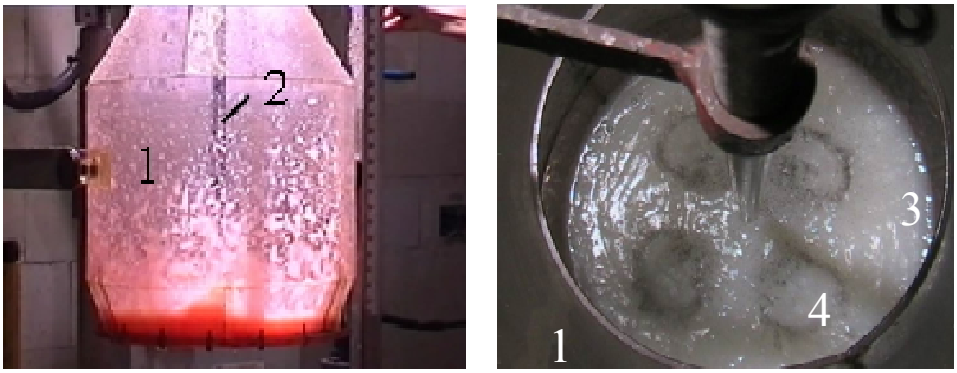


Рисунок 1 – Алгоритм развития теоретических основ и совершенствования металлургических процессов [1]

Рисунок 2 – Методы моделирования металлургических процессов



а б

1 – конвертер; 2 – фурма; 3 – шлаковая ванна; 4 – реакционный кратер
а – вид сбоку на стенку конвертера; б – вид сверху на шлаковую ванну

Рисунок 3 – Физическое моделирование процесса нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера

Результаты низкотемпературного моделирования, в данном случае, позволили оптимизировать параметры «горячего» ремонта футеровки конвертерных агрегатов, разработать энерго- и ресурсоэффективные технологические варианты торкретирования и нанесения шлакового гарнисажа.

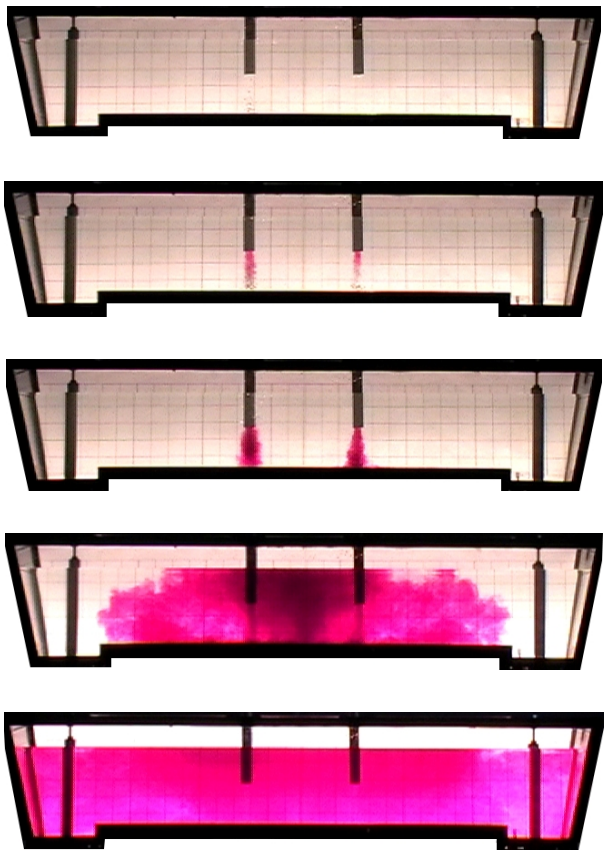
Для исследования гидродинамических процессов, в частности, при непрерывной разливке стали, широко используется метод визуализации потоков моделирующей жидкости вводом красителя или твердых частиц (трассеров).

Так, исследование гидродинамических процессов в промежуточном ковше слябовой машины непрерывного литья заготовок ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» проводили [5, 6] в несколько этапов, представленных на рисунке 4.

Результаты проведенных исследований позволили усовершенствовать конструкцию промежуточного ковша для обеспечения рафинирования металлического расплава от неметаллических включений.

Для более глубокого изучения металлургических процессов с целью совершенствования технологии выплавки стали и изыскания новых энергоэффективных и экономичных технологий применяются методы высокотемпературного моделирования, которые позволяют проводить лабораторные исследования в условиях, максимально приближенных к реальным. Реализация высокотемпературного моделирования как способа исследования требует разработки и создания специальных установок и методик для проведения конкретных экспериментов и контроля протекающих процессов с целью получения новой информации о различных аспектах металлургических процессов.

Широкие возможности и преимущества высокотемпературного моделирования как метода исследования для оптимизации кислородно-конвертерного процесса легли в основу разработки и создания специальной многоцелевой установки (рисунок 5) [7] для изучения механизма явлений, сопровождающих продувку конвертерной ванны.



Этап 1. Наполнение модели промежуточного ковша до рабочего уровня

Этап 2. Ввод красителя при установившемся течении моделирующей жидкости

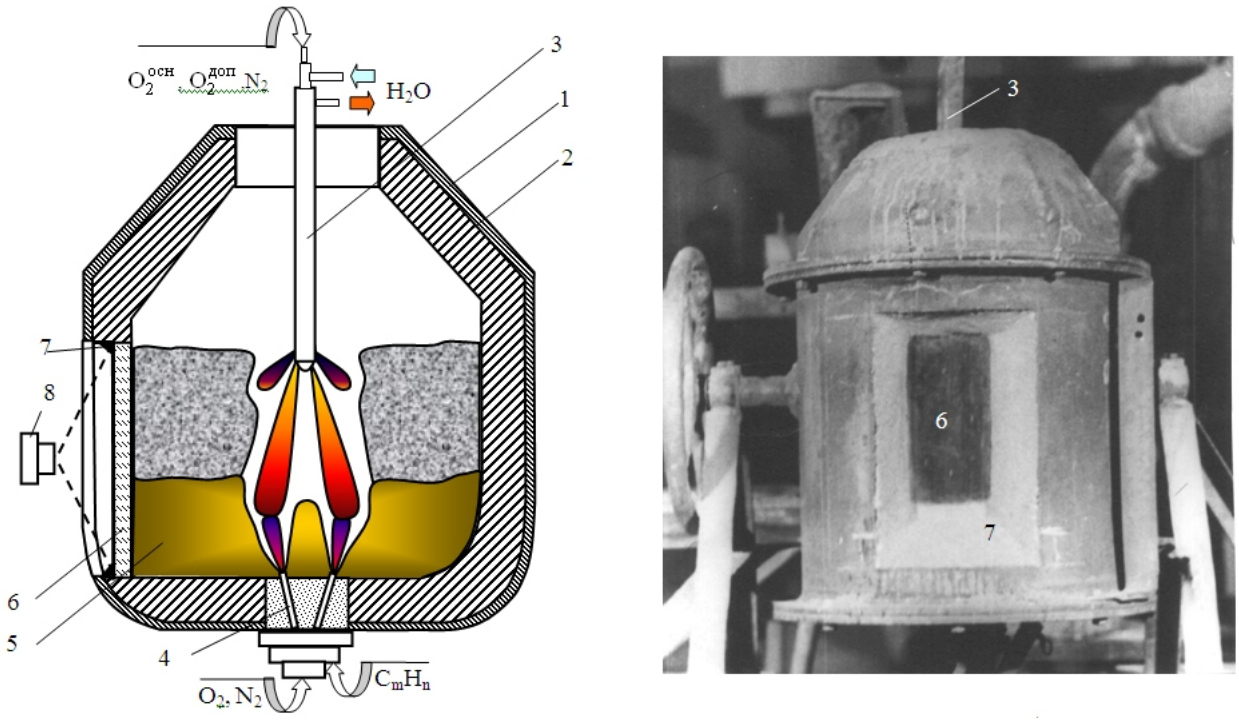
Этап 3. Видеосъемка распределения подкрашенной жидкости в объеме модели промежуточного ковша

Рисунок 4 – Основные этапы моделирования гидродинамических процессов в промежуточном ковше при использовании красителя для визуализации потоков

В состав установки входят: многоцелевые конвертеры номинальной садкой 60 и 150 кг; кислородные фурмы верхнего дутья различной конструкции; донные фурмы подачи нейтрального газа; механизм подъема и опускания верхней фурмы; топливная форсунка; вытяжное устройство и система газоочистки; оборудование для снабжения конвертера жидким чугуном и газообразным топливом, кислородом, азотом, сжатым воздухом и водой; контрольно-измерительная, регулирующая и электропусковая аппаратура.

С развитием вычислительной техники и программного обеспечения получили развитие методы математического (численного) моделирования. Процесс разработки математических моделей трудоемок, длителен, связан с использованием труда различных специалистов и может быть представлен последовательностью этапов [8], приведенных на рисунке 6.

В настоящее время на рынке программного обеспечения появились и получают распространение при решении различных металлургических задач комплексные системы автоматизированных инженерных расчетов (CAE). Перечень коммерческого программного обеспечения для моделирования различных процессов приведен в таблице 1 [1].



а б

1 – корпус конвертера; 2 – магнезитовая футеровка; 3 – верхняя кислородная фурма; 4 – донные фурмы (сопла); 5 – конвертерная ванна; 6 – прозрачная кварцевая пластинка; 7 – магнезитовая подмазка; 8 – видеокамера

Рисунок 5 – Схема устройства (а) и фотография (б) лабораторного 60-кг конвертера с прозрачной стенкой

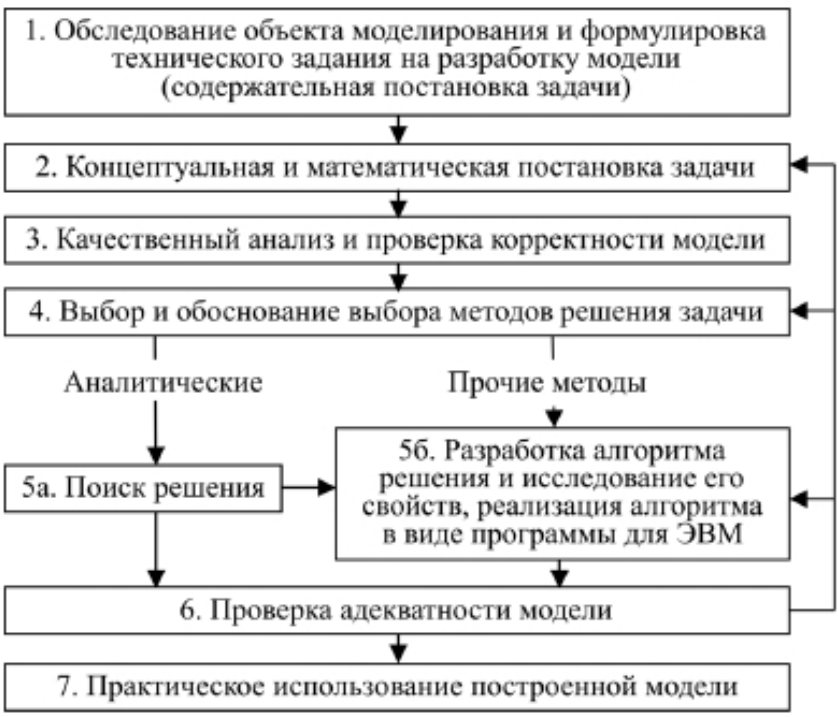


Рисунок 6 – Этапы построения математической модели

Таблица 1 – Коммерческое программное обеспечение для исследования металлургических процессов

Программное обеспечение	Область применения
CFX	Гидродинамика
PHOENICS	Гидродинамика, массоперенос, химические реакции
FLOW-3D	Гидродинамика
FLUENT	Гидродинамика, тепло- и массоперенос, химические реакции
NEKTON	Гидродинамика, тепло- и массоперенос
NISA	Гидродинамика, тепло- и массоперенос
ABAQOUS	Прочностной и термический анализы
NASTRAN	Прочностной анализ
F*A*C*T	Фазовые диаграммы и химическое равновесие
Thermo Calc	Термодинамическое равновесие и диффузионные процессы
COMSOL	Различные физические процессы, в частности, гидродинамика, тепло- и массоперенос, химические реакции, системы электромеханики, акустика, наноматериалы, оптоэлектроника и т.д.
NAG	Численные методы
IMSL	Численные методы
PROCAST	Литейные процессы и кристаллизация
MATLAB®	Численные методы
ANSYS	Прочностной и термический анализы

Программная реализация математических моделей позволяет проводить исследования различных физических процессов с целью оптимизации всего технологического цикла. Математическое моделирование позволяет получить общую картину взаимодействия расплавов в объеме агрегата, визуализировать поля скоростей, давлений или температур (рисунок 7).

Комплексное применение методов физического и математического моделирования в сочетании с использованием современных средств измерения и регистрации исследуемых явлений позволяет получить новую достоверную научную информацию о процессах тепло- и массопереноса, гидро- и газодинамики, происходящих в металлургических системах.

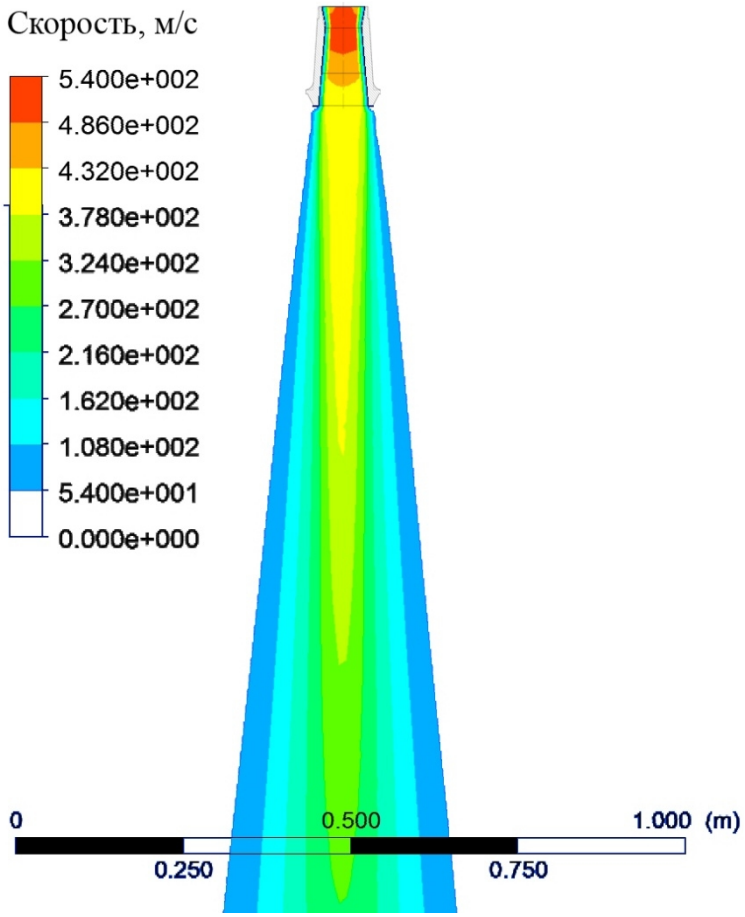


Рисунок 7 – Результаты математического моделирования истечения кислорода из сопла Лаваля при продувке металлического расплава

Библиографический список

1. Mazumdar D., Evans J.W. Modeling of steelmaking processes. – Boca Raton, London, New York: CRS Press, Taylor and Francis Group, 2010. – 463 p.
2. Гречко А.В. Практика моделирования на металлургическом заводе / А.В. Гречко, Р.Д. Нестеренко, Ю.А. Кудинов // М.: «Металлургия», 1976. – 224 с.
3. Калимуллин, Р. Ф. Инженерное обоснование определяющих параметров газопорошкового ошлакования и торкретирования футеровки конвертеров / Р.Ф. Калимуллин, Е.В. Протопопов, А.Г. Чернятевич, И.А. Жибинова // Металлургия: Технологии, управление, инновации, качество. Сб. тр. Всероссийской науч.-пр. конф. – Новокузнецк, 2013. – С. 101 – 106.
4. Калимуллин, Р.Ф. Изучение закономерностей распространения и формирования торкрет-факелов в процессе «горячего» ремонта футеровок конвертеров / Р.Ф. Калимуллин, Е.В. Протопопов, А.Г. Чернятевич, И.А. Жибинова // Вестник СибГИУ. – 2013. – № 3. – С. 9 – 13.
5. Протопопов Е.В. Исследование гидродинамики металла в промежуточном ковше слябовой МНЛЗ / Е.В. Протопопов, С.В. Фейлер, Л.А. Ганзер [и др.] // Черная металлургия. Бюл. НТИ. – 2009. – № 2. – С. 24 – 27.

6. Протопопов Е.В. Исследование процессов массо- и теплопереноса в промежуточном ковше современной машины непрерывного литья заготовок / Е.В. Протопопов, С.В. Фейлер, Л.А. Ганзер // Известия вузов. Черная металлургия. – 2011. – №10. – С. 54 – 58.
7. Разработка и создание испытательного полигона по изучению конвертерных процессов. Отчет по НИР / Сибирский металлургический институт (СМИ); Руководитель Е.В. Протопопов. – инв.№ 02920005710. – Новокузнецк, 1991. – 64с.
8. Цаплин А.И. Моделирование теплофизических процессов и объектов в металлургии: учеб. пособие / А.И. Цаплин, И.Л. Никулин. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2011. – 299 с.

УДК 669.184

УТИЛИЗАЦИЯ ОТХОДОВ В СОВРЕМЕННОЙ МЕТАЛЛУРГИИ: ОСНОВНЫЕ ЗАДАЧИ И НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ

Кузнецов С.Н., Волынкина Е.П., Протопопов Е.В.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк

Металлургические предприятия вносят значительный вклад в загрязнение регионов и городов, на территории которых они размещаются. В то же время, развитая металлургическая промышленность может эффективно обеспечить возможность решения целого ряда местных экологических проблем, связанных с различными видами отходов.

Развитие черной металлургии всегда было тесно связано с использованием собственных отходов или отходов смежных отраслей. Металлургия является отраслью, полностью перерабатывающей отходы потребления из черных металлов, замыкая, таким образом, их жизненный цикл. Как отмечает профессор Московского института стали и сплавов Ю.С. Юсфин, «с переработки стального лома в мартеновских печах, конвертерах, а затем и в электропечах началась эра промышленного рециклинга» [1].

В последние годы вовлечение металлургических агрегатов в переработку различных видов отходов наблюдается во всем мире. Металлурги разных стран мира, начиная со второй половины XX века, предлагают и успешно реализуют идеи утилизации в высокотемпературных металлургических агрегатах промышленных и бытовых отходов, включая токсичные. Это обусловлено тем, что ни один мусоросжигатель не может конкурировать с такими высокотемпературными металлургическими агрегатами как кислородный конвертер или доменная печь по условиям обезвреживания токсичных отходов, включающим температуру до 2500 – 2700 ^{o}C, активную окислительную или восстановительную атмосферу, интенсивный тепло- и массообмен, наличие высокоактивных основных шлаков, связывающих негорючий остаток

от сжигания отходов и переводящий его в остеклованный шлак. В таких условиях практически невозможно образование диоксинов. Кроме этого, мощные металлургические агрегаты оснащены полным набором оборудования для улавливания и очистки выделяющихся газов, а также имеют замкнутую систему водоснабжения. Металлургические предприятия, расположенные вблизи крупных городов, находятся в зоне образования большой массы отходов и их уникальные технологические возможности должны быть использованы для их утилизации. Обладая высокой производительностью, металлургия позволяет перерабатывать значительные количества отходов при сравнительно небольшом их расходе на 1 т стали.

С другой стороны, в связи с высоким уровнем потребления энергетических ресурсов и устойчивой тенденцией роста цен на природные энергоносители, наблюдаемой в последние годы, все более актуальной для металлургии является разработка новых технологий металлургического передела с использованием альтернативных источников энергии. Образующиеся в крупных городах отходы потребления, содержащие горючие компоненты, такие как отработанные автомобильные покрышки, твердые бытовые отходы (ТБО), отходы лечебно-профилактических учреждений (ЛПУ), являются одним из наиболее доступных возобновляемых видов энергоресурсов. Представленные в таблице 1 данные показывают, что энергетическая ценность горючих видов муниципальных отходов очень высока и для некоторых отходов (пластмассы, резина) существенно превышает теплоту сгорания такого традиционного топлива, как уголь.

До недавнего времени достаточно молодая отрасль переработки ТБО и отсчитывающая не одно тысячелетие черная металлургия сосуществовали параллельно и не пересекались. Стремительное развитие первой привело к появлению новых технологий и новых материалов из вторичных ресурсов, зачастую эффективно заменяющих традиционные. В настоящее время существует множество технических возможностей переработки отходов бумаги, полимеров, резины и т.д. Но не все отходы могут быть переработаны в новую продукцию. Например, очень сложно и дорого разделить смешанную упаковку типа тетрапак или состоящую из нескольких видов пластмасс офисную или бытовую технику. Альтернативой переработки является захоронение или сжигание. В соответствии с принципами законодательно закрепленной на международном уровне иерархии управления отходами захоронение является наименее предпочтительной альтернативой. Развитые страны ежегодно сокращают количество захораниваемых отходов и взяли курс свести его к нулю, реализуя стратегию «Zero Waste». Сжигание ТБО на мусоросжигательных заводах вызывает, и зачастую вполне обосновано, противодействие общественности вследствие образования токсичной золы, а также обнаруженных в конце XX века в их газообразных выбросах таких супертоксикантов, как диоксины.

Таблица 1 – Химический состав и теплота сгорания компонентов муниципальных отходов и традиционных видов топлива

Компоненты	Содержание, % сухой массы							Содержание, % рабочей массы								
	Зольность	C	H	O	N	S	Низшая теплота сгорания, кДж/кг (ккал/кг)	Влажность	Зольность	Выход летучих веществ	C	H	O	N	S	Низшая теплота сгорания, кДж/кг (ккал/кг)
Бумага	6	43,5	6,0	44,0	0,3	0,2	16 151 (3 855)	5	5,6	75	40,9	5,6	41,4	0,3	0,19	15 036 (3 589)
Садовые отходы	5	48,8	6,3	38,8	0,9	0,3	18 823 (4 492)	25	2,7	58	35,6	4,6	28,3	0,65	022	13 740 (3 280)
Дерево	1,5	49,5	6,0	42,7	0,2	0,1	18 313 (4 371)	21	1,2	60	39,1	4,7	33,7	0,16	0,08	13 938 (3 326)
Текстиль	2,5	54,9	6,6	31,2	4,7	0,2	22 012 (5 254)	5	1,8	66	46,1	5,5	26,1	4,0	0,11	20911 (4 990)
Кожа	10	60,2	7,9	11,5	9,9	0,4	27 376 (6 534)	5	8,5	55	50,8	6,6	9,7	8,4	0,35	26 007 (6 207)
Резина	3	95,1	1,1	0	0,2	0,5	33 525 (8000)	0	3,0	60-70	95,1	1,1	0	0,2	0,5	33 525 (8000)
Пластмассы	5	74,5	15,0	5,0	0	0,5	43792 (10452)	5	4,7	63	67,0	14,1	4,5	0	0,45	39413 (9406)
Кокс	10,0	87,7	0,38	0,29	1,18	0,40	29580 (7060)	5	9,5	1,3	73,7	0,32	0,24	1,01	0,37	25291 (6036)
Уголь марки Г	14,0	69,3	5,2	8,7	2,4	0,45	27069 (6460)	9	12,7	40,5	54,1	4,1	6,8	1,9	0,35	23280 (5556)

В рамках Базельской конвенции о контроле за трансграничной перевозкой опасных отходов и их удалением и Программы ООН по окружающей среде (ЮНЕП) разработаны Технические руководящие принципы сжигания отходов [2], согласно которым степень воздействия на окружающую среду при сжигании зависит от следующих четырех важнейших факторов:

1. Характер сжигаемых отходов. Экологически обосновано сжигание топлива, полученного из отходов путем их сортировки и удаления всех негорючих (металлы, стекло и др.) и подверженных гниению (пищевые отходы) компонентов. Рекомендованы для сжигания три вида топлива на основе ТБО: ТТО – топливо из горючих компонентов ТБО, ТОУ – топливо из отходов упаковочных материалов, ПТ – полимерное топливо. Во всех случаях из общей массы ТБО перед сжиганием необходимо отсортировывать отходы ПВХ.

2. Условия сжигания. Решающее значение для безопасного сжигания отходов имеют следующие технологические параметры сжигания: температура – от 850 до 1100 ^{o}C для углеводородных отходов и от 1100 до 1200 ^{o}C для галогенсодержащих отходов; время пребывания газа в печи – не менее 2 с; достаточная турбулентность; избыток кислорода.

3. Очистка отходящих газов. Рекомендуется мокрая газоочистка с обработкой газов щелочными растворами (известь, бикарбонат натрия) или просто водой, что обеспечивает удаление водорастворимых токсичных компонентов – диоксид серы, фтористый водород, хлористый водород.

4. Удаление зольного остатка. Зольный остаток после сжигания ТБО всегда считается опасным и удаляется на захоронение только после проверки на выщелачивание, т.е. на содержание водорастворимых токсичных соединений. В случае установления его токсичности необходимо предварительное обезвреживание, например, путем остеклования или стабилизации цементом.

С точки зрения выполнения перечисленных условий обычные мусоросжигатели не являются совершенными. Кроме этого, ЮНЕП отмечает, что многие из уже построенных мусоросжигательных установок не предназначены для того, чтобы выдерживать температуры, получаемые при использовании высококалорийных видов топлива, полученных при сортировке ТБО. В то же время, несортированные отходы характеризуются крайне низкой величиной теплоты сгорания, что связано с высокой влажностью входящих в их состав пищевых компонентов. Процесс сжигания такого топлива в обычных слоевых топках мусоросжигателей характеризуется нестабильностью и требует ввода дополнительного топлива. Профессор Московского института стали и сплавов В.А. Кудрин отмечает [3]: «Существующие методы сжигания ТБО не могут быть признаны совершенными вследствие низких температур сжигания, плохого теплообмена в топке, использования для сжигания атмосферного воздуха, что приводит к образованию больших объемов дымовых газов и необходимости строительства громоздких газоочистных сооружений. Необходимость мощной и многоступенчатой газоочистки обуславливает высокие капитальные и эксплуатационные затраты, что делает мусоросжигательные заводы дотационными и препятствует их распростра-

нению в российских регионах. На всей территории России по-прежнему более 90 % ТБО захораниваются на свалках. Решению проблемы в целом способствовало бы использование для сжигания высокотемпературных металлургических агрегатов».

Известно, что металлургические компании Германии и Японии уже более 20 лет перерабатывают отходы пластмасс в доменных печах [4]. Германская фирма «Stahlwerke Bremen GmbH» перерабатывает в доменных печах свыше 70 тыс. т в год отходов пластмасс. Фирма «Eko-Stahl» в г. Айзенхюттенштадт вдувает отходы пластмасс в доменные печи с 1996 г. с устойчивым расходом 30 – 60 кг/т чугуна. В Японии использование отходов пластмасс в доменных печах ведется с 1993 г. Металлургическая компания «Ниппон Кокан» в г. Кейхане более 10 лет вдувает отходы пластмасс в доменную печь объемом 4907 $м^3$ с расходом до 200 кг/т чугуна, в 2004 г. на переработку на металлургический комбинат было направлено около 20 % муниципальных отходов. В настоящее время система рециклинга пластмасс, разработанная этой компанией, широко используется другими японскими металлургическими предприятиями, поддерживающими международный стандарт ISO 14001. В состав типичных пластмассовых отходов, утилизируемых в доменных печах, входят офисное оборудование, бутылки и контейнеры, пленка и др. В настоящее время Япония приближается к уровню 1 млн. т в год отходов пластмасс, перерабатываемых в доменных печах, что составляет 10 % от уровня их ежегодного образования.

Компания Nippon Steel (Япония) использует в сталеплавильных печах отработанные автопокрышки как заменители части железосодержащего скрапа и угля, утилизируя таким образом около 5 млн. шин в год. Компания Stebbing Engineering Division Accelerated Technologies Corporation (США) перерабатывает отработанные автомобильные покрышки в электродуговых печах [5]. Германия утилизирует в доменных печах туши инфицированных животных.

В МИСИС разработан ряд технологий переработки отходов пластмасс, отработанных масел и других видов отходов в доменных печах. Известная под названием «печь Ванюкова», совместная разработка институтов «Гинцветмет» и МИСИС при участи Академии коммунального хозяйства им. К.Д. Памфилова, предусматривает сжигание ТБО в условиях, характерных для сталеплавильных агрегатов: высокая температура, наличие шлакового расплава, использование кислородного дутья, мокрая система газоочистки и др. [4].

Необходимо отметить, что переработку пластмасс осуществляют известные германские и японские металлургические компании, обладающие экологическим сертификатом ИСО 14000, что является официальным международным признанием экологической чистоты данных технологий. Таким образом, металлургия, вводя в свои технологические процессы горючие компоненты ТБО, может получить не только дешевое топливо, но и отличный шанс завоевать признание общественности как экологически безопасного и массового утилизатора бытовых отходов, являющихся все более острой про-

блемой для каждого города или региона. Для металлургических предприятий России, как правило, являющихся в течение десятков лет основными загрязнителями окружающей среды городов, на территории которых они расположены, такая возможность обеспечила бы и эффективную их реабилитацию в глазах местного населения и органов власти.

В г. Новокузнецке в условиях ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» испытаны и внедрены ряд технологий переработки горючих компонентов муниципальных отходов в технологии выплавки стали в кислородных конвертерах.

С 2003 г. внедрена и постоянно используется технология выплавки стали в конвертерах с использованием отработанных автопокрышек [6]. Технология предусматривает ввод в конвертер на стадии предварительного нагрева лома при одновременной подаче кислорода средне- и малогабаритных автопокрышек в целом виде вместе с металлическим ломом. Органическая часть покрышек сгорает с выделением значительного количества тепла, металлический корд расплавляется, заменяя часть металлолома.

Установлено, что максимальная технологическая эффективность и экологическая безопасность конвертерного процесса обеспечивается при расходе автопокрышек до 2 кг/т стали. Коэффициент замены угля покрышками составил 1,5 т/т, т.е. сжигание 1 т покрышек равноценно по достигаемому тепловому эффекту в конвертере сжиганию 1,5 т угля. Использование отработанных автомобильных покрышек позволило повысить приход тепла в конвертер за счет увеличения теплоты сгорания топлива и улучшения условий теплопередачи вследствие повышения светимости факела при сгорании сажистых частиц, что привело к снижению общего расхода топлива. Установлено также, что ввод покрышек в конвертер не повлиял на содержание в выбрасываемых в атмосферу газах пыли. Высокая температура и избыток кислорода в конвертерной ванне способствовали полному сгоранию автопокрышек и продуктов их термического разложения, что исключило возможность загрязнения атмосферы продуктами неполного сгорания топлива (сажа, оксид углерода, углеводороды). Концентрация в выбрасываемых в атмосферу газах оксида серы при рекомендуемом расходе покрышек была не выше, чем на сравнительных экспериментах с использованием угля без добавки покрышек. Способ переработки отработанных автомобильных покрышек в конвертере запатентован. В 2004 г. технология переработки отработанных автопокрышек в кислородных конвертерах стала лауреатом конкурса «Национальная экологическая премия» в номинации «Экология города» за вклад в укрепление экологической безопасности и устойчивое развитие России.

Продолжением данного направления является разработка технологий переработки в сталеплавильных агрегатах горючих компонентов ТБО (бумага, пластмассы). Для экспериментов были подготовлены опытные партии компонентов ТБО. В качества сырья для подготовки опытных партий ТБО использовались:

– бумажные архивы;

– картонная упаковка, выделенная из потока ТБО от коммерческих организаций города в процессе сортировки;

– отходы полиэтиленовой упаковки;

– корпуса электронной техники, состоящие из полистирола.

Подготовка ТБО включала следующие технологические операции:

– Сортировку потока ТБО с выделением бумаги и картона.

– Выделение из потока ТБО отходов полиэтиленовой (ПЭВД) упаковки, ручная и механическая очистка поверхности пленки.

– Прессование бумаги и картона под давлением 9 т в тюки размером 600×800×800 мм и массой 80 кг, обвязка тюков стальной проволокой или полипропиленовой лентой.

– Прессование отходов полиэтилена под давлением 9 т в тюки размером 600×800×800 мм и массой 150 кг, обвязка тюков полипропиленовой лентой.

– Дробление корпусов электронной техники до крупности менее 20 мм, упаковка дробленого пластика в полипропиленовые мешки биг-бэги, обвязка мешков полипропиленовой лентой.

Используемые в экспериментальных плавках отходы по своему химическому составу и теплотехнической ценности близки к традиционно используемым в сталеплавильном производстве ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» теплоносителям: кокс, энергетические угли, резинотехнические отходы, а отдельные компоненты (полиэтилен, полистирол) существенно превышали теплотехническую ценность кокса и энергетических углей (таблица 2).

Опытные плавки проведены в ККЦ-2 на 350-т конвертере № 4. Продувка опытных и сравнительных плавок производилась по действующей технологической инструкции. Основные технологические параметры опытных и сравнительных плавок различались незначительно (таблица 3). Расход ТБО составлял 8,8 кг/т стали. Плавки с ТБО были проведены практически без использования углеродсодержащих теплоносителей, при этом температура стали на повалке превышала температуру стали на сравнительных плавках.

Замеры концентрации загрязняющих веществ в отходящих конвертерных газах на опытных и сравнительных плавках показали отсутствие влияния отходов на концентрацию пыли, оксидов углерода, серы и азота. С целью экологической оценки технологии конвертерной плавки с использованием горючих компонентов ТБО был выполнен анализ пыли на выходе потока газовых выбросов на содержание 17 изомеров диоксинов. В результате проведенных исследований не установлено влияние горючих компонентов ТБО на содержание диоксинов в пылевидных выбросах отходящих конвертерных газов. В результате выполненных расчетов материального и теплового баланса конвертерной плавки установлено, что при вводе в конвертер горючих компонентов ТБО с расходом ТБО 7,2 кг/т стали в конвертер дополнительно вносится 8338,1 кДж тепловой энергии, или 4,21 % от общего прихода тепла.

Таблица 2 – Состав и свойства компонентов ТБО и традиционных теплоносителей

Компоненты	Влажность, W^r_t, %	Содержание, % сухой массы						Низшая теплота сгорания Q^r_i, кДж/кг (ккал/кг)	Содержание частиц, менее 3 мм, %	Коэф-т замены чугуна ломом, КЗЧ, т/т	Плотность, кг/м^3	
		Зольность, A^d	C	H	O	N	S				истинная	насыпная
Кокс	5,0	10,0	87,7	0,4	0,3	1,2	0,4	29580 (7060)	1,0	Не используется	1927	481
Уголь ТОМ, р-з Междуреченский	5,0–9,0	10,0	83,4	2,5	2,3	1,7	0,3	29517 (7045)	5,0	4,21	1664	964
Уголь ССО, р-з Бачатский	6,5–10,0	8,0	81,1	4,0	4,5	2,0	0,3	28 680 (6845)	1,0	4,26	1483	757
Резина	Менее 1,0	2,5	85,0	8,2	2,4	0,4	1,5	37 025 (8836)	0	5,55	1 350	н/д
Бумага	Менее 1,0	4,0	42,6	5,9	47,4	0,5	0,2	19 978 (4768)	0	3,0	н/д	100–200
Полиэтилен	Менее 1,0	Менее 1,0	91,5	8,0	0	0	0	39 115 (9335)	0	5,87	ПЭВД – 910–930 ПЭНД – 940–960	500
Полистирол	Менее 1,0	Менее 1,0	96,5	3,0	0	0	0	35 680 (8515)	0	5,35	1050 – 1100	600

Таблица 3 – Технологические показатели опытных и сравнительных плавок в 350-тонном конвертере с использованием горючих компонентов ТБО

Показатели	Ед. изм.	Опытные плавки	Сравнительные плавки
Расход жидкого чугуна	кг/т	779,4	780,6
Расход лома	кг/т	258	324
Доля лома в шихте	%	24,9	29,3
Расход кислорода:	$м^3$/т		
на прогрев лома		6,4	7,0
на продувку		48,4	52,0
на плавку		57,4	59,0
Температура чугуна	°С	1452	1437
Химсостав чугуна:	%		
Si		0,53	0,63
Mn		0,42	0,45
S		0,015	0,014
P		0,091	0,103
Расход извести	кг/т	58,2	51,6
Расход флюса	кг/т	15,1	17,4
Расход угля	т	0,3	7,5
Расход ТБО	т	8,8	-
Продолжительность технологических операций:	мин-с		
продувка		17-22	18-22
нагрев лома		5-00	6-04
цикл плавки		43	45
Температура металла на 1-й повалке	°С	1655	1629
Химсостав металла перед сливом:	%		
C		0,09	0,10
Al		0,16	0,30
Mn		0,16	0,16
S		0,015	0,015
P		0,014	0,015
Cr		0,037	0,040
Ni		0,046	0,049
Cu		0,046	0,044
Химсостав шлака:	%		
CaO		51,4	50,0
SiO_2		14,3	14,6
FeO		21,2	22,6

В продолжение данного направления в г. Новокузнецке были проведены исследования возможности утилизации в металлургических агрегатах отходов лечебно-профилактических учреждений (ЛПУ), или медицинских отходов. Проблема обращения с медицинскими отходами во всем мире рассматривается как важная эпидемиологическая и экологическая компонента безопасности населения. Всемирная организация здравоохранения с 1979 г. относит медицинские отходы к группе опасных и рекомендовала создание специальных служб по их переработке. Базельская Конвенция в 1992 г. выделила 45 видов опасных отходов, список которых открывается «клиническими» отходами. В России в настоящее время медицинские отходы, включая просроченные лекарственные средства, перевязочный материал, бинты, иглы и др., в подавляющем большинстве вывозятся на городские свалки и полигоны после предварительной дезинфекции отходов, непосредственно связанных с инъекциями, или сжигаются на специализированных установках (инсинераторах). Условия сжигания отходов в обычных инсинераторах не обеспечивают их полного обезвреживания вследствие недостаточно высоких температур и недостаточного количества кислорода в реакционном пространстве, что приводит к образованию токсичных шлаков, а также диоксинов и диоксиноподобных соединений в составе газообразных выбросов.

В ККЦ-2 ОАО «ЗСМК» были проведены опытно-промышленные плавки с использованием отходов ЛПУ. Были подготовлены две опытные партии отходов:

– партия отходов класса Б в герметичной емкости (шприцы после дезинфекции) от МЛПУ «Городская клиническая больница №1»;

– партия спрессованных и обвязанных в брикеты блистеров от МЛПУ «Городская клиническая больница № 1» и ОАО «Органика».

Отходы загружались в совки для загрузки лома и подавались в конвертер в период прогрева при расположении опытного материала на поверхности лома. Расход отходов ЛПУ составлял от 1 до 5,7 кг/т стали (ср. 3,2 кг/т стали). Результаты опытных плавок показали, что ввод в конвертер компонентов отходов ЛПУ практически не сказывается на показателях плавки. Общий расход угля при использовании отходов ЛПУ может быть снижен на 1 кг на 1 кг отходов. Использование отходов ЛПУ в качестве дополнительных теплоносителей в конвертере обосновано вследствие их высокой теплотехнической ценности.

Таким образом, практический опыт ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» и результаты проведенных промышленных экспериментов подтвердили технологическую и экологическую эффективность использования таких высокотемпературных металлургических агрегатов, как кислородный конвертер, для переработки массовых видов муниципальных отходов: отработанные автомобильные покрышки, горючие компоненты ТБО и отходы ЛПУ. Вовлечение металлургических предприятий в переработку муниципальных отходов является одним из перспективных направлений их развития и решения острых экологических проблем в регионах их размещения.

Библиографический список

1. Лисин В.С. Ресурсо-экологические проблемы XXI века и металлургия / В.С. Лисин, Ю.С. Юсфин. – М.: Высшая школа, 1998. – 446 с.
2. Технические руководящие принципы идентификации и экологически обоснованного регулирования пластмассовых отходов и их удаления: программа ООН по окружающей среде. UNEP/CHW. 6/21. 23 August 2002. – 58 с.
3. Кудрин В.А. Теория и технология производства стали [Текст]. – М. : Мир, 2003. – 528 с.
4. Инженерная защита окружающей среды / под ред. Ю.А. Бирмана, Н.Г. Вурдовой. – М.: Изд-во Ассоциации строительных вузов, 2002. – 296 с.
5. Волынкина Е.П. Утилизация отработанных автомобильных покрышек [Текст] / Е.П. Волынкина [и др.] // Экология и промышленность России. – 1999. – № 3. – С. 16 – 19.
6. Волынкина Е.П. Конвертерная плавка с использованием твердых бытовых отходов в качестве альтернативных источников энергии [Текст] / Е.П. Волынкина [и др.] // Сталь. – 2006. – № 5. – С. 44.

УДК 669.1:669.017.11

ПРОГРЕССИВНЫЕ СПОСОБЫ УЛУЧШЕНИЯ СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

Афанасьев В.К.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк

Акцентируется внимание на воздействии атмосферы водяного пара как неотъемлемом условии выплавки и последующей обработки сплавов системы Fe–C на их свойства. Предложено рассматривать диаграмму состояния железоуглеродистых сплавов как многокомпонентную: Fe–C–H–N–O. Настоящий подход базируется на представлении о ведущей роли водорода и его разновидностей в формировании структуры и свойств сплавов и позволяет существенно повысить их механические и физические свойства при снижении стоимости и вредного воздействия на окружающую среду. В качестве примеров практической реализации настоящих воззрений приведены характеристики разработанных белого нелегированного чугуна и углеродистой стали повышенной прочности и коррозионной стойкости.

Ключевые слова: водород, диаграмма состояния, белый нелегированный чугун, углеродистая сталь, атмосфера водяного пара, механические свойства, линейное расширение.

Земная кора, то есть поверхность нашей планеты, состоит из набора смесей химических элементов. В том случае, если металлург умеет из этой смеси получить нужный металл или сплав, то ее называют рудой. В против-

ном случае, это «пустая порода», которая станет рудой при дальнейшем развитии науки о металлах.

По распространению железо занимает одно из ведущих мест в рудах магматического и осадочного происхождения. Поэтому ему всегда будет уделяться большое внимание, так как сплавы на основе железа (чугуны и стали) до сих пор являются «становым хребтом» цивилизации.

Однако к настоящему времени ресурс свойств чугуна и углеродистой стали остается далеко не выработанным. Неумение получить более высокие свойства их вылилось в особый раздел современных материалов – легированные сплавы на основе Fe–C.

Легирование с нарастающей скоростью повышает стоимость сплавов, что в конечном итоге оправдывает поиск других материалов с требуемыми свойствами (керамических, на основе нитрида бора и других – часто экзотических), стоимость которых еще выше.

Легированные чугуны и стали практически вытеснили из сферы производственной деятельности нелегированные железоуглеродистые сплавы.

Это произошло в связи с недостаточностью, а часто полным отсутствием, основополагающих знаний о сущности формирования их свойств.

Первой причиной такого положения является недоработка самого главного – диаграммы состояния Fe–C (рисунок 1).

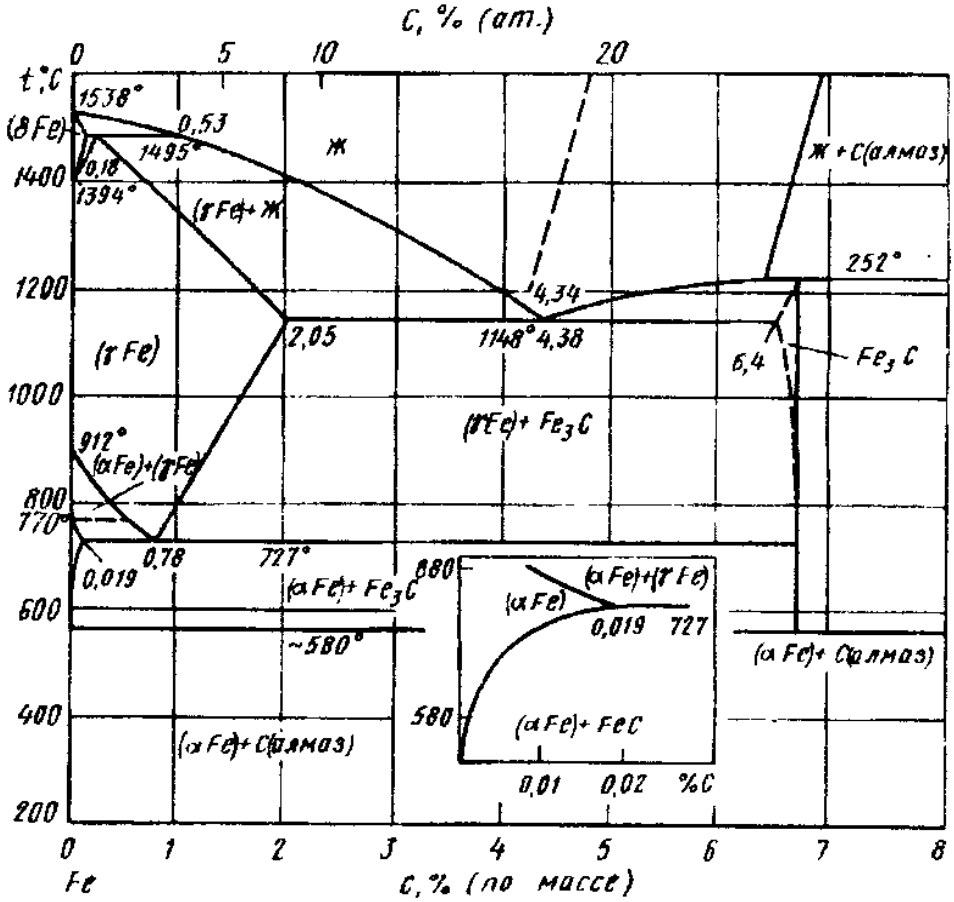


Рисунок 2 – Диаграмма состояния Fe–C [1]

Различные действия в этом плане упускают положение о том, что все фазовые и структурные составляющие ее полностью определяются присутствием неучитываемых элементов – водорода, азота и кислорода [1].

Это несправедливо, хотя бы потому что вся металлургия работает в атмосфере Земли. Атмосфера эта составляет кокон, отделяющий нас от открытого Космоса, но, в то же время, состоящий из воздуха и водяного пара, так как 2/3 суши Земли занято водой с вытекающими отсюда последствиями («круговорот», дожди, грозы, молнии и пр.). Поэтому атмосферу Земли (кокон) надо называть на техническом языке атмосферой водяного пара (АВП).

Общеизвестно, что влажный водяной пар является основным поставщиком водорода в металлы и сплавы.

Другими словами, все, что производится в металлургии с применением плавления, содержит водород, поглощенный из АВП.

Согласно [2] все металлы состоят из H^{+}, H^{-} и $H^{\pm}$, но эти водороды являются лишь конструкцией металла. Эта конструкция гармонична и обычно представляется как «идеальное кристаллическое построение», имеющее вид «идеальной кристаллической решетки». Металлы идеального построения взаимодействуют между собой также гармонично. Эта гармония выражается в виде равнобедренного треугольника и в виде упрощенной диаграммы состояния с неограниченной растворимостью – «сигары».

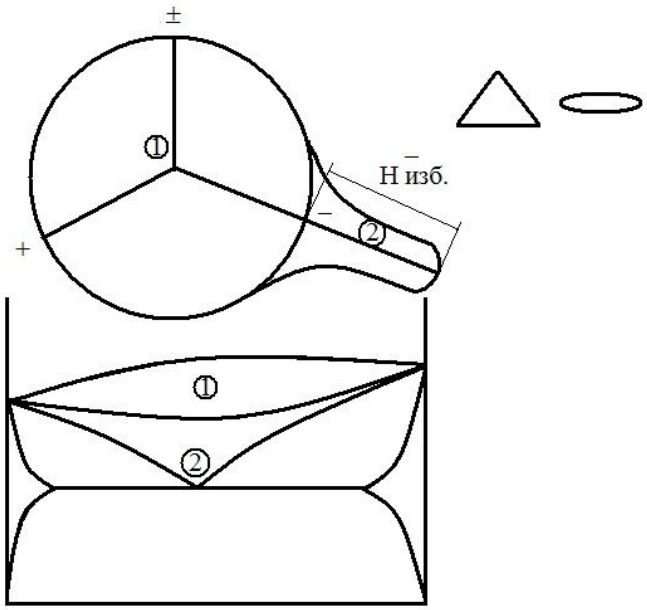
$H^{-}_{изб}$ (АВП) есть всегда, так как всегда есть влажная атмосфера Земли. Всё, что рождается на Земле, в том числе металлы и сплавы, содержит водород и две его разновидности – азот и кислород, составляющие эту атмосферу. Именно такой водород в трех лицах формирует все свойства земных металлов и сплавов в следующем порядке: вакансия… скопление вакансий… дислокация… скопление дислокаций… граница зерна… мелкие выделения (эвтектика)… крупные выделения (первичные кристаллы)… трещина.

Поглощенный из земной атмосферы (АВП) жидкими и твердыми металлами и сплавами водород $H^{-}_{изб}$ нарушает эту гармонию. Это, в свою очередь, создает дефектность их строения, а потому все земное, сделанное руками человека-металлурга на Земле, имеет дефектное построение по сравнению с идеальным космическим (рисунок 2). Как следствие этого, реальные свойства металлов и сплавов ($\sigma_{реал}$) существенно ниже теоретических ($\sigma_{теор}$), что объясняется дефектностью «кристаллического построения» из-за «химической» и «физической» неоднородностей, обусловленных присутствием $H^{-}_{изб}$ (АВП).

Такое формирование структуры металлов и сплавов отражается в виде многочисленных диаграмм состояния (эвтектических, перитектических, монотектических, синтектических и др.). Попытки избавиться от АВП и перейти к вакуумной металлургии не увенчались успехом из-за технических трудностей получения хотя бы среднего вакуума (10^{-6} – 10^{-8} мм рт. ст.) в промышленных условиях, тогда как в Космосе оно составляет 10^{-16} мм рт. ст.

Известно также, что применение вакуумной обработки даже с высоким остаточным давлением (10^{-2} – 10^{-3} мм рт. ст.) уменьшает «химическую» не-

однородность в железе и стали [3].



1 – Космическое (вакуум), 2 – Земное (АВП)
Рисунок 2 – Гармоничное и ангармоничное взаимодействие химических элементов

Исходя из положения о ведущей роли водорода и на основании водородной платформы ПСЭ [4, 5] нами проведен ряд практических действий, позволивших более глубоко выработать ресурс свойств Fe–C сплавов.

Доменный чугун. Получение его предусматривает использование водорода. Топливом для домны служат вещества, представляющие собой углеводороды (природный газ, коксовый газ, сырая нефть, мазут, каменноугольная смола). Основное топливо доменной печи – кокс, содержащий, %: 60 – 80 C, 0,4 – 0,7 S, 2 – 6 влаги. Кокс сгорает в горне под действием кислорода дутья, в результате его сгорания образуются газы, необходимые для плавления чугуна и шлака. Основной реакции горения $2C + O_2 = 2CO$ соответствует следующий состав газа в горне печи: 34,7 % CO, 65,3 % H_2. Этот газ распространяется внутрь и вверх, отдавая тепло шихтовым материалам и взаимодействуя с ними как восстановитель. Таким образом, в науке о получении чугуна и стали произошел переход от полного игнорирования участия водорода в доменном процессе к признанию его роли наравне с монооксью углерода.

Разработана большая серия способов обработки расплава, полностью удаляющих выделения графита и резко повышающих свойства чугуна в твердом состоянии. Следует отметить, что во всей мировой практике до настоящего времени для удаления выделений графита в чугун вводят большое количество легирующих элементов (часто десятки процентов). Доменный чугун без выделений графита не содержит легирующих элементов, но, как и

легированные белые чугуны, имеет высокие механические свойства, износостойкость, жаростойкость, жаропрочность, коррозионную стойкость и меньшие, по сравнению со многими другими чугунами, линейное расширение и плотность [6]. Применение такого чугуна может быть самым разнообразным: металлообрабатывающий инструмент (литой и деформированный), шары для помола, решетки, колосники, валки для прокатки, подины термических печей, сопла гидромониторов, билы, матрицы для металлических расплавов, втулки, насосы для перекачки сред с абразивными частицами, направляющие, ролики, броневые плиты и многое другое (рисунок 3). Установлена способность этого чугуна деформироваться без графитизации с получением качественных заготовок. Имеются результаты, указывающие на возможность получения весьма низких значений коэффициента линейного расширения при температурах испытания 50 – 100 °С.

слева направо: наплавочный электрод, било, шары для помола,
отрезной токарный резец, фреза, колосник

Рисунок 3 – Некоторые примеры изделий из нелегированного доменного чугуна

Таким образом, доменный чугун, ведущую роль в формировании свойств которого играет водород, может стать весьма перспективным материалом.

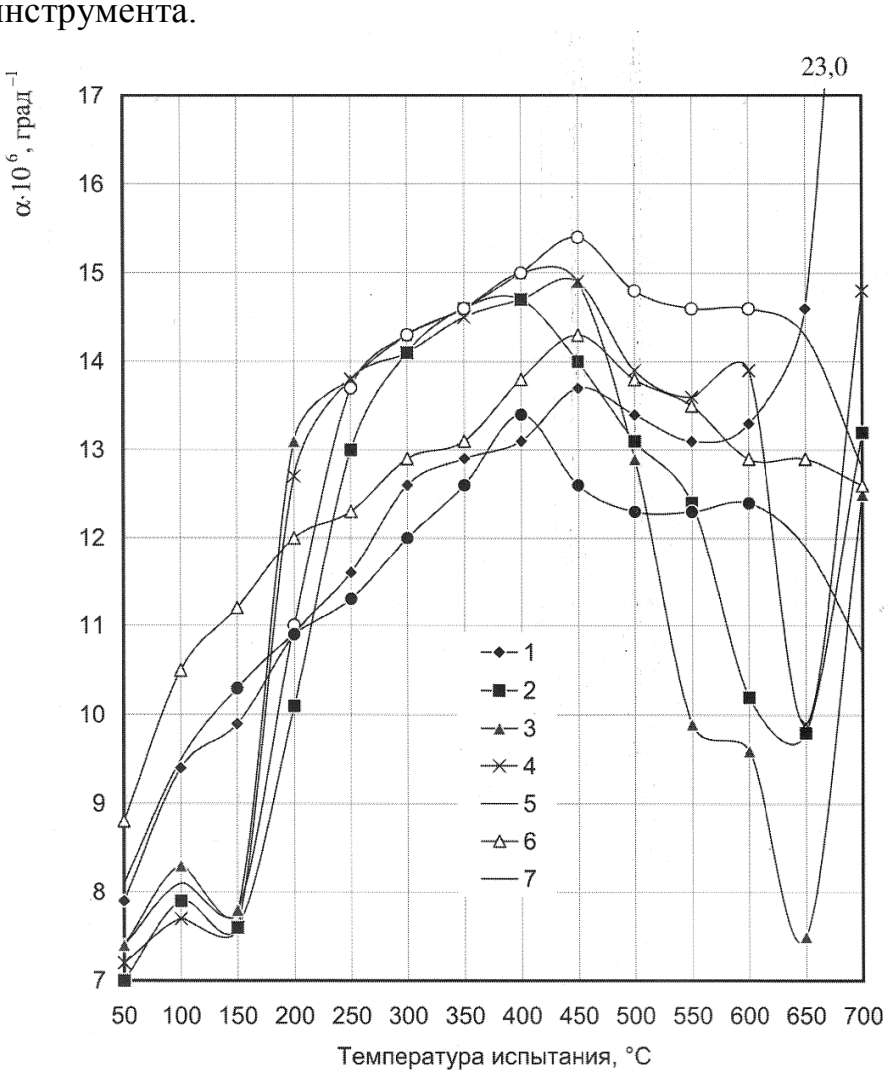
Рассматриваемый в настоящей работе чугун получают переплавом доменного передельного чугуна, обработкой расплава и последующей кристаллизацией с любой скоростью. Легирование в данном случае полностью устранено. Поэтому в отличие от общепринятого термина «белый» чугун (имеется в виду переплавленный высоколегированный доменный чугун) авторами для полученного ими чугуна без легирования предложено название доменный чугун без выделений графита (ДЧБВГ).

Большое количество сведений о возможности получения ДЧБВГ позволяет сделать заключение, что литой и деформируемый инструментальный

чугун – реальное техническое событие в ближайшее время. Один из важнейших факторов, определяющих работоспособность инструмента – тепло- и красностойкость (подраздел жаропрочности).

Один из тонких методов оценки жаропрочности - определение теплового коэффициента линейного расширения (ТКЛР), который у ДЧБВГ такой же или ниже, чем у специальных сплавов на основе Fe–Ni.

Сравнение с быстрорежущей сталью. Полученные в работе многочисленные результаты свидетельствуют о том, что по значениям ТКЛР в перспективе ДЧБВГ может быть заменителем стали Р6М5. Результаты определения ТКЛР (рисунок 4), полученные для чугуна, прутковых заготовок и литой фрезы из Р6М5 после стандартной термической обработки (ОАО «Томский инструмент»), позволяют считать, что чугун по ТКЛР соответствует тем значениям, которые обеспечивают качественную работу быстрорежущего инструмента.



1 – чугун без обработки; 2 – 1350 °С ↔ 1550 °С, 5 циклов;
3 – 1350 °С ↔ 1550 °С, 5 циклов + 250 °С, 20 ч; 4 – то же + 12 ч при -20 °С;
5 – то же + 48 ч при -20 °С; 6 – Р6М5 деформированная; 7 – Р6М5 литая

Рисунок 5 – Линейное расширение термоциклированного доменного чугуна и стали Р6М5

Сравнение с инварами. До настоящего времени совершенствуются и расширяются составы инварных сплавов. Наибольшее внимание уделено легированию. Прежде всего, увеличивается количество C, N, Be, Hf, B, Nb и Ta. Появились сплавы с 20 – 25 % палладия и платины. Новым направлением стало легирование легкоплавкими элементами (In, Pb, Bi, Te и др.). Однако высокое содержание легирующих элементов, последующая горячая пластическая деформация и термическая обработка часто не обеспечивают низкий ТКЛР при температурах испытания 50 – 100 °С. В настоящее время актуально изыскание материалов, не содержащих дорогих элементов и не требующих дорогой технологии, но имеющих такой же ТКЛР в литом состоянии. Одним из них может быть ДЧБВГ. Результаты подтверждают это положение [7].

Сравнение с легированными специальными чугунами. Ниже приведены справочные данные по плотности и ТКЛР некоторых типов специальных легированных чугунов (таблица 1).

Поэтому доменный чугун с самым низким ТКЛР может быть достойным конкурентом специальным чугунам, содержащим большое количество легирующих элементов. Существует тесная связь между микроструктурой, ТКЛР, износостойкостью и коррозионной стойкостью: чем больше в структуре цементита, тем ниже ТКЛР и выше износостойкость; чем больше в структуре перлита, тем выше этот коэффициент и ниже коррозионная стойкость.

Таблица 1 – Плотность и линейное расширение специальных легированных и доменного нелегированного белых чугунов

Чугун	$\gamma \cdot 10^3$, кг/м^3	$\alpha_{50\text{-}100} \cdot 10^6$, град$^{-1}$
ЖЧС-5,5	6,9 – 7,2	12 – 14
ЖЧЮ-22; ЖЧЮШ-22 (чугаль)	5,6 – 6,0	16 – 20
ЖЧХ-30	7,3 – 7,6	9 – 10
4Н15Д7Х2 (нирезист)	7,4 – 7,6	17 – 19
ДЧБВГ	7,7	6,9

В условиях ОАО «Томский инструмент» была изготовлена опытная партия слитков из передельного чугуна КМК с полностью удаленным графитом. Впоследствии из этих слитков по принятой на заводе технологии была получена партия сверл большого диаметра (рисунок 5).

В условиях Кузнецкого машиностроительного завода (г. Новокузнецк) была изготовлена партия токарных резцов и ножей для наборных фрез. Термическая обработка литого инструмента позволила выявить возможность повышения твердости до 65–67 HRC. Такую твердость можно получить в чугунах, содержащих десятки процентов хрома, кремния и никеля (Х28Н2С2Л).

Рисунок 5 – Сверло из доменного нелегированного белого чугуна

В условиях Юргинского машиностроительного завода в печах различной емкости (индукционная – 380 кг и электродуговая – 5 т) переработан доменный чугун КМК и ЗСМК. Из переработанного чугуна КМК были залиты 24 крупногабаритные отливки для газоочистки Абагурской аглофабрики. Эти отливки в условиях газоочистки подвергались эксплуатации в течение 2,5 лет. Демонтаж газоочистного устройства при текущем ремонте показал полное отсутствие нарушений их поверхности, тогда как в отливках из обычно применяемого чугуна обнаружены сквозные отверстия. Из другой партии переработанного чугуна ЗСМК изготовлена большая серия наплавочных электродов и различных других изделий. Все они показали более высокие свойства по сравнению с изготовляемыми по принятой технологии. Например, электроды из белого нелегированного чугуна применялись для наплавки стрельчатых лап изделия «Конкорд» в Новокузнецком сельском районе. Качество наплавленных слоев, полученных с помощью ДЧБВГ, гораздо выше, чем у получаемых с помощью сплава сормайт-1 (белый чугун, содержащий 46 % легирующих элементов).

Токарные резцы из ДЧБВГ в сыром состоянии при резании ДСП (наиболее распространенный композиционный материал для изготовления мебели) показали более высокую стойкость по сравнению с резцами из быстрорежущей стали Р6М5.

УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ. Именно на ее примере изучается влияние водорода и азота, которые вводят в нее специально, как бы насильственно. Поскольку в углеродистой стали из двух фаз (феррита и цементита) основной является цементит, то его количество, форма и характер распределения

определяют все ее естественные свойства. До настоящего времени общепринято мнение, что цементит – это химическое соединение железа с углеродом (Fe_3C). Если это так, то совершенно непонятно резкое различие в термической стойкости первичного Fe_3C_I, вторичного Fe_3C_{II} и третичного Fe_3C_{III} цементитов. В этом случае свойства химического соединения не должна определять температура, при которой оно выделяется. Каждое вещество при стехиометрическом составе должно иметь свои четко определенные свойства. С позиций водородной платформы основная фаза в углеродистой стали – Fe_3 (C H N O). Пионером в этой области является Л.С. Ляхович, который считал: «В карбиде железа Fe_3C, как уже указывалось, ограниченно растворены скрытые примеси - кислород и азот. Следовательно, более правильной формулой цементита с этих позиций будет Fe_3 (C N O)» [8]. Именно поэтому увеличивается термостойкость цементита – от третичного до первичного, т.к. в нем повышается количество азота и кислорода. Общеизвестно, что азот и кислород повышают термостойкость веществ, а водород ее снижает. С такой точки зрения следует, что компоненты цементита при деформации и термообработке углеродистой стали в различной мере могут переходить в железо, образуя твердый раствор углерода, водорода, азота и кислорода в γ-Fe (аустенит). Такой легированный аустенит при закалке превращается в легированный мартенсит. Отсюда объективная формулировка того, что определяет структуру и свойства любой стали: мартенсит – это пересыщенный твердый раствор элементов внедрения (C, H, N, O) в основе. В данном случае – в железе. Такое определение мартенсита соответствует тому факту, что давно уже известно более 300 систем, где происходит мартенситное превращение, а железа и углерода там нет. В [9] отмечено, что: «Если ранее можно было говорить, что мартенситные превращения это сравнительно узкая область исследований твердого тела, касающаяся своеобразных структур, возникающих при закалке сталей, то в настоящее время есть основание утверждать, что это широкий класс явлений, встречающийся как в металлических, так и в неметаллических твердых телах». Однако до сих пор в учебной литературе по Fe-сплавам упорно живет формулировка – мартенсит есть пересыщенный твердый раствор углерода в α-Fe. Это было правильно на этапе становления науки о металлах, а сейчас это – путы, которые мешают идти вперед. Таких примеров в науке о Fe-сплавах много, и благодаря им родилось и до сих пор процветает легирование, хотя ресурс свойств углеродистой стали далеко еще не выработан. Исходя из изложенных представлений, нами разработан ряд приемов деформации труднодеформируемых металлов и сплавов, а также термообработки. С их помощью можно получить такие сочетания прочности и пластичности, коррозионную стойкость и физические свойства, которые ранее получались только с помощью легирования.

Например, термоциклированная тонколистовая углеродистая сталь с 0,13 % С имеет малые потери на перемагничивание, высокую коррозионную и трещиностойкость. С помощью изложенных представлений в условиях ОАО «ЗСМК» получена сварочная проволока из стали 08А, которая дает по

качеству такие же сварные соединения, которые обычно получают при использовании проволоки из стали 08Г2С.

В таблице 2 приведены некоторые результаты по влиянию закалки (950 °С, 0,5 ч, вода) малоуглеродистой стали, которая традиционно считается совершенно не упрочняемой при закалке и пригодной для эксплуатации лишь в качестве цементуемой.

Таблица 2 – Механические свойства малоуглеродистой термоциклированной стали

Содержание углерода, %	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ,%
	МПа		
0,11	350/ 1025	300/900	11,5/7,5
0,12	360/ 1120	300/960	9,8 /6,8
0,18	520/1120	420/960	6,6/5,0
Примечание. В числителе – после термоциклической деформации (ТЦД), в знаменателе – после ТЦД и закалки.			

Результаты заводских испытаний показывают, что такая сталь может иметь большое будущее в качестве легко штампуемой и, в отличие от остальных, – упрочняемой при закалке. Такая сталь с содержанием углерода 0,07 – 0,12 %, имеющая самую низкую стоимость и прекрасные технологические свойства (штампуемость, свариваемость) с последующим сильным упрочнением в результате закалки является прекрасным образцом для применения в качестве автомобильного листа и судового листа.

Образование пересыщенного раствора водорода в стали 45 позволяет после закалки с 760 °С и отпуска при 200 °С получить: σ_B = 2000 – 2300 МПа; δ = 11 – 13 % и ψ = 40 – 45 %. Это уровень свойств высоколегированной броневой стали.

Изложенная водородная платформа металлургии позволяет поднять на более высокий уровень свойства железных сплавов без применения дорогостоящего легирования.

Такое положение о формировании свойств чугуна и стали ведет свое начало с 1815 года, когда врач и химик У. Праут выдвинул гипотезу о том, что все металлы состоят из водорода. После накопления значительного практического материала уже в 1943 году Э. Гудремон отметил, что «очевидно, однако, водород действует и как легирующий элемент: повышает прокаливаемость стали и стабилизирует аустенит» [10].

В 1956 году Геллер и Так-Хо-Сун установили, что водород является аустенитообразующим элементом.

В.И. Шаповалов первым защитил докторскую диссертацию и получил диплом на открытие по тематике, предусматривающей ведущую роль водорода в развитии различных процессов в жизни металлов и планеты Земля. Им же впервые разработаны положения по водородистому мартенситу в стали, то есть по мартенситу, образуемому водородом [11].

И уже совсем недавно, 6 марта 2014 г. в НИТУ «МИСиС» мировая научная элита собиралась на Международный научный совет университета для открытия нового и уникального для российской науки и образования механизма роста международного признания ВУЗов. На этом форуме профессором кафедры Материаловедения и металлургии Кембриджского университета (Великобритания) Гарри Бхадешиа была прочитана лекция по теме водорода в сложных микроструктурах. Результатом работ по водороду в стали стало создание технологии производства супербейнита, уникально сочетающего повышенную прочность и твердость с высокой пластичностью. Им отмечено, что такой материал может быть использован в качестве брони. При добавлении в сталь добавок кремния и получения водородистого супербейнита сталь пригодна для изготовления рельсов. Рельсы из бейнитной стали, произведенной по технологии проф. Бхадешиа, проложены под Ла-Маншем, а также по всей Великобритании и во многих странах Евросоюза.

Это еще раз подтверждает правомочность изложенных в настоящей работе положений по перспективе развития чугуна и стали с ведущей ролью водорода в формировании их свойств.

Библиографический список

1. Жуков А.А. Стабильные и метастабильные фазы в материалах / А.А. Жуков // труды ИМП АН УССР. – Киев, 1987. – С. 58 – 70.
2. Физика космоса. Маленькая энциклопедия / гл. редактор Р.А. Сюняев. – М.: «Советская энциклопедия», 1986. – 783 с.
3. Линчевский Б.В. Вакуумная металлургия стали и сплавов / Б.В. Линчевский. – М.: Металлургия, 1970 – 258 с.
4. Афанасьев В.К. Некоторые итоги и перспективы металлургии / В.К. Афанасьев // Литейное производство. – 2000. – №3. – С.3-5.
5. Афанасьев В.К. Водородная платформа периодической системы элементов / В.К. Афанасьев // Металлургия машиностроения. – 2011. – № 2 – С. 21 – 26.
6. Доменный чугун – металл будущего / В.К. Афанасьев, С.А. Гладышев, Л.А. Годик [и др.]; под научн. ред. В.К. Афанасьева.– Кемерово: Кузбассвузиздат, 2005. – 343 с.
7. Афанасьев В.К. Доменный чугун – новый материал для машиностроения / В.К. Афанасьев, Г.В. Щербединский, М.В. Чибряков [и др.] // Металлургия машиностроения. – 2003. – № 5. – С. 20 – 22.
8. Ляхович Л.С. Специальные стали / Л.С. Ляхович. – Минск: Выш. шк., 1985. – 208 с.
9. Мартенситные превращения // Доклады международной конференции «ICOMAT-77» (Киев, 16–20 мая 1977 г.). – 1977. – 300 с.
10. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон : в 2 т; т. 2 : пер. с нем. – М. : Металлургия, 1966. – 1274 с.
11. Афанасьев В.К. Прогрессивные способы повышения свойств доменного чугуна / В.К. Афанасьев, Р.С. Айзатулов, Б.А. Кустов, М.В. Чибряков.– 1999. – 258 с.

УДК 621.793.184:621.762.8

УПРОЧНЕНИЕ КАРБИДОВОЛЬФРАМОВЫХ ТВЁРДЫХ СПЛАВОВ: МИРОВЫЕ И ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ, НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И РЕЗУЛЬТАТЫ*

ОСКОЛКОВА Т.Н.[1], НИКОЛАЕВ В.В.[2], ГЕРШ В.Ф.[2]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
[2]ФГУП «Омское моторостроительное объединение им. П.И. Баранова», г. Омск

Приведены результаты исследований твердого сплава ВК8 с двухэлементным ионно-плазменным покрытием (Ti, Zr)N. Установлено, что нанесение данного покрытия приводит к повышению поверхностной твёрдости до 39000 МПа и износостойкости и этого сплава.

Ключевые слова: карбидовольфрамовые твёрдые сплавы, ионно-плазменное покрытие, нанотвёрдость, износостойкость.

Твёрдые сплавы типа ВК8, ВК10 обычно используют при механической обработке труднообрабатываемых металлов и сплавов при низкой скорости резания, где влияние температуры исключено. При более высокой температуре карбидовольфрамовый инструмент изнашивается из-за адгезии между режущим и обрабатываемым материалом, поэтому при высоких скоростях резания применяют режущий инструмент на основе карбида титана. Карбид титана отличается низкой растворимостью в кобальте по сравнению с карбидом вольфрама и в меньшей степени склонен к диффузии, поэтому даже при высоких температурах затрудняется его сваривание со стальной движущейся стружкой. Вместе с тем, существует мнение, что карбид титана снижает уровень внутренней связи элементов, что обусловливает снижение прочностных свойств при сжатии, изгибе, уменьшении вязкости твёрдого сплава в целом и самой режущей кромки [1].

В этой связи одним из эффективных путей решения этой задачи является создание износостойких покрытий на неперетачиваемых режущих пластинах из твёрдых сплавов группы ВК. Применение таких покрытий создаёт целый ряд преимуществ по сравнению с резцами без покрытий: повышение срока службы режущего инструмента; сокращение количества резцов, подлежащих замене; уменьшение потребности в дорогих материалов – вольфраме, кобальте; повышение производительности режущего инструмента за счёт интенсификации процесса обработки; улучшение качества и точности обрабатываемых деталей; снижение стоимости обработки.

На основании систематизации литературных данных и анализа специ-

* Работа выполнена в Сибирском государственном индустриальном университете в рамках проектной части государственного задания Минобрнауки России № 11.1531.2014/ К.

альной технической литературы установлено, что основным наносимым покрытием является карбид титана, карбонитрид титана, нитрид титана и карбид титана + оксид алюминия, обладающие высокими температурой плавления и твёрдостью [2 – 6]. Толщина покрытий колеблется от 3 до 20 мкм.

Набор материалов, используемых для создания трибологических покрытий, известен и ограничен. В наибольшей степени требованиям к покрытиям для увеличения износостойкости удовлетворяют соединения тугоплавких d-переходных металлов IV–VI, что обусловлено особенностями их кристаллического строения. Для соединений металлов IV группы (Ti, Zr, Hf) характерно образование тугоплавких соединений с элементами внедрения (B, C, N, O) достаточно простой структуры. Металлы V группы (V, Nb, Ta) и VI группы (Cr, Mo, W) Периодической таблицы элементов Д.И. Менделеева имеют больший атомный радиус, поэтому образуют соединения более сложной структуры с большим числом фаз. Практически все соединения металлов IV–VI групп имеют чрезвычайно высокую термодинамическую устойчивость, тугоплавкость, твёрдость, поэтому при нанесении на рабочие поверхности инструмента они обеспечивают значительный рост износостойкости. Кроме того, большинство соединений переходных металлов имеют широкую область гомогенности, что позволяет в зависимости от содержания в них элементов внедрения B, C, N, O в достаточно большой степени изменять их физико-механические свойства. Последнее обстоятельство очень важно с точки зрения возможности варьирования свойств покрытий в зависимости от условий применения режущего инструмента.

В твердый слой могут входить тугоплавкие металлоподобные соединения (карбиды, нитриды, бориды металлов переходной группы), неметаллические тугоплавкие соединения (кубический BN, BC), тугоплавкий оксид Al_2O_3. Нитриды, карбиды и бориды металлов TiN, TiC, CrN, TiBN, TiSiN, MoC и др. характеризуются высокой твердостью, жаропрочностью, а по структурному составу могут иметь наноструктурное строение пленки [7]. Такие твердые покрытия относительно большой толщины могут иметь высокие внутренние напряжения, приводящие к их отслаиванию и появлению трещин. Поэтому целесообразно использовать тонкие, либо многослойные и градиентные покрытия. В многослойных покрытиях слои нитридов, карбидов чередуются. Поэтому возможен относительно плавный переход от металлической подложки к более твердому слою нитрида металла и обратно.

В нашей стране выпускаются твёрдосплавные пластины с покрытием из карбида титана и нитрида титана [1]. Выбор данных соединений в качестве материалов износостойких покрытий можно объяснить их удовлетворительными эксплуатационными свойствами, а также освоенной технологией нанесения. Применение данных покрытий даёт снижение коэффициента трения в паре со сталью в 1,5 – 2 раза.

Действие наиболее распространённых покрытий из карбида титана и нитрида титана объясняется тем, что TiC, TiN обладают высокой энергией связи решётки, высокой температурой плавления и твёрдостью. Кроме высо-

кой твёрдости TiC и TiN имеют большую термодинамическую устойчивость по отношению к металлам группы железа, чем монокарбид вольфрама WC. Это вызывает меньшее диффузионное взаимодействие резца со сталью и чугуном. Естественно, что это снижает и температуру в зоне контакта резца с деталью [1].

Однако покрытия из TiC и TiN не лишены недостатков, главный из которых – невозможность обработки титановых и других труднообрабатываемых сплавов, а также резкое снижение защитных свойств покрытий при высоких скоростях резания из-за их невысокой теплостойкости.

Оценивая результаты опытов по использованию износостойких слоёв на твёрдых сплавах, необходимо отметить, что свойства таких покрытий будут зависеть от метода их нанесения. К твёрдосплавному инструменту применяют различные способы нанесения покрытий с целью повышения поверхностной твёрдости, одними из них являются ионно-плазменные покрытия [8].

В этой связи представляет интерес введение в состав ионно-плазменного покрытия TiN циркония и изучение свойств (Ti, Zr)N покрытия на твёрдом сплаве ВК8, так как предположительно цирконий должен повышать теплостойкость, снижать хрупкость при одновременном повышении твёрдости покрытия [1, 9].

Получение двухэлементного ионно-плазменного (Ti, Zr)N покрытия возможно двумя способами: 1) используя раздельные катоды из титана и циркония; 2) используя составные катоды [9].

В первом случае два катода из титанового сплава расположены в камере установки друг против друга, а катод из циркониевого сплава – между ними (рисунок 1). Покрытия, полученные из раздельных катодов, являются двухфазными, не наблюдается одного твёрдого раствора (Ti, Zr)N постоянного состава. Одновременно в покрытии присутствуют две ГЦК фазы, близкие по составу нитриду титана и нитриду циркония. Наличие двух фаз свидетельствует о слоистости структуры покрытия [9]. Меньшая величина коэффициента отслоения для покрытий, полученных из раздельных катодов, объясняется наличием в них микрослоистости, которая, несмотря на высокую микротвёрдость данных покрытий, сдерживает в нём процессы трещинообразования и отслоения покрытий.

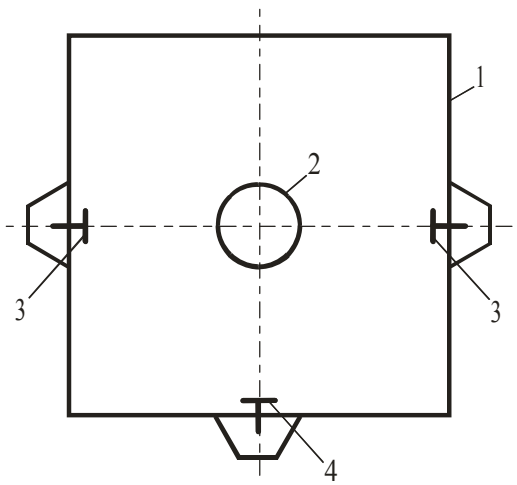
Во втором случае для нанесения двухэлементных покрытий можно использовать составные электроды. Покрытия, полученные таким способом, по своим структурным параметрам и механическим свойствам отличаются от аналогичных покрытий, полученных из раздельных катодов, в частности, покрытие на основе титана и циркония (Ti, Zr)N, полученное из составных катодов, является однофазным [9].

Из вышеизложенного следует, что для нанесения ионно-плазменного (Ti, Zr)N покрытия на твёрдый сплав ВК8 с целью повышения поверхностной твёрдости и износостойкости, целесообразно применять технологию, используя раздельные катоды титана и циркония. При этом максимальное

увеличение микротвёрдости по мнению автора [9] должно наблюдаться при соотношении этих элементов 50 % Ti + 50 % Zr. Данное соотношение элементов должно приводить к снижению коэффициента отслоения и, следовательно, наибольшей прочности сцепления с основой.

Как показал анализ литературных источников, существуют данные по изучению свойств ионно-плазменных покрытий из нитрида титана TiN на поверхности карбидовольфрамовых твёрдых сплавов, а также многослойного покрытия состава TiC + TiN. Однако отсутствуют работы по изучению свойств двухэлементных ионно-плазменных (Ti, Zr)N покрытий на сплаве ВК8, поэтому это и явилось целью настоящих исследований [10, 11].

Для исследования использованы твёрдосплавные пластины из сплава ВК8, выпускаемые по ГОСТ 3882-74, производства ОАО «Кировоградский завод твёрдых сплавов», на которые были нанесены двухэлементные ионно-плазменные (Ti, Zr)N покрытия из раздельных катодов титана и циркония при соотношении этих элементов 50 % Ti + 50 % Zr, при этом два катода из титанового сплава расположены в камере установки друг против друга, а катод из циркониевого сплава – между ними (рисунок 1).



1 – корпус; 2 – стол; 3 – катоды из титана; 4 – катод из циркония

Рисунок 1 – Схема установки для нанесения двухэлементного ионно-плазменного (Ti, Zr)N покрытия из раздельных катодов

Подтверждением использования раздельных электродов при нанесении ионно-плазменных покрытий послужили результаты рентгеноструктурного анализа (рисунок 2). Согласно этим результатам выявлены две фазы TiN и ZrN с ГЦК решётками, близкими по составу соответственно нитриду титана и нитриду циркония.

Исследование особенностей структуры твёрдого сплава после нанесения на него ионно-плазменного покрытия осуществлялось с помощью оптического микроскопа OLIMPUS-GX 50 и растрового электронного микроскопа «Philips XL-30». Металлографические исследования поперечных шлифов

(рисунок 3) показали, что нанесенные (Ti, Zr)N ионно-плазменные покрытия толщиной 15 мкм на твёрдосплавные пластины ВК8 не приводят к образованию микротрещин как в самом покрытии, так и на его границе с основой сплава. Наличие двух фаз TiN и ZrN свидетельствует о микрослоистости структуры покрытия (рисунок 2), что по мнению Табакова В.П. [9] позитивно отразится на эксплуатационных свойствах.

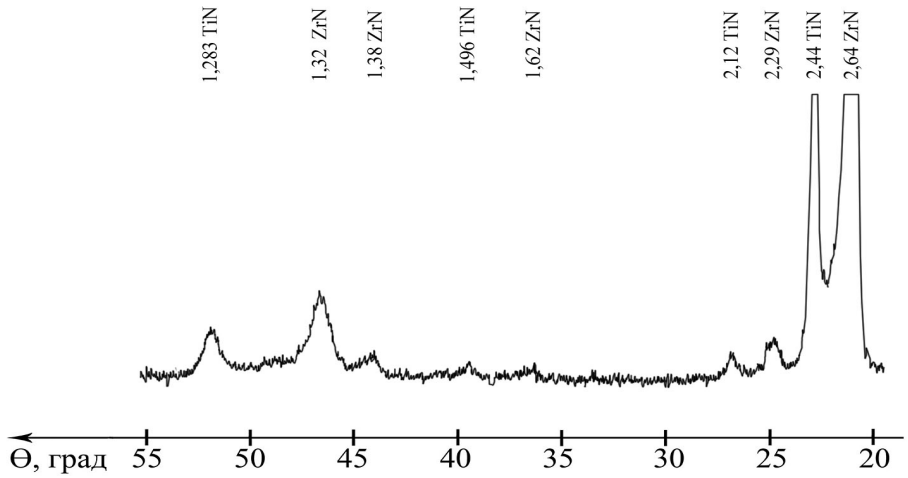


Рисунок 2 – Фрагмент дифрактограммы сплава ВК8 с ионно-плазменным покрытием состава (Ti, Zr)N

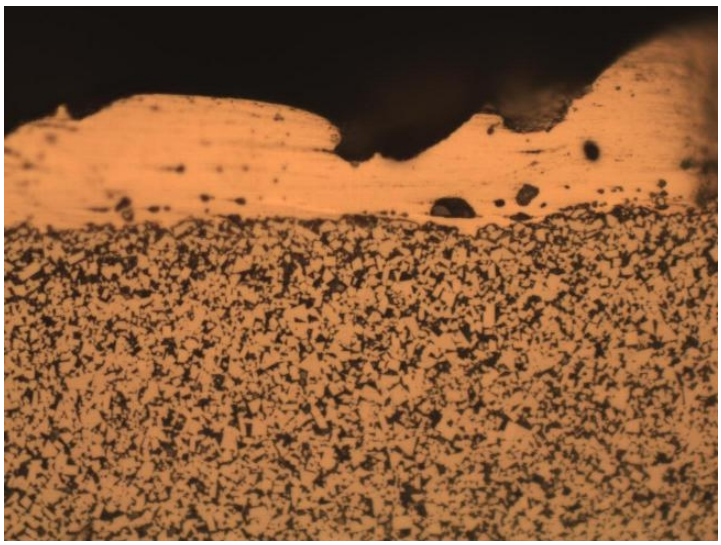
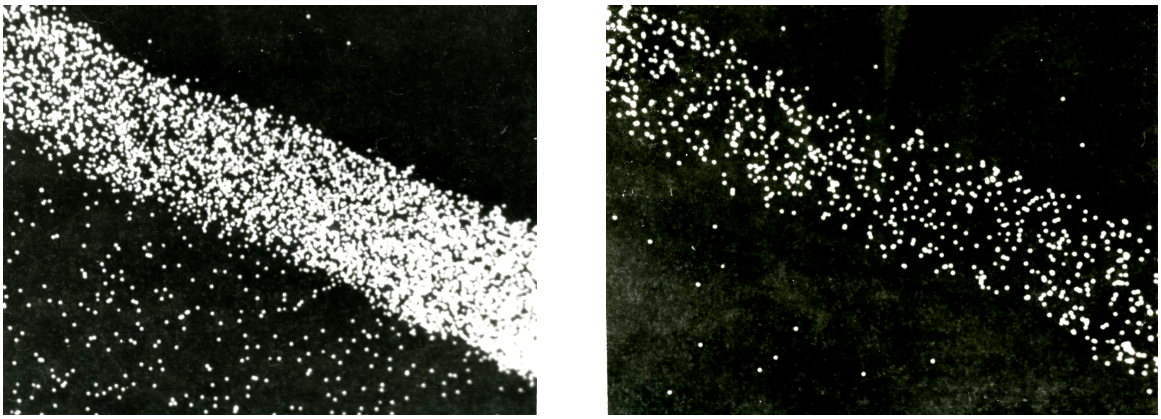


Рисунок 3 – Микроструктуры твёрдого сплава ВК8 с ионно-плазменным покрытием (Ti, Zr)N, ×1000

Распределение элементов в покрытии на сплаве, представленное на рисунке 4, подтверждает их равномерность.

Для определения поверхностной твёрдости сплава ВК8 с ионно-плазменным покрытием применялся метод наноиндентирования (кинетической твердости), который заключается в непрерывном вдавливании инденто-

ра с алмазным наконечником с изменяющейся, действующей на него, нагрузкой P в упрочнённый поверхностный слой на глубину h с непосредственной записью зависимости P(h). Наноиндентирование производилось на приборе «Nano Hardness Tester». Результаты наноиндентирования представлены в таблице 1 (данные по TiN покрытию взяты из [9]).



а б

Рисунок 4 – Микроструктура сплава ВК8 с ионно-плазменным (Ti, Zr)N покрытием в характеристических рентгеновских излучениях титана (а) и циркония (б) ×1000

Таблица 1 – Свойства износостойких покрытий

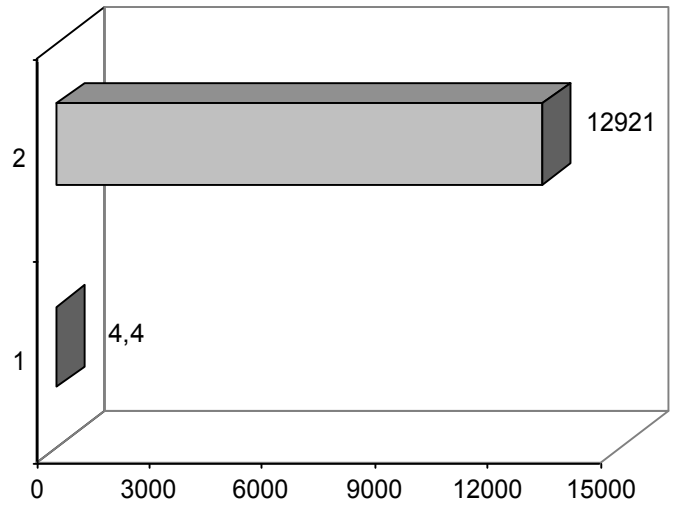
Свойства	Покрытия	
	TiN	(Ti, Zr)N
Нанотвёрдость, МПа	31450	38499
Модуль Юнга, ГПа	307,00	511,67

Введение в состав покрытия TiN легирующего элемента – циркония приводит к существенному изменению его механических свойств: нанотвёрдость увеличивается на 22 – 23 %, модуль Юнга E – на 66 – 67 %. Увеличение значений модуля Юнга свидетельствует о повышении энергии связей между атомами и, следовательно, прочности материала покрытия.

Трибологические испытания образцов с ионно-плазменными (Ti, Zr)N покрытиями проводились с помощью высокотемпературного трибометра «PC-Operated High Temperature Tribometer» при комнатной температуре. Износ образцов с покрытием определялся путем измерения площади трека после испытаний, образованного в результате действия неподвижного алмазного индентора на вращающийся образец при нагрузке 3 Н, числе оборотов 12000, линейной скорости движения 2,5 см/с. Для сравнения аналогичные испытания проводились на исходных образцах при таких же параметрах, но количество оборотов было 4000 (меньше в 3 раза).

Трибологические испытания образцов с ионно-плазменным покрытием показали, что площадь сечения трека изношенных образцов на сплаве ВК8 – 4,4 мкм^2, на сплаве без покрытия – 12921 мкм^2 (рисунок 5). Коэффи-

циенты трения (μ) сплава ВК8 с ионно-плазменными покрытиями после приработки устанавливается на значении 0,07 по сравнению с коэффициентом трения исходного образца, равном 0,41.



Площадь поперечного сечения канавки износа, мкм^2

1 – сплав ВК8 с ионно-плазменными (Ti, Zr)N покрытием;
2 – исходный образец
Рисунок 5 – Площади износа образцов

Высокую износостойкость ионно-плазменного (Ti, Zr)N покрытия можно объяснить с позиции атомно-энергетической концепции В.Ф. Моисеева, согласно которой меньшую интенсивность износа обеспечивают нитриды металлов IV группы (Ti, Zr) таблицы Д.И. Менделеева из-за того, что химические соединения с максимальной энергией связи между атомами (максимум твёрдости и теплоты атоматизации), должны обеспечить и максимальную износостойкость [1].

Одной из основных характеристик получаемых тонких твёрдых покрытий является адгезия, характеризующая прочность контакта образовавшегося соединения покрытия с подложкой.

Адгезионные свойства ионно-плазменного двухэлементного (Ti, Zr)N покрытия на твёрдом сплаве ВК8 производились с помощью установки Micro Scratch Tester (MST) по методике «царапания». На поверхности исследуемой системы («покрытие – подложка») алмазным индентором с постоянной скоростью наносится царапина. Причем, во время процесса на индентор действует линейно-возрастающая сила нагружения. Характеристикой адгезионной прочности выступает сила нагружения в момент начала отслаивания покрытия, которая называется критическая сила нагрузки. Критические нагрузки определяются очень точно при помощи акустического датчика, датчика тангенциальной нагрузки, датчика глубины проникновения, нормальной нагрузки и изображений встроенного оптического микроскопа.

По данным теста в данной работе при нормальной силе нагружения 56,6 Н выявлен одновременный внезапный скачок сигналов акустической эмиссии и силы трения. Данное значение является критическим, поскольку соответствуют моменту начала отслоения покрытия.

В целом, адгезию ионно-плазменного (Ti, Zr)N покрытия с твёрдосплавной подложкой можно считать достаточно высокой. Это можно объяснить, исходя из следующих позиций. Известно, что повышение твёрдости материала ведёт к снижению его пластичности. Отсюда следовало ожидать, что увеличение твёрдости двухэлементных (Ti, Zr)N покрытий при повышении содержания легирующего компонента (циркония) должно способствовать повышению площади отслоения покрытий при индентировании и, следовательно, приводить к увеличению отслоения покрытия в целом. В действительности высокая адгезия ионно-плазменного (Ti, Zr)N покрытия с твёрдосплавной подложкой (снижение отслоения) объясняется наличием в покрытиях, полученных из раздельных электродов, слоистости. Граница между микрослоями покрытия тормозит рост трещины, образовавшейся при внедрении в него индентора, что способствует снижению отслоения покрытия и, следовательно, повышает его трещиностойкость. Кроме того, образование и рост трещин сдерживается высоким уровнем сжимающих остаточных макронапряжений, характерных для двухэлементных покрытий [9].

Таким образом, на поверхности твёрдого сплава ВК8 получено сверхтвёрдое (с нанотвёрдостью 38500 МПа) двухэлементное ионно-плазменные покрытие состава (Ti, Zr)N толщиной 10 – 15 мкм с высокой износостойкостью и хорошей адгезионной прочностью с основой. Создаётся возможность обеспечить требуемый компромисс свойств поверхностного слоя и основного материала инструмента, что позволит увеличить скорость резания при механической обработке.

В производственных условиях ФГУП «Научно-производственный центр газотурбостроения «Салют», филиала «Омское моторостроительное объединение им. П.И. Баранова» были апробированы резцы, оснащённые твёрдым сплавом с ионно-плазменным (Ti, Zr)N покрытием для обработки труднообрабатываемых титановых сплавов. Установлено, что эксплуатационная стойкость резцов увеличилась в 3 – 4 раза.

Библиографический список

1. Панов В.С., Чувилин А.М., Фальковский В.А. Технология и свойства спечённых твёрдых сплавов и изделий из них. – М.: МИСиС, 2004. – 464 с.
2. Хижняк В.Г., Долгих В.Ю., Король В.И. [и др.]. Строение и некоторые свойства диффузионных покрытий титана, ванадия, хрома и бора на твёрдых сплавах // Научные вести национ. техн. ун-та Украины «Киевский политехнический институт». – Киев. – 2002. – № 1. – С. 74 – 79.
3. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойким покрытием. – М.: Машиностроение, 1993. – 368 с.
4. Патент РФ 2010888, МПК С 23 С 16/32, С 23 С 16/40, В 22 F 7/06. Режу-

щая пластина на основе спечённого твёрдого сплава с покрытием / Кристофер Четфилд, Линдстрем, Мате Сьестранд, Марианна Коллинз; Сандвик Актиеболаг // № 4830310/02; Заявл. 15.06.1990; Опубл.15.04.1994
5. Верещака А.С., Верещака А.А. Повышение эффективности инструмента путём управления составом, структурой и свойствами покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2005. – № 9. – С. 9 – 18.
6. Патент РФ 93038773, МПК С 23 С 12/00. Способ получения износостойкого покрытия / Калашникова Л.В. // № 93038773/02; Заявл. 29.07.1993; Опубл. 20.11.1996.
7. Галевский Г.В., Руднева В.В. Некоторые вопросы применения нанофазных порошков тугоплавких соединений в качестве модифицирующих комплексов различного назначения // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. – 1999. – № 8. – С. 46.
8. Бобров Г.В., Ильин А.А. Нанесение неорганических покрытий (теория, технология, оборудование). – М.: Изд-во Интернет Инжиниринг, 2004. – 624 с.
9. Табаков В.П. Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 2008. – 311 с.
10. Осколкова Т.Н. Твёрдый сплав на основе карбида вольфрама с ионно-плазменным TiZrN покрытием // Известия Самарского научного центра РАН. – Самара. – 2010. Том 12, № 1(2). – С. 476 – 478.
11. Осколкова Т.Н. Покрытия на карбидовольфрамовых твёрдых сплавах с повышенной твёрдостью // Изв. вузов. Чёрная металлургия». – 2010. – № 6. – С. 53 – 55.

УДК 669.046:536.7

ПОВЫШЕНИЕ ТЕПЛОВОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ СТЕНДОВ СУШКИ И РАЗОГРЕВА СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ

ТЕМЛЯНЦЕВ М.В., ЗАПОЛЬСКАЯ Е.М., ТЕМЛЯНЦЕВА Е.Н.

Сибирский государственный индустриальный универстите, г. Новокузнецк, e-mail: beloglazova-ekat@mail.ru

На основе проведенных многовариантных расчетов при использовании детерминированной математической модели установлено, что тепловая эффективность и экономичность стендов разогрева зависит прямо пропорционально от емкости сталеразливочных ковшей. Меньшие значения удельного расхода топлива для ковшей большей емкости связаны в первую очередь с меньшей удельной площадью поверхности кожуха.

Ключевые слова: сталеразливочный ковш, футеровка, высокотемпературный разогрев, детерминированная математическая модель.

Несмотря на интенсивное развитие различных направлений материа-

ловедения и появление новых конструкционных материалов, сталь попрежнему сохраняет лидирующие позиции. Современное мировое производство последней составляет порядка 1,5 млрд. т в год и имеет тенденцию к росту. Практически вся выплавляемая сталь проходит через сталеразливочные ковши. В целях снижения скорости охлаждения расплава, вследствие аккумуляции тепла кладкой и уменьшения интенсивности теплового удара, который испытывают огнеупоры при заливке расплава, просушенную футеровку сталеразливочных ковшей подвергают разогреву, который проводят на специальных стендах, обычно отапливаемых природным газом. В настоящее время на стальпроизводящих предприятиях используют в основном высокотемпературный разогрев футеровки до температуры 1100 – 1200 °С. Конструкции применяемых для этого стендов отличаются большим разнообразием. От их совершенства и экономичности работы напрямую зависят затраты топлива на разогрев футеровки, а следовательно и себестоимость производимой стали. В связи с этим разработка мероприятий по повышению тепловой эффективности стендов высокотемпературного разогрева футеровок сталеразливочных ковшей является актуальной задачей, имеющей важное практическое значение [1].

В настоящее время на металлургических предприятиях эксплуатируют значительное количество сталеразливочных ковшей, отличающихся геометрическими размерами и емкостью. Наиболее крупные производители стали, имеющие в своем составе конвертерные и электросталеплавильные цеха, используют в основном сталеразливочные ковши средней (70 – 220 т) и большой (220 – 480 т) емкости [2].

В Сибирском государственном индустриальном университете на кафедре теплофизики и промышленной экологии разработана комплексная, детерминированная математическая модель тепловой работы стендов для разогрева футеровок сталеразливочных ковшей [3]. Она имеет блочную структуру, включающую следующие основные (укрупненные) блоки:

1 – расчет процессов теплогенерации;

2 – расчет внешнего теплообмена излучением и конвекцией во внутреннем пространстве ковша;

3 – расчет внутреннего теплообмена, нестационарных температурных полей в футеровке;

4 – расчет глубины обезуглероженного слоя футеровки;

5 – расчет теплового баланса процессов разогрева футеровки и охлаждения расплава.

Модель позволяет проанализировать влияние различных факторов на тепловую эффективность стендов. На ее основе проведено исследование влияния емкости ковша, подогрева воздуха, величины зазора между теплоизолированной крышкой и кожухом ковша на технико-экономические показатели работы стенда [4].

Многовариантные расчеты с применением рассматриваемой модели осуществляли на примере разогрева сталеразливочных ковшей номинальной

емкостью E, равной 90, 130, 220, 350 и 480 т, имеющих геометрические размеры, представленные в таблице 1 [2].

Таблица 1 – Геометрические размеры и конструкция футеровки сталеразливочных ковшей различной емкости

E, т	$M_ш$, т	D_1, мм	D_2, мм	h, мм	δ_1, мм	δ_2, мм	δ_3, мм	δ_4, мм
90	4,2	2767	3189	3180	150	100	10	20
130	4,8	3265	3600	3350	180	110	10	24
220	6,0	3386	3950	4700	190	120	10	25
350	10,0	4015	4750	5250	200	125	10	40
480	14,5	4615	5340	5660	250	150	10	40
Примечание. $M_ш$ – масса шлака; D_1 и D_2 – внутренний и наружный диаметры ковша; δ_1, δ_2, δ_3 и δ_4 – толщина рабочего, арматурного, теплоизоляционного слоев и кожуха; S – площадь.								

Рабочий слой футеровки выполнен из алюмопериклазоуглеродистого смолосвязанного огнеупора с содержанием углерода 8 %; арматурный – из огнеупора марки МКРКП-45; теплоизоляционный слой выполнен из материала МКРКГ-400; броня ковша – из низколегированной стали. Между рабочим и арматурным слоями находится буферная засыпка марки ВГБМ-80.

Стенд отапливали природным газом следующего химического состава: 91,50 % CH_4; 3,07 % C_2H_6; 1,73 % C_3H_8; 0,90 % C_4H_{10}; 2,34 % N_2; 0,45 % CO_2; 0,01 % O_2. Между теплоизолированной крышкой и ковшом предусмотрен технологический зазор b, величину которого в расчетах принимали равной 50, 150 и 250 мм. При проведении расчетов коэффициент расхода окислителя принимали равным 1,1, а температуру воздуха, подаваемого на горение, – 10, 200 и 400 ºС. В качестве основного расчетного режима выбрали разогрев с постоянной, максимально допустимой по условиям трещинообразования скоростью увеличения температуры поверхности рабочего слоя. По рекомендациям производителей огнеупоров алюмопериклазоуглеродистых марок эта величина находится на уровне 50 – 60 °С/ч. Соответственно время τ разогрева (от 0 до 1200 °С) предварительно высушенной футеровки составляет 24 ч.

При оценке тепловой эффективности работы стендов для разогрева ковшей различной емкости, с футеровкой различной конструкции и применяемых для ее выполнения огнеупоров и теплоизолирующих материалов, отапливаемых газом различной калорийности, возникают определенные трудности, так как часовой расход или суммарный объем газа на разогрев не являются информативными величинами. В связи с этим возникает необходимость в показателе, характеризующем экономичность работы стенда, а также отражающем удельные затраты топлива на разогрев, отнесенные к единице массы стали, транспортируемой в ковше. При разработке такого параметра за основу принят удельных расход условного топлива, затрачиваемого на тепловую обработку одной тонны стали. Эту величину используют

при оценке экономичности и эффективности тепловой работы металлургических печей [5]. Для стендов разогрева в общем случае удельный расход $B_{уд}$ условного топлива на тонну транспортируемой стали может быть определен по соотношению

$$B_{уд} = \frac{Q_р^н}{29{,}3} \cdot \frac{Q}{(E - M_ш)}, \quad (1)$$

где $Q_р^н$ – теплота сгорания топлива (природного газа), МДж/м^3;

Q – суммарный объем газа, затрачиваемого на разогрев, м^3.

Если разогрев производится при постоянном расходе топлива, то расчет можно производить по следующему уравнению:

$$B_{уд} = \frac{Q_р^н}{29{,}3} \cdot \frac{B \cdot \tau}{(E - M_ш)}, \quad (2)$$

где B – средний расход топлива за весь период разогрева, м^3/ч.

В таблице 2 представлены результаты многовариантных расчетов, из которых видно, что для ковшей емкостью 90 т увеличение температуры подогрева воздуха от 10 до 400 ºС в комплексе с уменьшением величины зазора между крышкой и ковшом с 250 до 50 мм приводит к снижению удельного расхода условного топлива с 40,8 до 26,0 кг у.т./т транспортируемой стали, т.е. почти в 1,6 раза. Для ковшей емкостью 480 т аналогичные изменения температуры подогрева воздуха и зазора между крышкой стенда и ковшом приводят к снижению величины $B_{уд}$ с 23,8 до 17,0 кг у.т./т транспортируемой стали, т.е. в 1,4 раза.

Характерно, что увеличение температуры подогрева воздуха от 10 до 400 ºС для всех исследуемых вариантов приводит к снижению параметра $B_{уд}$ примерно в 1,3 раза. Уменьшение величины b с 250 до 50 мм для ковшей рассматриваемых емкостей по различному влияет на работу стенда. В частности, для 90-т ковшей снижение удельного расхода топлива составляет порядка 1,2 раза, а для 480-т – всего 1,08 раза.

Таблица 2 – Параметры и характеристики исследуемых режимов нагрева

E, т	b, м	$t_{подг}$, ºС	$t_{п.кон}$, ºС	$t_{р\text{-}а}$, ºС	$t_{кож}$, ºС	Q, м^3	B, м^3/ч	$B_{уд}$, кг у.т./ т ст.	$КПД$, %
90	50	400	1195	1059	306	1747	72,8	26,0	58,3
	150	400				1914	79,8	28,4	53,2
	250	400				2129	88,7	31,7	47,8
	50	200				1980	82,5	29,5	51,4
	150	200				2172	90,5	32,3	46,9
	250	200				2419	100,8	36,0	42,1
	50	10				2244	93,5	33,4	45,4
	150	10				2464	102,7	36,6	41,3
	250	10				2749	114,5	40,8	37,0

Продолжение таблицы 1

E, т	b, м	$t_{подг}$, ºС	$t_{п.кон}$, ºС	$t_{р\text{-}а}$, ºС	$t_{кож}$, ºС	Q, м^3	B, м^3/ч	$B_{уд}$, кг у.т./ т ст.	$КПД$, %
130	50	400	1189	1020	300	2400	100,0	24,4	60,1
	150	400				2576	107,3	26,3	56,0
	250	400				2800	116,7	28,6	51,5
	50	200				2721	113,4	27,7	53,0
	150	200				2923	121,8	29,8	49,4
	250	200				3181	132,5	32,4	45,4
	50	10				3084	128,5	31,4	46,8
	150	10				3316	138,2	33,7	43,5
	250	10				3612	150,5	36,8	40,0
220	50	400	1189	1001	287	3395	141,5	20,3	61,9
	150	400				3585	149,4	21,4	58,6
	250	400				3825	159,4	22,8	54,9
	50	200				3849	160,4	22,9	54,6
	150	200				4067	169,4	24,3	51,7
	250	200				4343	181,0	25,9	48,4
	50	10				4360	181,7	26,0	48,2
	150	10				4611	192,1	27,4	45,6
	250	10				4929	205,4	29,4	42,6
350	50	400	1193	989	248	4548	189,5	17,1	64,5
	150	400				4773	198,9	17,9	61,4
	250	400				5056	210,7	18,9	58,0
	50	200				5154	214,8	19,4	56,9
	150	200				5413	225,5	20,3	54,2
	250	200				5739	239,1	21,5	61,1
	50	10				5839	243,3	21,9	50,2
	150	10				6137	255,7	23,1	47,8
	250	10				6511	271,3	24,4	45,0
480	50	400	1183	906	198	6231	259,6	17,0	66,1
	150	400				6463	269,3	17,7	63,7
	250	400				6749	281,2	18,5	61,0
	50	200				7063	294,3	19,4	58,3
	150	200				7330	305,4	20,1	56,2
	250	200				7659	319,1	20,9	53,8
	50	10				8003	333,5	22,0	51,5
	150	10				8310	346,3	22,8	49,6
	250	10				8689	362,0	23,8	47,4

Примечание. $t_{подг}$, $t_{п.кон}$, $t_{р\text{-}а}$, $t_{кож}$ – температуры подогрева воздуха, поверхности футеровки в конце разогрева, на стыке рабочего и арматурного слоев, кожуха ковша.

Из полученных данных следует, что стенды для разогрева ковшей емкостью 90 т по сравнению со стендами разогрева 480-т ковшей имеют фактически в 1,5 – 1,6 раза больший удельный расход условного топлива и следовательно менее экономичны. По величине $B_{уд}$ нагрев 480-т ковша на стенде без подогрева воздуха с зазором b = 250 мм примерно аналогичен разогреву ковша емкостью 90 т на стенде с подогревом воздуха до температуры 400 ºС и величиной b, равной 50 мм.

Оценку экономического эффекта посредством расчета затрат *З*, руб/т стали, на топливо (природный газ), расходуемое на 1 т стали, проводили по выражению

$$З = \frac{Q \cdot Ц}{\left(E - M_{ш}\right)}, \qquad (3)$$

где $Ц$ = 3,64 руб./м^3– цена природного газ, руб/м^3.

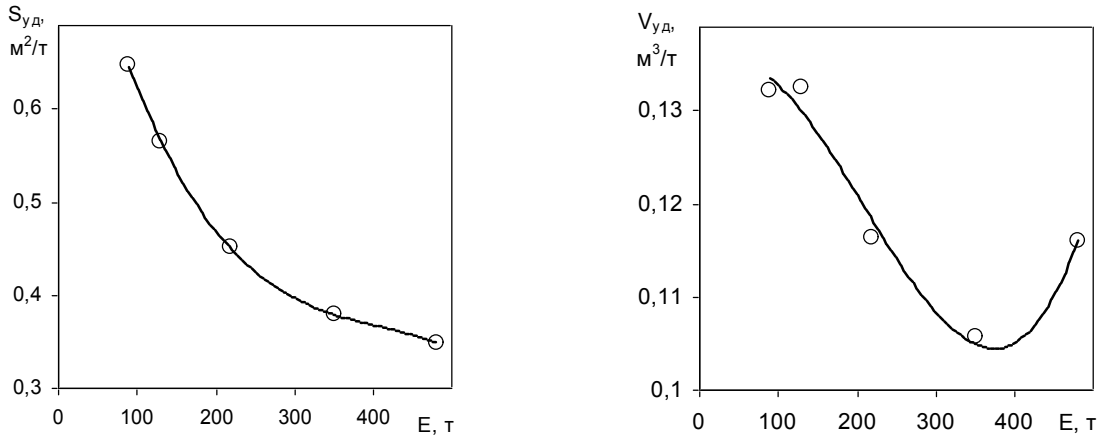
Для ковшей емкостью 90 т увеличение температуры подогрева воздуха от 10 до 400 ºС в комплексе с уменьшением величины зазора между крышкой и ковшом с 250 до 50 мм приводит к снижению затрат со 117 до 74 руб/т транспортируемой стали, а для 480-т ковшей аналогичные изменения приводят к снижению затрат с 68 до 49 руб/т транспортируемой стали. Таким образом, в масштабах производства стали на предприятии получаемая экономия топлива дает ощутимый годовой эффект.

Проведем анализ взаимосвязи геометрических величин ковша, тепловых параметров и массы транспортируемой стали. Данные, полученные в результате исследований, свидетельствуют о том, что для ковшей меньшей емкости характерны более высокие потери тепла теплопроводностью через кладку, достигающие для ковшей емкостью 90 т 6,5 – 8,8 %, а для 480-т – 2,2 – 2,7 %, а также меньший расход тепла на аккумуляцию его футеровкой, который составляет 36,5 – 49,0 и 46,7 – 55,9 % соответственно. При этом энтальпия отдельных слоев и всей футеровки в целом для ковшей меньшей емкости выше по сравнению с ковшами большей емкости, поскольку температуры слоев и кожуха у первых выше, чем у вторых (таблица 2).

Вследствие меньшей толщины рабочего и арматурного слоев для ковшей малой емкости характерна более высокая температура кожуха, в частности для ковшей емкостью 90, 130, 220, 350 и 480 т она составляет соответственно 306, 300, 287, 248 и 198 ºС, и как следствие более высокие потери тепла теплопроводностью. В то же время важное значение имеют объем (или масса, влияющая на теплосодержание) футеровки и площадь поверхности кожуха, предопределяющая потери тепла в окружающую среду.

На рисунке 1 представлено изменение удельных площади $S_{уд}$, м^2/т, поверхности кожуха и объема $V_{уд}$, м^3/т, т.е. отношения площади поверхности кожуха и объема футеровки к номинальной емкости ковша. Для ковшей исследуемых емкостей удельная площадь снижается в 2 раза, а удельный объем почти не изменяется. В связи с этим, если не принимать во внимание тепловое состояние футеровок ковшей различной емкости, меньшие значения

удельного расхода топлива для ковшей большей емкости связаны в первую очередь с меньшей удельной площадью поверхности кожуха.



а б

Рисунок 1 – Зависимости удельной площади поверхности кожуха (а) и объема (б) от емкости ковша

Таким образом, тепловая эффективность и экономичность стендов разогрева зависят прямо пропорционально от емкости сталеразливочных ковшей для всех серий значений температуры подогрева воздуха и величины зазоров между крышкой и ковшом.

Выводы. Полученные результаты хорошо согласуются с теорией и практикой конструирования и эксплуатации промышленных печей, которые показывают, что с увеличением емкости, производительности или садки печей удельные расходы топлива на единицу обрабатываемого материала снижаются.

Библиографический список

1. Запольская Е.М., Темлянцев М.В., Костюченко К.Е. Анализ основных направлений повышения энерготехнологической эффективности стендов высокотемпературного разогрева футеровок сталеразливочных ковшей // Вестник РАЕН. Западно-Сибирское отделение. – 2013. – № 15. – С. 128 – 134.
2. Стариков В.С., Темлянцев М.В., Стариков В.В. Огнеупоры и футеровки в ковшевой металлургии. – М.: Изд-во МИСИС, 2003. – 328 с.
3. Матвеев М.В., Темлянцев М.В., Запольская Е.М., Костюченко К.Е. Разработка математической модели тепловой работы стендов разогрева футеровок сталеразливочных ковшей //Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. – 2013. – № 31. – С. 31 – 44.
4. Запольская Е.М., Темлянцев М.В., Костюченко К.Е. Влияние геометрических размеров и емкости сталеразливочных ковшей на тепловую эффективность стендов высокотемпературного разогрева //Вестник Сибирского

государственного индустриального университета. 2013. № 2 (4). С. 28 – 32.
5. Кривандин В.А., Егоров А.В. Тепловая работа и конструкции печей черной металлургии. – М.: Металлургия, 1989. – 462 с.

УДК 662.8

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ОПИЛОК В КАЧЕСТВЕ ТОПЛИВА ДЛЯ ТЕПЛОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК ВИХРЕВОГО ТИПА*

Багрянцев В.И., Темлянцев М.В., Казимиров С.А., Рыбушкин А.А., Бровченко С.А., Гудков М.Ю.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, stepankazimirv@rambler.ru

Рассмотрены различные варианты использования опилок. Проанализированы состав и теплотехнические свойства опилок. Рассмотрены недостатки действующих технологий по использованию опилок в качестве топлива. Описан эксперимент по возможности эффективного сжигания опилок в теплоэнергетических установках вихревого типа. Приведены результаты эксперимента и дана оценка целесообразности использования вихревой технологии при использовании опилок в качестве энергоносителя.

Ключевые слова: вихревая топка, сжигание, опилки, отходы, теплоэнергетика

В настоящее время существует тенденция к нахождению новых, более дешёвых энергоносителей. Эффективным при этом как с экологической, так и с экономической точки зрения, может считаться использование отходов деревообрабатывающего производства. Кемеровская область и близлежащие к ней регионы находятся в протяженной таежной зоне. Вследствие этого, на этой территории распространены предприятия, связанные с обработкой древесины. На этих предприятиях образуется большое количество отходов. Объём опилок при деревообработке может достигать до 12 % от исходного сырья [1]. Опилки находят применение в строительной промышленности. На их основе изготавливают строительные материалы: с применением вяжущих веществ (деревобетон, термополит, ксилит), клеевых веществ (тырсолит, паркелит, древесностружечные плиты) и без них (пьезотермопластики, вибролит). Также возможно использование опилок в гидролизной промышленности, в сельском хозяйстве, а также для производства сульфатной целлюлозы [2].

В тоже время опилки могут рассматриваться в качестве топлива. Традиционно, к основным недостаткам опилок как топлива относят высокую

* Работа выполнена в рамках базовой части государственного задания Министерства образования и науки на выполнение СибГИУ научно-исследовательской работы № 2555.

влажность. При этом влажность опилок в зависимости от условий транспортирования, хранения и применяемой технологии деревообработки может изменяться в широких пределах. В связи с этим использование древесных отходов в качестве топлива не получило широкого распространения. Очень часто опилки просто остаются гнить на открытом воздухе, занимая при этом полезную территорию. На крупных предприятиях в этом случае даже предусматривается вывоз опилок на свалку.

Перспективы расширения применения опилок в качестве топлива тесно связаны с используемыми в деревообрабатывающей промышленности технологиями. В частности все большее распространение получает производство клееных изделий из древесины, например бруса. В рамках которого перед обработкой древесины она проходит технологическую операцию сушки, предотвращающую коробление заготовок и изделий после склеивания и в процессе эксплуатации. Сушка древесины осуществляется, как правило, до уровня влажности порядка 10 %. Таким образом, опилки, получаемые при пилении, острожке и фрезеровании подсушенной древесины имеют практически постоянное и стабильное значение влажности.

При рабочей влажности (< 10 %) опилки обладают хорошими теплотехническими характеристиками. Они имеют развитую поверхностью реагирования и высокую реакционную способность опилок. Выход летучих на сухую беззольную массу составляет около 61 % при влажности 28,4 % [2]. При этом стоит учитывать, что в древесных отходах практически полностью отсутствуют минеральные компоненты (зольность составляет менее 1 %). Результаты оценочных расчетов низшей теплоты сгорания и калориметрической температуры горения опилок из сортов деревьев, распространенных на территории Сибири представлены в таблице.

Таблица – Теплотехнические характеристики опилок при рабочей влажности менее 10 %

Сорт дерева	Химический состав, %							$Q^{н}_{р}$, кДж/кг	Тк, °С
	C	H	O	N	S	A	W		
Сосна	50,78	6,02	42,11	0,6	0	0,49	10	18515	1823,3
Ель	51,81	5,97	40,81	0,6	0	0,81	10	18953	1830,6
Берёза	49,90	6,37	43,28	0,6	0	0,75	10	18449	1818,4
Ольха	49,92	6,44	42,60	0,6	0	0,44	10	18601	1816,9

Как видно из таблицы 1, в независимости от сорта дерева химический состав опилок изменяется незначительно, впрочем, как и его теплотехнические показатели. При этом низшая теплота сгорания опилок в рабочем состоянии имеет достаточно высокое значение на уровне 18,5 – 19 МДж/кг. Отсутствие в своём составе серы и низкое содержание азота придает опилкам экологические преимущества при использовании перед традиционными энергоносителями. Однако использование опилок в качестве топлива имеет ряд трудностей. Опилки имеют склонность к воспламенению и низкую на-

сыпную плотность [3].

Из-за последнего в традиционных теплоэнергетических агрегатах невозможно использовать опилки в естественном виде. Поэтому их прессуют с помощью специальных технологий, получая древесные гранулы (пеллеты) или брикеты [4]. Получение пеллет и топливных гранул является достаточно трудоёмким процессом. Сначала опилки должны пройти грубое измельчение, что придаст им гомогенность и, при необходимости очистку от посторонних элементов и примесей [5]. Также необходимо провести предварительную сушку опилок. После подготовки сырья оно поступает непосредственно на молотковую дробилку и гранулятор. После перетирания в пыль и последующего прессования пеллеты имеют повышенную температуру. Для придания им прочности они должны быть немедленно отправлены в охладитель. Последним этапом является сортировка и упаковка полученных готовых гранул [6]. Как видно, производство пеллет требует определенного количества энергии и технических ресурсов, что удорожает использование древесных отходов в качестве топлива. К тому же в нашей стране комплектное оборудование для производства древесных гранул практически не производится. По данным [7], проведённые испытания показывали, что для создания пеллет могут быть использованы установки гранулирования кормовой витаминной муки.

Это снижает привлекательность опилок в качестве альтернативного более дешевого энергоносителя. Перспективным решением отказа от гранулирования и использования опилок в исходном виде является вихревое сжигание. В связи с этим в Сибирском государственном индустриальном университете проведена серия экспериментов по возможности использования опилок в качестве топлива в вихревой установке малой мощности. Конструкционные особенности и характеристики теплоэнергетической установки, на которой проведена серия экспериментов, рассмотрены в работе [8].

В качестве топлива использовали сосновые опилки местного деревообрабатывающего предприятия г. Новокузнецк. Содержание влаги в исходном сырье составляло менее 10 %. В целях обеспечения необходимого расхода топлива осуществлялась комбинированная подача опилок в топку: непрерывная – с помощью шнекового питателя и дискретная – порциями по 450 г.

Для измерения температуры в цилиндрическую стенку топки в направлении к оси вмонтировали огнеупорную трубку для ввода термопары. В качестве окислителя при проведении опыта использовали атмосферный воздух, который подавался в топку вентилятором острого дутья. Температуру измеряли хромель-алюмелевой термопарой. Перепад давления измеряли дифференциальным манометром.

На рисунке 1 представлен характерный график разогрева топки при постоянном расходе опилок на уровне 1,2 л/мин.

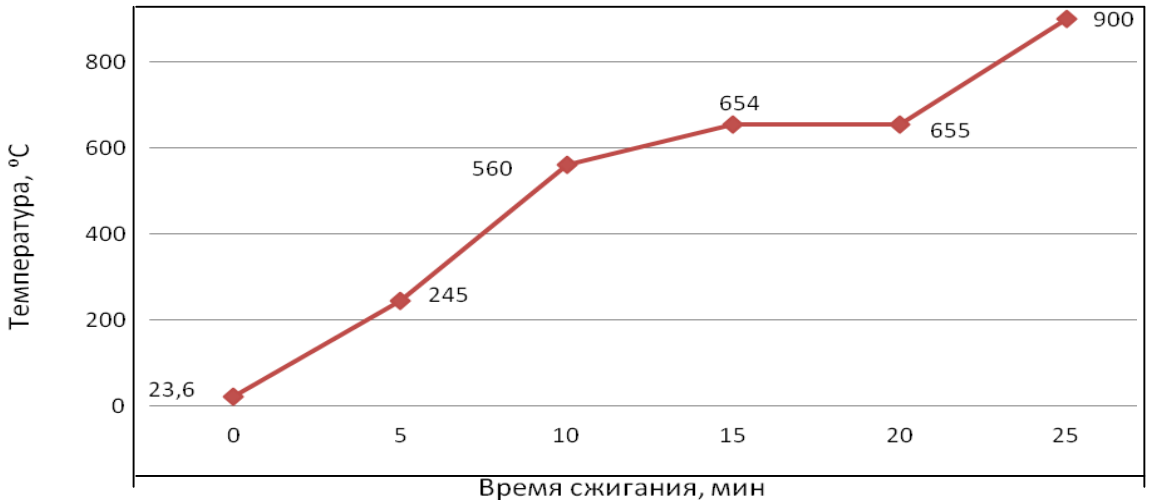


Рисунок 1 – Зависимость температуры в топке от времени сжигания опилок

Как видно из графика примерно после 25 – 30 мин сжигания температура в рабочем пространстве топки достигает 900 °С. Конструкция вихревой топки обеспечивает стабильность и необходимые параметры горения используемого вида опилок. В связи с этим применение вихревых технологий [9] сжигания, используемых непосредственно на деревообрабатывающем предприятии, в условиях работы на собственном сырье, исключающих предварительную обработку опилок, например изготовление пеллет, приобретает целый ряд конкурентных преимуществ, в большей степени экономических. Такие теплогенрирующие установки могут быть использованы для подогрева воды на отопление и собственные нужды предприятия, а так же подогрев воздуха для работы сушильных камер.

Библиографический список

1. Кожухов Н.И., Сазанова Е.В. Вопросы ресурсосбережения и использования кусковых отходов в лесопилении // Лесной журнал, 2001. – №1. – С. 125 – 130.
2. Казаков А.В., Казакова О.А., Новосельцев П.Ю. Теплотехнические характеристики местных топлив Томской области // Известия Томского политехнического университета. – 2009. – Т. 314. - № 4. – С. 38 – 41.
3. Практика и перспективы использования твердых углеродсодержащих отходов в качестве топлива для теплоэнергетических агрегатов / В.И. Багрянцев, С.А. Казимиров, А.И. Куценко, А.П. Подольский, А.А. Рыбушкин, М.В. Темлянцев // Вестник СибГИУ. – 2013. – № 3. – С. 33 – 38.
4. Использование древесины и растительных отходов с целью получения искусственного экологически чистого твердого топлива для децентрализованного энергоснабжения России / В.С. Дубинин, К.М. Лаврухин, Т.А. Степанова и др. // Промышленная энергетика. – 2006. – № 9. – С. 44 – 47.
5. Тиайнен В.С. Преимущества прессованного биотоплива: топливные гранулы и брикеты // ЛесПромИнформ. – 2003. – № 11. – С. 42 – 45.

6. Туманов Ю. Подводные камни биоэнергетики // ЛесПромИнформ, 2005. – С. 54 – 56.
7. Шалашов А.П. Эффективные технологии переработки низкосортной древесины и древесных отходов // ЛесПромИнформ. – 2003. – № 6. – С. 36 – 38.
8. Разработка агрегата и технологии для эффективного сжигания дисперсных отходов углеобогащения во вращающемся потоке воздуха / В.И. Багрянцев, С.А. Бровченко, А.П. Подольский, А.А. Рыбушкин, М.В. Темлянцев, С.А. Казимиров // Вестник СибГИУ, 2013. – № 4. – С. 36 – 41.
9. Практика и перспективы применения различных способов сжигания твердого топлива в теплоэнергетических установках / М.Н. Башкова, С.А. Казимиров, М.В. Темлянцев, В.И. Багрянцев, А.А. Рыбушкин, К.С. Слажнева // Вестник СибГИУ. – 2014. – № 2. – С. 24 – 32.

УДК 669.046.564:621.785

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСЛЕНИЯ РЕССОРНО-ПРУЖИННОЙ СТАЛИ МАРКИ 60С2ХА

Темлянцев М.В.[1], Слажнева К.С.[1], Дзюба А.Ю.[2], Уманский А.А.[1], Темлянцев Н.В.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, uchebn_otdel@sibsiu.ru
[2]ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» г. Магнитогорск

Представлены результаты лабораторных исследований кинетики высокотемпературного окисления и обезуглероживания стали марки 60С2ХА. Получены эмпирические зависимости, позволяющие прогнозировать угар металла при нагреве под прокатку. Установлены температурные интервалы интенсификации окалинообразования и обезуглероживания.

Ключевые слова: окисление, обезуглероживание стали марки 60С2ХА, температурные режимы нагрева и прокатки.

Рессорно-пружинная сталь марки 60С2ХА получила широкое распространение для изготовления пружин для автомобилей различного назначения. Круглый прокат для навивки пружин получают на сортовых станах посредством горячей прокатки заготовок. Традиционно нагрев заготовок осуществляют в методических печах. Нагрев сопровождается угаром стали, приводящим к безвозвратным потерям полезной массы металла, образованием окалины, снижением качества поверхности металла [1, 2]. В связи с этим актуально проведение исследований процесса окисления стали с целью разработки малоокислительных режимов нагрева, установления особенностей и кинетических закономерностей этого явления для конкретных марок стали.

Исследованию кинетики высокотемпературного окисления рессорно-пружинной стали марки 60С2 посвящены работы [1, 2, 4], однако для стали

марки 60С2ХА с повышенным содержанием хрома данные по влиянию температурно-временного фактора на угар фактически отсутствуют.

В настоящей работе проведено исследование кинетики высокотемпературного окисления стали марки 60С2ХА. При проведении лабораторных экспериментов использовали три вида образцов: цилиндрические диаметром 11 – 13 мм и длиной 20 – 30 мм массой 16 – 27 г (для определения обезуглероживания и угара по убыли массы), 3×3×6 мм (для определения угара на дериватографе по методу непрерывной регистрации увеличения массы образца во времени) и 4×4×10 мм (для определения температуры плавления окалины). Образцы вырезали из отрезков (стержней) круглого проката диаметром 14 мм. Перед вырезкой образцов стержни отжигали и обтачивали на токарном станке с целью полного удаления обезуглероженного слоя.

При проведении лабораторных экспериментов нагрев образцов проводили в электрической печи сопротивления СУОЛ-0,25.1/12,5-И1 с нагревателями из карбида кремния в атмосфере воздуха.

При проведении исследований кинетики окисления и обезуглероживания стали использовали дискретный гравиметрический метод, основанный на убыли массы образцов, которые нагревали до температур 800, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150, 1200 и 1250 °С и выдерживали при постоянной температуре в течение 5, 15 и 25 мин. Время разогрева образцов от 20 °С до температуры выдержки составляло 3 – 5 мин, причем в области температур ниже начала интенсивного окисления (до 800 °С) – порядка 3 мин. При выдержке температура образцов менялась в пределах ±5 – 10 °С.

Температуру образцов измеряли хромель-алюмелевой термопарой. Термопару устанавливали в высверленное в центре образца отверстие диаметром 3,2 мм и глубиной 12 мм. Температуры образца фиксировали многоканальным программным регулятором температур «Термодат 19Е2».

До и после опытов геометрические размеры образцов измеряли штангенциркулем с точностью до 0,1 мм, массу определяли на весах Vibra AF-220CE с точностью до 0,1 мг. Для удаления окалины с поверхности образцы подвергали травлению в подогретом до 40 – 60 °С 10 %-ном растворе серной кислоты с добавлением 0,1 г/л тиомочевины.

При обработке экспериментальных данных считали, что зависимость угара (или толщины окисленного слоя) от времени подчиняется закону квадратного корня, который отражает диффузионный механизм окалинообразования, температура поверхности металла постоянна во времени и зависимость угара от температурно-временного фактора подчиняется следующему уравнению:

$$Y = k\sqrt{\tau}, \qquad (1)$$

где k – константа скорости окисления, г/(см^2 ·мин^{0,5});

τ – время выдержки металла при постоянной температуре, мин.

Для соотношения (1) принимают, что константа скорости окисления

подчиняется уравнению Аррениуса, которое можно представить в виде

$$k = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \qquad (2)$$

где A – эмпирический коэффициент, зависящий от химического состава стали, состава атмосферы и других факторов, г/(см^2 ·мин^{0,5});

Q – энергия активации или разрыхления решетки оксида, Дж/кмоль;

R = 8,3143 – универсальная газовая постоянная, Дж/(кмоль ·К);

T – температура, К.

Принимая $B = Q/R$, соотношение (2) записывают в виде

$$k = A \exp\left(-\frac{B}{T}\right), \qquad (3)$$

где коэффициент B имеет размерность К.

Дополнительно проведена серия экспериментов по дифференциально-термическому анализу образцов при помощи термоанализатора LABSYS. Эксперименты проводили в атмосфере воздуха. Применение термоанализатора позволило непрерывно фиксировать массу образца и тепловые эффекты, вызванные окислением железа и легирующих элементов.

При определении температур плавления печной окалины для более точного измерения температуры образцы крепили непосредственно к спаю термопары. Начало плавления окалины фиксировали визуально через окно печи.

На рисунке 1 представлена зависимость угара $У$ стали марки 60С2ХА от температуры t и времени τ выдержки при постоянной температуре, построенная по результатам экспериментальных данных.

На рисунке 2 представлена зависимость логарифма константы скорости окисления от температуры.

Для прогнозных расчетов угара получена зависимость, позволяющая определить угар в зависимости от температуры и времени нагрева:

$$У = 348{,}6 \cdot \exp(-12660/T) \cdot \sqrt{\tau}\,. \qquad (4)$$

Анализ полученных экспериментальных данных показывает, что для стали марки 60С2ХА температура является гораздо более мощным фактором, интенсифицирующим процесс окисления по сравнению со временем. Угар резко интенсифицируется при достижении металлом температуры порядка 1050 °С.

На рисунке 3 представлены результаты дифференциально-термического анализа. При нагреве образца стали в атмосфере воздуха происходит увеличение его массы за счет окисления железа и легирующих компонентов. В то же время окисление углерода и удаление его оксидов в газовую фазу способствует некоторому снижению массы образца.

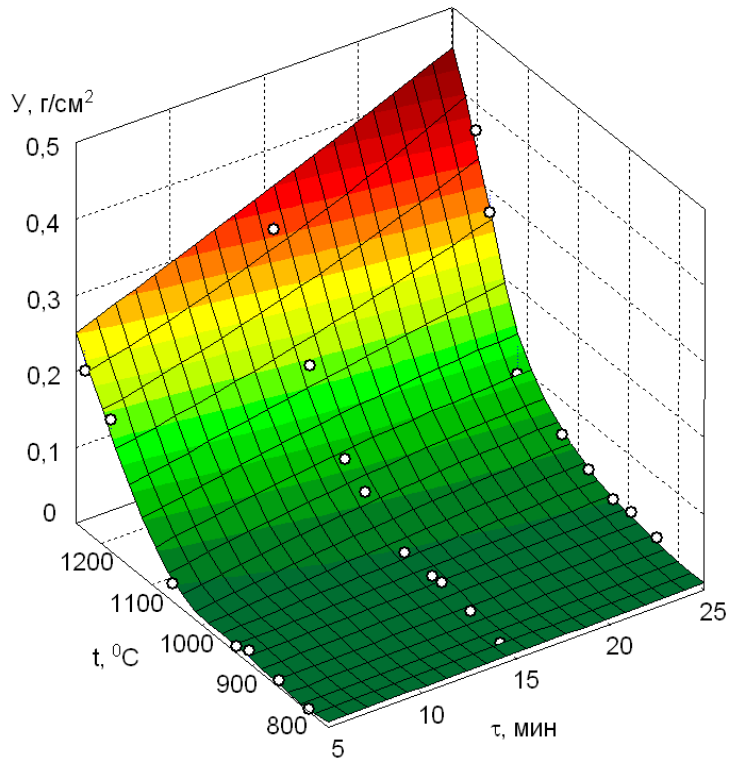


Рисунок 1 – Зависимость угара стали марки 60С2ХА от температуры и времени выдержки

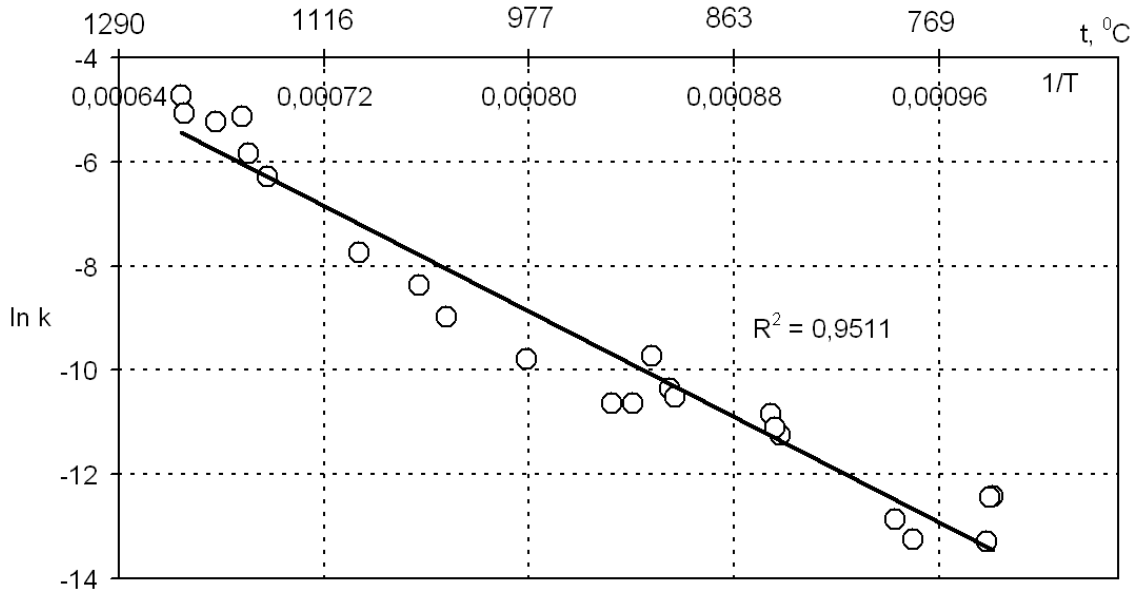


Рисунок 2 – Зависимость логарифма константы скорости окисления от температуры

На дериватограмме присутствуют два пика на кривой теплового состояния. Один соответствует началу интенсификации угара после перехода стали в аустенитное состояние и образования вюстита и второй интенсификации угара в области температур порядка 1000 °С. Данные исследований

угара с помощью гравиметрического метода по потере массы и на дериватографе согласуются между собой.

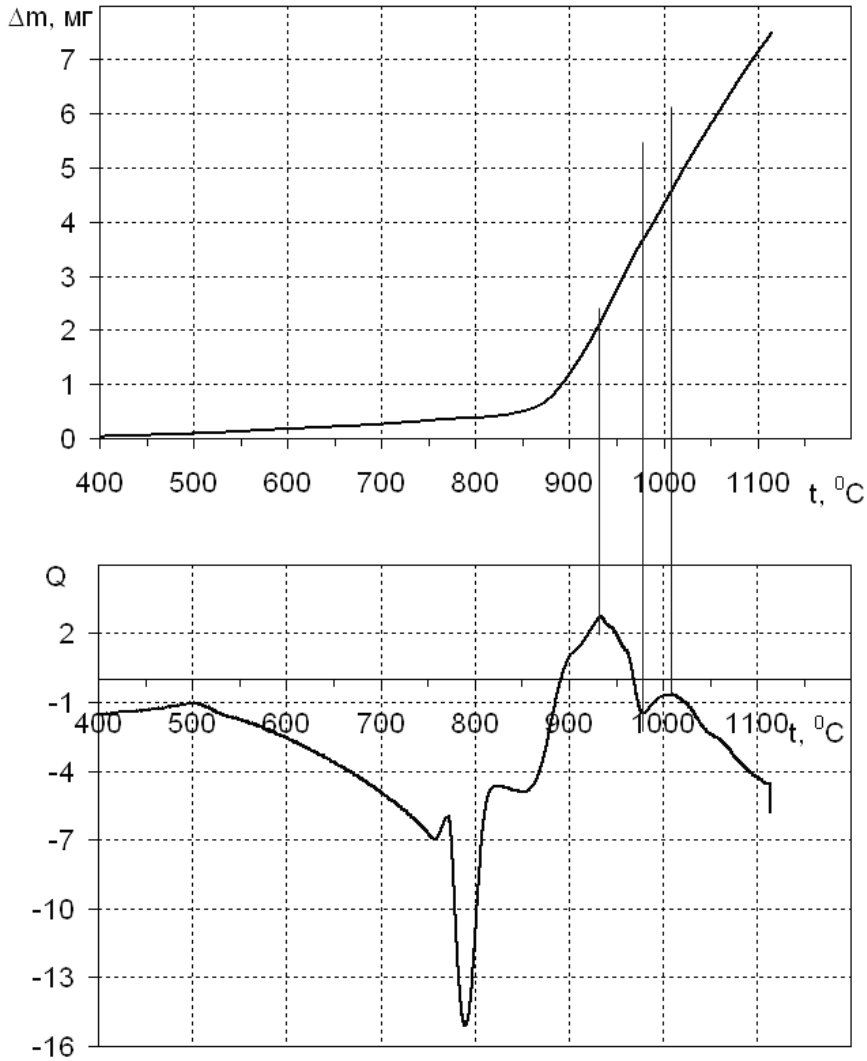


Рисунок 3 – Дериватограмма образца стали 60С2ХА при нагреве в атмосфере воздуха

Анализ результатов исследований температуры плавления окалины показывает, что для окалины, образующейся на стали 60С2ХА, появление первых жидкофазных участков происходит при температурах 1270 – 1280 °С. Оплавление окалины, сопровождающееся ее стеканием с поверхности металла, начинается при температурах 1300 °С. По сравнению с температурой начала плавления окалины стали 60С2, которая составляет 1229 – 1251 °С температура начала плавления окалины стали марки 60С2ХА выше, это связано с более высоким содержанием хрома, который повышает температуру плавления окалины в среднем на 2 °С на каждые 0,1 % его содержания в стали [1, 4, 5].

Исследование микроструктуры поверхностных слоев металла показа-

ло, что при температурах 1175 °С и выше на поверхности металла наблюдается образование смешанной зоны толщиной 0,030 – 0,045 мм, представляющей собой полностью обезуглероженную сталь (феррит) и оксиды. Наличие такой зоны способствует формированию сталагмитообразного вида поверхности раздела окалина – сталь, для которого характерно наиболее проблемное отделение окалины от металла [2]. Это может стать причиной образования дефектов поверхности, связанных со вкатанной окалиной. В связи с этим при таких температурах нагрева на стане необходимо обеспечивать надежную работу системы удаления окалины.

Библиографический список

1. Темлянцев М.В. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением / М.В. Темлянцев, Ю.Е. Михайленко. – М. : Теплотехник, 2006. – 200 с.
2. Перетятько В.Н. Нагрев стальных слябов / Перетятько В.Н., Темлянцев Н.В., Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.
3. Темлянцев М.В. Высокотемпературное окисление и обезуглероживание кремнистых пружинных сталей / М.В. Темлянцев, Н.В. Темлянцев // Заготовительные производства в машиностроении. 2005. – № 3. – С. 50 – 52.
4. Темлянцев М.В. Исследование химического состава окалины пружинной стали 60С2 / М.В. Темлянцев, Н.В. Темлянцев // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2005. – № 2. – С. 75, 76.
5. Темлянцев М.В. Исследование температур оплавления образующейся при нагреве стали печной окалины / М.В. Темлянцев, Н.В. Темлянцев // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2005. – № 9. – С. 51 – 53.

УДК 669.168

СОВРЕМЕННЫЕ ПОДХОДЫ К РАЦИОНАЛЬНОМУ ИСПОЛЬЗОВАНИЮ МАРГАНЕЦСОДЕРЖАЩЕГО СЫРЬЯ

Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Прошунин И.Е., Кашлев И.М., Кичигина О.Ю.

Сибирский государственный индустриальный университет,
ОАО «СГМК Ферросплавы»,
ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»,
г. Новокузнецк

Обзорно представлено состояние минерально-сырьевой базы марганцевых руд Российской Федерации. Рассмотрена схема комплексной переработки марганецсодержащего сырья, в том числе полиметаллических руд и железомарганцевых конкреций Тихого океана.

Ключевые слова: марганцевая руда, высококачественный марганцевый концентрат (КХО), металлический марганец, дефосфорация окислительная,

никелевый концентрат.

Существование и развитие черной металлургии тесно связано с ферросплавным производством, поскольку обработка жидкого металла ферросплавами остается одним из основных методов воздействия на качество и свойства стали, чугуна и отчасти цветных металлов.

В сложившейся экономической ситуации наиболее острой проблемой в российской промышленности остается проблема обеспечения марганцем сталеплавильного производства.

Эта проблема определяется низким уровнем развития марганцевой рудной базы и отсутствием современных предприятий по добыче и подготовке марганцевых руд. Марганец отнесен к элементам, имеющим важное стратегическое значение.

Производство подавляющего большинства марок стали не может обойтись без марганцевых ферросплавов. Содержание марганца в сталях обычно составляет от 0,5 до 2,0 %, а в некоторых и до 13,0 %.

Потребление марганцевых сплавов в России постоянно растет и на данный момент составляет около 650 тыс. т в год. В 2012 году в стране произведено 302 тыс. т марганцевых сплавов, что составляет 47 % от необходимого для отечественной промышленности. Недостающее количество сплавов: более 50 % импортируется из Украины, Казахстана, Китая.

Потребности российской промышленности в марганцевом сырье удовлетворяются практически в полном объеме за счет импорта. В последние годы в страну ввозится 800 – 1000 тыс. т марганцевых руд ежегодно, преимущественно из Казахстана, а также Бразилии, ЮАР, Турции.

Из импортных марганцевых руд выплавляется в основном ферромарганец углеродистый (Саткинский чугуноплавильный завод и Косогорский металлургический завод), силикомарганец (Челябинский электрометаллургический комбинат и СГМК-Ферросплавы).

Для обеспечения ресурсной независимости российской металлургии в обеспечении марганцевыми ферросплавами необходимо проводить работы по созданию отечественной марганцеворудной базы.

В России имеются значительные балансовые запасы марганцевых руд (более 290 млн т), но марганцевые руды большинства отечественных месторождений отличаются невысоким качеством: при низком содержании марганца (18 – 33 %) и высоком удельном содержании фосфора (отношение P/Mn > 0,006) они имеют повышенное содержание железа и кремнезема и относятся к труднообогатимым. При этом около 90 % балансовых запасов приходится на карбонатное сырье.

Добыча марганцевых руд в России ведется периодически и в крайне малых объемах, так что вклад страны в мировое производство товарных марганцевых руд незначителен.

Основные месторождения марганцевых руд и распределение запасов категорий $A + B + C_1 + C_2$ (млн т) по объектам Российской Федерации представлены на рисунке 1.

Рисунок 1 – Основные месторождения марганцевых руд и распределение запасов категорий $A+B+C_1+C_2$ (млн. т) по субъектам Российской Федерации

Основная часть и запасов, и прогнозных ресурсов марганцевого сырья сконцентрирована в Сибирском регионе, где выделяются две металлогенические провинции – Алтае-Саянская и Енисейско-Восточно-Саянская.

Крупнейшее месторождение марганцевых руд страны, Усинское, заключает 55 % балансовых запасов страны. Оно расположено в Кемеровской области в пределах Алтае-Саянской металлогенической провинции. Содержание марганца в рудах месторождения составляет 18 – 22 %, преобладающим типом руд является карбонатный. Усинский рудный узел и перспективное Кайгадатское рудопроявление (также в Кемеровской области) совместно заключают треть российских прогнозных ресурсов марганцевых руд категории P_1.

В последние годы были выявлены проявления качественных марганцевых руд в пределах Алтае-Саянской провинции: участок Аскиз в республике Хакасия; в Алтайском крае участок Сунгай; в республике Алтай участок Сугул; Селезеньское месторождение и участок Чумай в Кемеровской области, расположенные в Таштагольском и Тисульском районах, соответственно.

Химический состав марганцевых руд новых проявлений приведен в таблице 1. Суммарные прогнозные запасы марганцевых руд Алтае-Саянской провинции составляют около 240 млн т.

Второе по крупности Порожинское месторождение (12,7 % балансовых запасов), находится в Красноярском крае в пределах Енисейско-Восточно-Саянской металлогенической провинции. Месторождение сложено окисленными рудами со средним содержанием марганца 18,9 %.

В Восточно-Уральской металлогенической провинции, протягиваю-

щейся по восточному склону Уральского хребта, основная часть запасов марганцевых руд (18 % балансовых) разведана в девяти месторождениях Свердловской области. Здесь же локализовано около 5 % российских ресурсов марганцевых руд категории P_1. Однако практически все объекты сложены труднообогатимыми рудами карбонатного типа с содержанием марганца 15,6 – 22,5 %.

Таблица 1 –Химический анализ марганцевых руд

Участок/ месторождение	Химический состав, масс. %												
	$Mn_{общ}$	$Fe_{общ}$	P	SiO_2	CaO	Al_2O_3	MgO	Na_2O	K_2O	BaO	Ni	Co	Cu
Аскиз	52,9	2,1	0,03	11,5	0,63	2,6	1,06	нет	нет	нет	нет	нет	нет
Чумай	54,6	4,6	0,2	7,52	0,76	1,94	нет	нет	нет	0,07	0,5	3,0	0,2
Сугул	20,4	2,0	0,04	50,6	0,75	6,96	0,77	нет	нет	0,1	0,5	3,0	0,7
Сунгай	33,54	4,1	0,06	31,5	1,0	5,68	0,48	нет	нет	нет	нет	нет	нет
Селезеньское	36,98	10,8	0,12	14,5	2,03	1,25	нет	0,11	0,53	нет	нет	нет	нет

В пределах Западно-Уральской металлогенической провинции, в Республике Коми, находится среднее по масштабу Парнокское железомарганцевое месторождение. Его доля в балансовых запасах марганцевых руд России всего 1,7 %, но содержание марганца в рудах, представленных карбонатным и окисленным типами, выше, чем в рудах других отечественных месторождений, и составляет в среднем 32,14 %.

В Еврейской АО находится среднемасштабное Южно-Хинганское месторождение железомарганцевых руд, приуроченное к одноименному рудному району. В его недрах заключено 3,8 % балансовых запасов марганцевых руд России; они представлены преимущественно оксидно-карбонатным, в меньшей степени оксидным и окисленным типами со средним содержанием марганца 20,8 %.

На российском шельфе Балтийского моря (Финский залив, Ленинградская область) учитываются четыре условных месторождения железомарганцевых конкреций (ЖМК), представляющих собой компактные залежи в едином рудном поле ЖМК. Их суммарные запасы составляют около 1 % балансовых запасов марганцевых руд страны.

Другие металлогенические провинции и рудные районы, перспективные на марганец, изучены недостаточно.

Таким образом, можно отметить, что наибольшее количество запасов сконцентрировано на территории Кемеровской и Свердловской областей, а также Красноярского края. При этом перспективы их наращивания особенно высоки в Кемеровской области и Красноярском крае – суммарно в их пределах локализовано почти три четверти российских прогнозных ресурсов марганцевых руд высоких категорий (таблица 2) [1].

Таблица 2 – Основные месторождения марганцевых руд

Недропользователь, месторождение	Промышленный тип руд	Запасы, тыс.т руды		Доля в балансовых запасах РФ, %	Среднее содержание Mn в рудах, %	Добыча в 2012 г., тыс.т руды
		$A+B+C_1$	C_2			
ЗАО «ЧЕК-СУ.ВК»						
Усинское (Кемеровская область)	Карбонатные	64231	57454	52,4	19,72	0
	Окисленные	5847	164	2,6	25,57	0
ООО «Туруханский меридиан»						
Порожинское (Красноярский край)	Окисленные	15696	13767	12,7	18,85	0
ООО «Хэмэн Дальний Восток»						
Южно-Хинганское (Еврейская АО)	Окисленные	127	0	0,05	18,09	0
	Смешанные	6029	2093	3,5	20,88	0
	Оксидные	285	381	0,3	21,09	0
ОАО «Челябинский электрометаллургический комбинат»						
Парнокское (Республика Коми)	Карбонатные	545	2273	1,2	31,29	0
	Окисленные	711	364	0,5	32,79	0

Вовлечение в производство марганцевых руд этих месторождений возможно лишь при условии комплексного подхода к решению проблемы марганца, когда технически и экономически обоснованы все звенья одной цепочки – разведка месторождений, добыча и обогащение марганцевых руд, последующая их переработка и потребление.

Многолетние исследования, проведенные на кафедре электрометаллургии, стандартизации и сертификации (ныне кафедра металлургии черных металлов) Сибирского государственного индустриального университета по оценке металлургической ценности и использованию руд различных месторождений, находящихся на территории Алтае-Саянской провинции, показали возможность выплавки как стандартных марганцевых сплавов с использованием традиционных технологий, так и нестандартных марганцевых сплавов в различных агрегатах

Для богатых марганцевых руд ручной разборки месторождения Селезень (46,85 % Mn), были отработаны технологические параметры выплавки стандартного силикомарганца МнС17 в соответствие с ГОСТ 4756-91 углеродотермическим процессом в рудовосстановительных печах. В результате кампании были получены сплавы с содержанием 65 – 66,3 % Mn, 17,05 – 18 % Si, 0,20 – 0,22 % P,2,0 – 2,1 % C. Кратность шлака составила 0,80 – 0,85, извлечение марганца 80,0 – 82,0 %. Результаты исследований марганцевых

руд месторождения Селезень легли в основу инвестиционного проекта его освоения.

Среди марганцевых руд Алтае-Саянской провинции значительную долю составляют железомарганцевые руды.

Традиционный способ обогащения магнитной сепарацией не позволяет эффективно отделить железосодержащую составляющую.

Изучение принципиальной возможности обогащения железомарганцевых руд путем восстановления железа из оксидов на примере руды Дурновского месторождения (около 300 тыс. т, представленного оксидными рудами, большая часть которых железомарганцевые) показало, что при твердофазном обогащении марганцевых руд можно понизить содержание железа примерно на 80 – 82 % и получить руды, пригодные для выплавки силикомарганца. Выплавленный углеродотермическим способом сплав соответствовал ГОСТ 4756-91 и содержал около 70 % Mn, 17 % Si. Извлечение марганца примерно 75 %, кремния – 60 % [2].

Из результатов исследований по использованию карбонатных высокофосфористых марганцевых руд Усинского месторождения, следует, что традиционной технологией углеродотермического восстановления из них можно получать только высокофосфористые сплавы, в том числе углеродистый ферромарганец с содержанием фосфора до 0,50 – 0,77 %, ферросиликомарганец с содержанием фосфора 0,5 – 0,6 %, причем при хранении часть сплавов рассыпается. Такие сплавы не находят применения в сталеплавильном производстве.

Понижение концентрации фосфора в марганцевых ферросплавах может быть достигнуто в результате:

– улучшения использования марганца шихты при плавке ферромарганца и силикомарганца.

– переработки концентратов, получаемых механическим способом обогащения на качественные малофосфористые концентраты.

– разработки новых способов плавки из фосфористых руд, включающих дефосфорацию продуктов плавки (ферромарганца, силикомарганца) (рисунок 2).

Необходимо отметить, что первый путь для марганцевых руд эффективен лишь в сочетании со значительным повышением качества концентратов.

Это означает, что наиболее важным решением проблемы является получение высококачественных концентратов и дефосфорация сплавов.

Разработанная технологическая схема твердофазной дефосфорации марганцевых сплавов позволяет снизить содержание фосфора на 50 – 60 % в углеродистом ферромарганце и на 50 % в силикомарганце, при этом имеет место окислительная дефосфорация, протекающая при более низких температурах и, как правило, связанная с применением сравнительно недорогих недефицитных материалов.

Решающим фактором успешного удаления фосфора из марганцевых

сплавов является создание высокоактивного солевого расплава с низкой температурой плавления и высокой жидкоподвижностью.

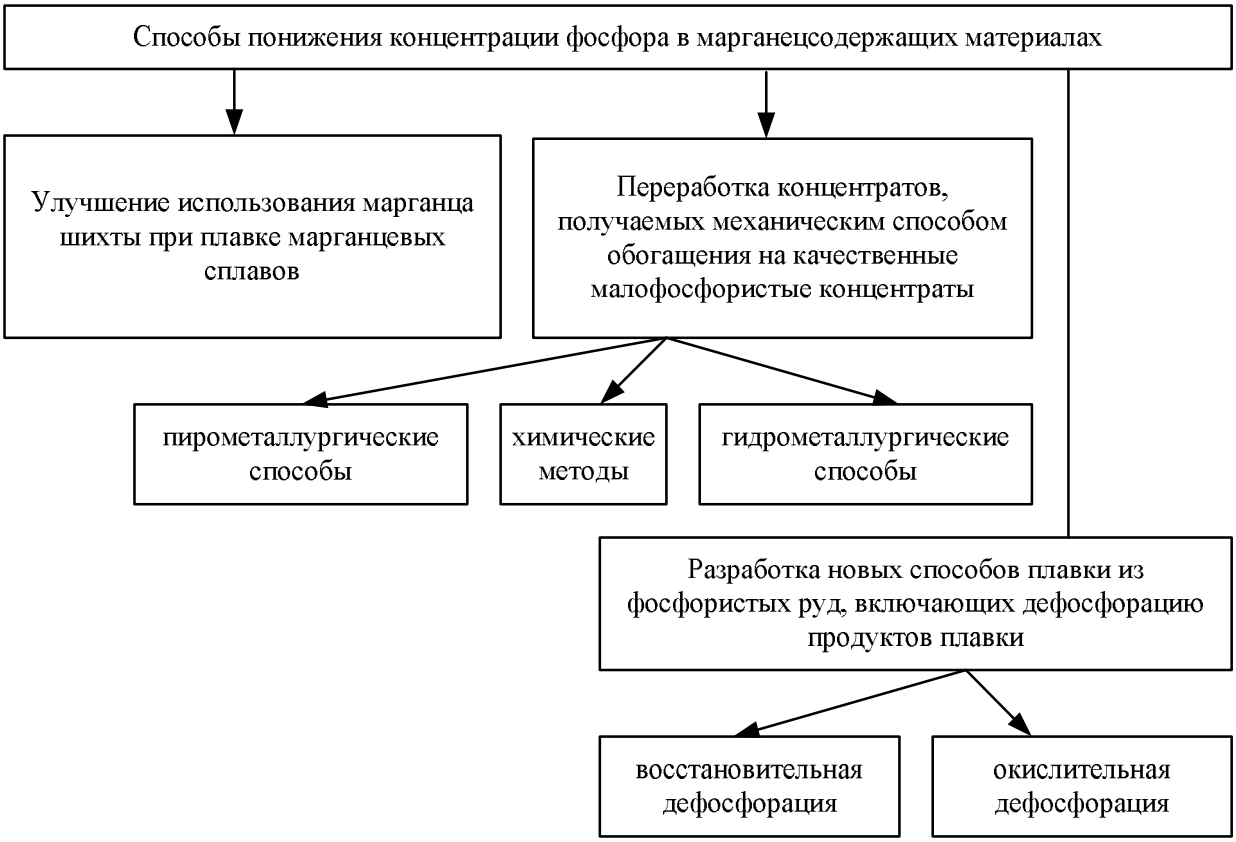


Рисунок 2 – Схема понижения концентрации фосфора в марганецсодержащих материалах

Технология твердофазной дефосфорации представляет интерес не только в плане получения малофосфористых марганцевых сплавов, но и в утилизации мелочи, получающейся при разливке, при дроблении и фракционировании сплавов [3 – 5].

Вторым способом снижения содержания фосфора в марганцевых ферросплавах является создание на базе руд с повышенным содержанием фосфора технологии получения низкофосфористого концентрата, пригодного для высокорентабельного производства марганцевых ферросплавов (рисунок 3).

Высококачественные марганцевые концентраты (КХО) по разработанной технологии кальцийхлоридного обогащения можно получать из бедных оксидных и карбонатных, в том числе высокофосфористых руд, железомарганцевых руд и конкреций, отходов производства (шламов, шлака и пыли). Извлечение марганца из марганецсодержащего сырья в концентрат составляет не менее 90 %. Полученный концентрат содержит 58 – 64 % марганца, менее 0,01 % фосфора, 0,02 – 0,05 % оксида железа, 0,5 – 1,0 % кремнезема и следы серы [6 – 8].

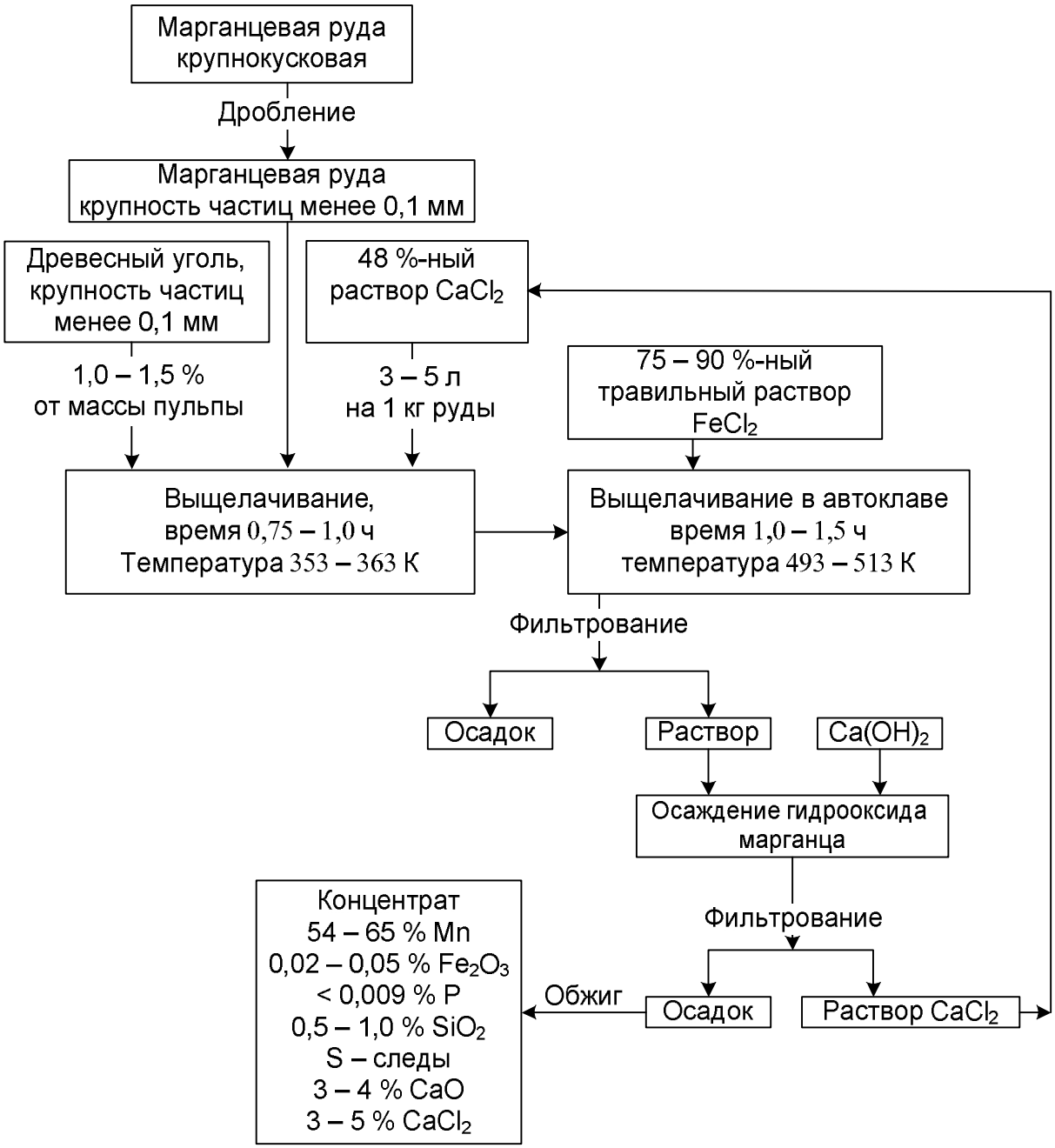


Рисунок 3 – Схема обогащения марганцевых руд

Полученные в результате кальцийхлоридного обогащения концентраты с очень низким содержанием SiO_2 ($\leq$ 0,5 %) не пригодны для плавки сплавов углеродотермическим процессом, так как при низком содержании кремнезема ликвидируется шлакообразование. Это приводит к повышенным потерям марганца испарением при восстановлении его при выплавке сплавов. Поэтому полученный концентрат целесообразно использовать для выплавки качественных по фосфору сталей и марганца металлического.

В результате исследований установлено, что металлотермическое восстановление оксидов марганца значительно ускоряется при использовании марокита (Ca, Mg)Mn_2O_4 и манганитов (Ca, Mg)MnO_3 кальция и магния, ко-

торые могут быть получены из концентрата химического обогащения.

Проведенный комплекс исследований по изучению физико-химических параметров и механизма образования твердых растворов позволил определить технологические параметры синтеза монофазных материалов и марокита. Предложена технологическая схема переработки бедного марганецсодержащего материала. Она включает стадии получения высококачественного низкофосфористого концентрата, его подготовку, синтез марокита $CaMn_2O_4$ и монофазного материала $CaMnO_3$ (рисунок 4).

Рисунок 4 – Технологическая схема переработки марганецсодержащего сырья

На основании полученных результатов исследований разработана технология выплавки марганца металлического, включающая предварительную подготовку шихтовых материалов с целью получения синтетического материала, который содержит высший оксид марганца MnO_2 и одновременно является эффективным флюсом. Таким материалом является $CaMnO_3$, синтезированный по разработанной технологии.

Применение разработанной технологии производства металлического марганца позволило получить стандартный металлический марганец, при этом сквозное извлечение марганца составляет 85,3 – 89,3 %, что значительно превышает извлечение марганца при выплавке марганца металлического

алюминотермическим внепечным процессом из пероксидных марганцевых руд. Полезное использование алюминия составляет 94 – 96 % [9].

Целесообразным также является использование высококачественного марганцевого концентрата для обработки стали в ковше или агрегате печь-ковш. Применение марокита в смесях для обработки стали в ковше показало, что сквозное извлечение марганца составляет 87,9 – 94,27 %, что делает процесс практически безотходным и позволяет выплавлять стали чистые по фосфору.

В составе марганецсодержащих брикетов в качестве восстановителя использовалась мелкодисперсная пыль из аспирационных установок, полученная при фракционировании ферросилиция марки ФС75, а связующим являлась зола ТЭЦ.

Извлечение марганца при использовании таких брикетов в 1,5 – 2 раза выше этого показателя при использовании технологии раскисления стали стандартными марганцевыми сплавами.

Использование марганцевых руд с содержанием марганца 30 – 45 % для обработки стали в ковше, электропечи, агрегате типа печь-ковш позволяет выплавлять сталь с содержанием марганца до 2 % без использования стандартных марганцевых ферросплавов.

Марганцевые руды месторождений Сугул и Чумай (таблица 2) следует отнести к полиметаллическим рудам, а железомарганцевые конкреции (ЖМК) Финского залива и Тихого океана (~ 15,17 % Mn, ~ 16,2 % $Fe_{общ}$, ~ 13,74 % Si_2O, ~ 3,6 % Al_2O_3, 0,255 % P, ~ 2,6 % CaO, ~ 2,01 % MgO, ~ 0,46 % Ni, ~ 0,27 % Co, ~ 0,22 % Cu) – к полиметаллическому минеральному сырью.

Разработка способов комплексного обогащения полиметаллического марганецсодержащего сырья позволит извлекать из него не только марганец, но и другие ценные элементы, например, никель. Спрос на никель стабильно высокий, при этом 65 % от общего потребления никеля используется для легирования стали.

Термодинамические расчеты и экспериментальные исследования по обогащению полиметаллического марганецсодержащего сырья позволили определить основные технологические параметры извлечения ценных компонентов с использованием в качестве растворителей водных растворов хлоридов кальция и железа, либо хлорида кальция и сульфата железа. Применение оптимальных технологических параметров обогащения позволяет извлекать из сырья до 95 – 97 % марганца и 98 – 99 % никеля.

Наряду с марганцем и никелем в раствор переходят и другие присутствующие в рудном сырье элементы, в частности, железо и кобальт. Экспериментальными исследованиями были определены условия селективного осаждения этих элементов (рисунок 5). Это позволило получать из полиметаллического сырья концентраты, состав которых представлен в таблице 3.

Никелевый концентрат может быть использован для прямого легирования стали никелем. Извлечение никеля в сталь составляет 94 – 98 % [10].

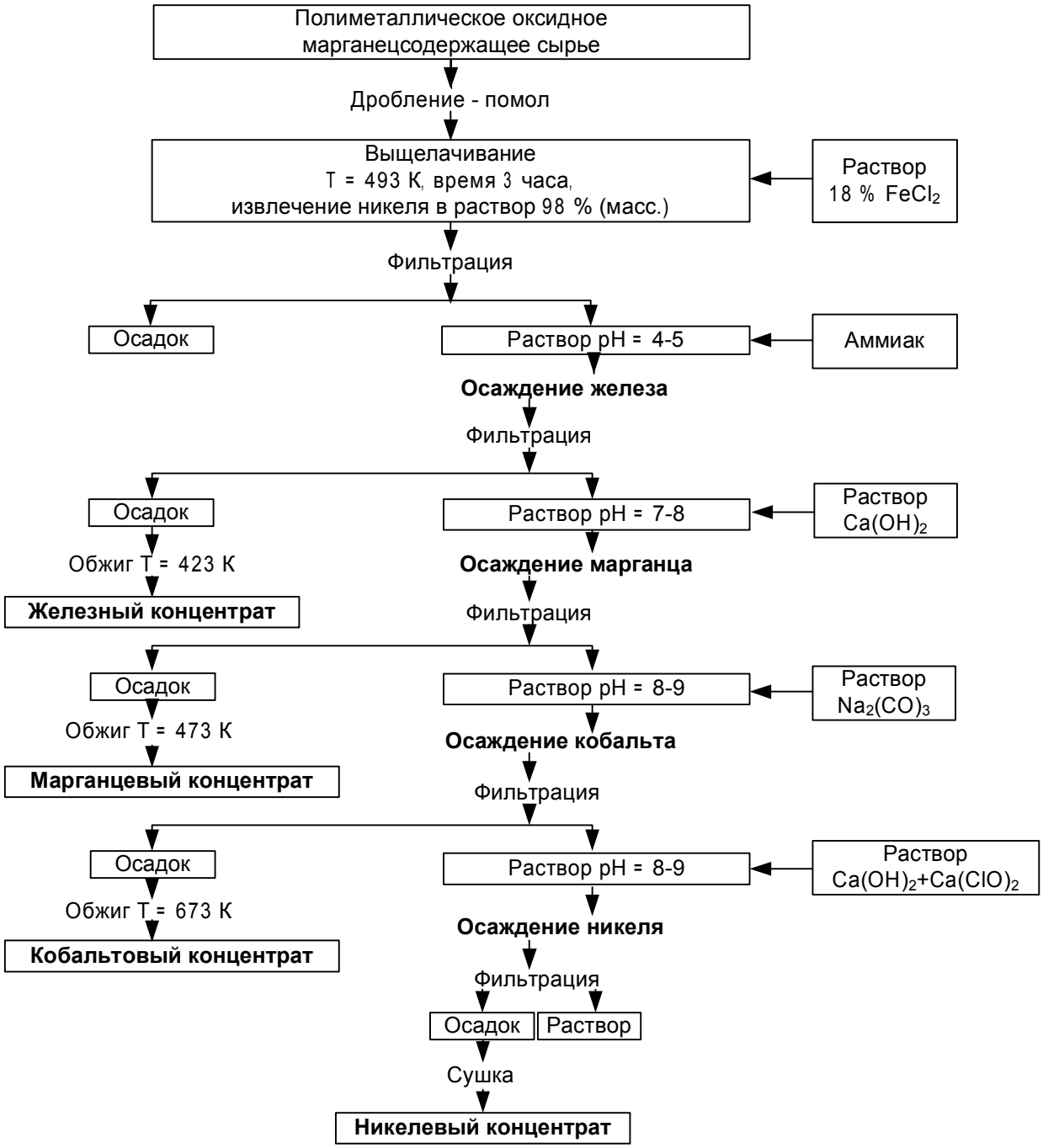


Рисунок 5 – Технологическая схема комплексной переработки оксидного полиметаллического марганецсодержащего сырья

Таблица 3 – Состав концентратов

Концентрат	Химический состав, % по массе					Извлечение основного элемента концентрат, %
	Ni	Mn	Fe	Co	Cu	
Никелевый	45,0	2,3	1,4	0,5	0,1	95
Марганцевый	0,78	57,1	4,3	5,78	0,09	92
Железный	2,6	5,31	58,01	6,9	0,11	93
Кобальтовый	0,08	25,62	14,32	32,27	<0,02	60

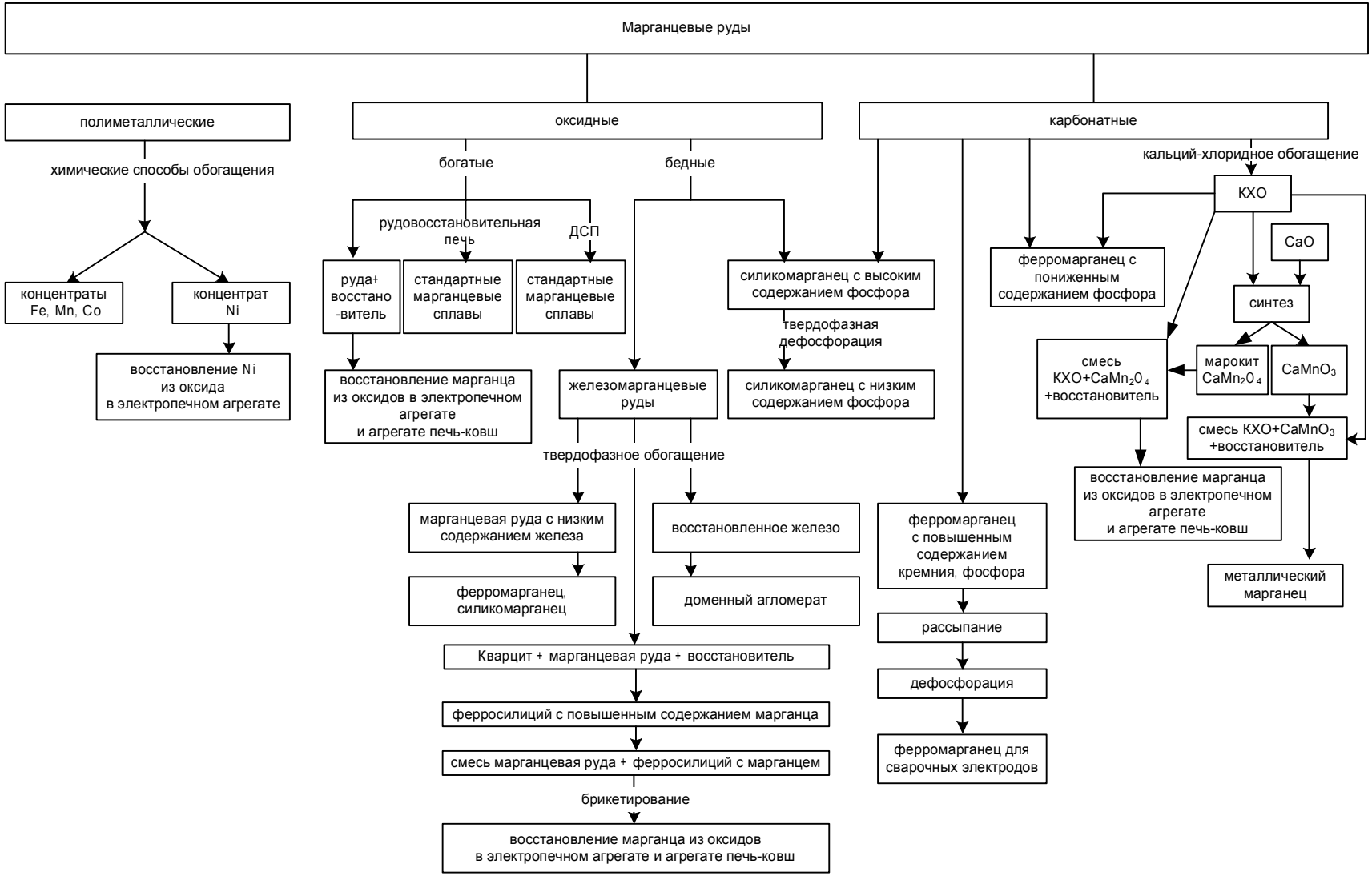


Рисунок 6 – Схема комплексной переработки марганцевых руд

Таким образом, научно обоснована и разработана технологическая схема комплексной переработки марганцевых руд (рисунок 6). На основании выполненных исследований разработаны технологические процессы, обеспечивающие существенное повышение сквозного коэффициента извлечения марганца путем создания рациональной комбинации технологических решений для максимально эффективного использования физико-химических свойств руд месторождений России.

Библиографический список

1. Государственный доклад «О состоянии и использовании минерально-сырьевых ресурсов Российской Федерации [электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.mnr.gov.ru/regulatory.
2. Рожихина И.Д. Исследование процесса обогащения железомарганцевых руд / И.Д. Рожихина, О.И. Нохрина, Ю.Е. Романенко // Известия вузов. Черная металлурги. – 2010. – № 2. – С. 17 – 18.
3. Рожихина И.Д. Получение марганцевых сплавов с пониженным содержанием фосфора и углерода / И.Д. Рожихина, О.И. Нохрина // Известия вузов. Черная металлургия. – 2004. – № 12. – С. 66 – 67.
4. Пат. 2003723 РФ МКИ С22С33/04. Способ дефосфорации силикомарганца / Н.В. Толстогузов, И.Д. Рожихина, О.И. Нохрина; заявл. 26.03.92; опубл. 30.11.93, бюл. № 43 – 44.
5. Пат. № 2209252 РФ МКИ С21С7/064. Способ дефосфорации ферромарганца / Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Латышев А.В. и др. – № 2002103686/02; заявл. 08.02.02; опубл. 27.07.03. Бюл. № 21.
6. Пат. РФ № 2090641, МКИ С22В47/00. Способ химического обогащения окисно-карбонатных руд / Толстогузов Н.В., Нохрина О.И., Рожихина И.Д. и др.; № 2090641; заявл. 11.02.93; опубл. 20.09.97, бюл. № 26.
7. Пат. 2038396 РФ МКИ С22В47/00 Способ химического обогащения окисных марганцевых руд / Н.В. Толстогузов, И.Д. Рожихина, О.И. Нохрина, В.Ф. Гуменный. Заявл. 16.04.93; опубл. 27.06.95. Бюл. № 18.
8. Пат. 2057195 РФ, МКИ С22В47/00, 3/00. Способ извлечения марганца из отходов производства марганцевых ферросплавов / Н.В. Толстогузов, О.И. Нохрина, И.Д. Рожихина и др.; № 93011890/02; заявл. 05.03.93; опубл. 27.03.96, Бюл. № 10.
9. Рожихина И.Д., Нохрина О.И. Получение металлического марганца с использованием концентрата химического обогащения / Известия вузов. Черная металлургия, 2007, № 8. С. 24 – 26.
10. Нохрина О.И. Исследование процесса извлечения марганца и никеля из полиметаллического марганецсодержащего сырья при его выщелачивании хлоридными растворами / О.И. Нохрина, И.Д. Рожихина, О.Ю. Кичигина, Ю.В. Горюшкина, А.П. Родзевич // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 12. – С. 11 – 14.

УДК 546.261

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В СИНТЕЗЕ ТУГОПЛАВКИХ КАРБИДОВ НЕКОТОРЫХ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Крутский Ю.Л., Дюкова К.Д., Баннов А.Г., Антонова Е.В., Кузнецова В.В.

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, j_krutskii@rambler.ru

Представлены результаты исследования процессов синтеза карбидов титана, ванадия, хрома и циркония путем карботермического восстановления соответствующих оксидов нановолокнистым углеродом. Изучены некоторые характеристики и свойства полученных материалов. Все они однофазны и состоят из карбидов TiC, $VC_{0,88}$, Cr_3C_2 и ZrC микронных размеров.

Ключевые слова: карбиды титана, ванадия, хрома, циркония, карботермическое восстановление, нановолокнистый углерод

Промышленное применение карбидов титана, ванадия, хрома и циркония основано на их тугоплавкости, высоких значениях твердости, теплопроводности, а также стойкости в агрессивных средах [1]. О важности их в современной технике свидетельствует значительное количество публикаций. Традиционный метод их получения в порошкообразном состоянии – карботермическое восстановление оксидов с использованием в качестве углеродного материала сажи или графита. Нановолокнистый углерод (НВУ), технология получения которого реализована на кафедре химии и химической технологии НГТУ, характеризуется незначительным содержанием примесей и высоким значением удельной поверхности (140-160 $м^2/г$) [2] и по этим причинам является перспективным углеродным материалом для синтеза вышеуказанных соединений в виде высокодисперсных порошков.

Данная работа посвящена исследованию процессов синтеза карбидов титана, ванадия, хрома и циркония при использовании в качестве восстановителя и карбидообразующего материала НВУ. Актуальность темы подтверждается наличием в базе данных электронной информационно-поисковой системы SciFinder производства химической реферативной службы (Chemical Abstracts Service) 5755 публикаций, имеющих отношение к синтезу этих соединений, и 11457 – к их применению. Большое внимание уделяется получению их в виде нанопорошков. Однако немаловажное значение имеет и разработка процессов синтеза безразмольных порошков микронных размеров этих карбидов. Ни в одной из статей, относящихся к получению этих соединений, в качестве углеродного материала НВУ не применялся. В тоже время установлено, что НВУ является эффективным реагентом для синтеза, например, высокодисперсного карбида бора [3].

Шихты для получения карбидов готовились по стехиометрии на реакции:

$$TiO_2 + 3C = TiC + 2CO. \quad (1)$$

$$V_2O_3 + 4{,}76C = 2VC_{0,88} + 3CO. \quad (2)$$

$$3Cr_2O_3 + 13C = 2Cr_3C_2 + 9CO. \quad (3)$$

$$ZrO_2 + 3C = ZrC + 2CO. \quad (4)$$

Синтез карбидов титана и циркония проводился в печи сопротивления с углеродным нагревателем, а ванадия и хрома – в индукционной печи тигельного типа в среде аргона. Степень полноты прохождения реакций определялась сравнением расчетной и экспериментальной убыли массы. Установлено, оптимальными температурами синтеза являются, ^oC: для карбида титана 1900 – 2000, карбида ванадия 1400 – 1500, карбида хрома 1300 – 1400, карбида циркония 2000 – 2100.

Полученные образцы карбидов исследовались с привлечением рентгенофазового (РФА) и рентгеноспектрального флуоресцентного анализов, пикнометрического метода, растровой электронной микроскопии (РЭМ), низкотемпературной адсорбции азота (БЭТ), термогравиметрии и дифференциальной сканирующей калориметрии. Также было проведено определение общего углерода в синтезированных образцах. Была изучена стойкость их в растворе серной кислоты.

По данным РФА установлено, что продукты реакции во всех случаях однофазны и содержат карбиды TiC, $VC_{0,88}$, Cr_3C_2 и ZrC. Содержание основных элементов и углерода близко к расчетному. Частицы карбидов имеют неправильную форму с сопоставимыми размерами во всех измерениях (3-5 мкм) и частично агрегированы. Плотность образцов карбидов близка к приведенной в справочной литературе.

Результаты определения текстурных характеристик представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Текстурные характеристики образцов карбидов

Карбид	Температура синтеза, ^oC	Удельная поверхность, $м^2/г$	Удельный объем пор, $см^3/г$	Средний диаметр пор, нм
TiC	1900	2,0	0,009	18,8
$VC_{0,88}$	1400	3,0	0,015	3,7
Cr_3C_2	1300	1,2	0,003	11,3
ZrC	2000	2,8	0,009	11,2

Тугоплавкие соединения и изделия из них обычно эксплуатируются в экстремальных условиях, в том числе и в окислительных средах. Поэтому стойкость их к действию кислорода при повышенных температурах является важным свойством. Результаты термического анализа приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты термического анализа

Образец	Прирост массы, %		Температура начала окисления, ^{o}C
	Экспериментальный	Расчетный	
TiC	17,3	33,3	450
$VC_{0,88}$	43,8	47,8	400
Cr_3C_2	27,0	27,8	560
ZrC	19,4	18,8	480

Таким образом, при достижении температуры 1100 ^{o}C карбид титана окисляется частично, а остальные карбиды – практически полностью. Все изученные карбиды стойки к действию серной кислоты концентрации 1:4 (количество нерастворимого остатка находится на уровне 99 %).

Таким образом, по стойкости к действию агрессивных сред полученные порошки карбидов микронных размеров сопоставимы со стойкостью крупнозергистых порошков этих соединений.

Предварительные технико-экономические расчеты показали, что цена полученыых карбидов в 2 – 3 раза ниже цен зарубежных поставщиков (группа компаний «Goodfellow») аналогичной продукции.

Библиографический список

1.Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: Справочное издание / Под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.

2.G.G. Kuvshinov, Yu.I. Mogilnykh, D.G. Kuvshinov, D.Yu. Yermakov, M.A. Yermakova, A.N. Salanov, N.A. Rudina. Mechanism of Porous Filamentous Carbon Granule Formation on Catalytic Hydrocarbon Decomposition. Carbon 37 (1999), pp.1239 – 1246.

3. Крутский Ю.Л., Баннов А.Г., Соколов В.В., Шинкарев В.В., Ухина А.В., Максимовский Е.А., Пичугин А.Ю., Соловьев Е.А., Дюкова К.Д., Крутская Т.М., Кувшинов Г.Г. Синтез высокодисперсного карбида бора из нановолокнистого углерода // Российские нанотехнологии. – 2013. – № 3 – 4. – С. 21 – 27.

УДК 621.771.262.04

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЛУАТАЦИИ РЕЛЬСОВ ИМПОРТНОГО ПРОИЗВОДСТВА В УСЛОВИЯХ РОССИЙСКИХ ЖЕЛЕЗНЫХ ДОРОГ

Протопопов Е.В., Дементьев В.П., Бойков Д.В., Козырев Н.А., Полевой Е.В., Щеглова А.Б.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Проведены экспериментальные исследования по эксплуатации рельсов импортного производства на железных дорогах РФ. Приведена эксплуатационная стойкость таких рельсов и их сравнение с рельсами отечественных производителей.

Ключевые слова: железнодорожные рельсы, эксплуатационная стойкость, термическая обработка, механические свойства

В мировой практике производства железнодорожных рельсов известно несколько способов термического упрочнения: дифференцированная закалка быстродвижущимся потоком воды, сжатым воздухом или водовоздушной смесью, упрочнение головки в растворе полимера и объемная закалка в масле [1], от способа термоупрочнения сильно зависит эксплуатационная стойкость рельсов [2]. До недавнего времени все производимые на Нижнетагильском и Кузнецком металлургическом комбинатах железнодорожные рельсы подвергались объемной закалки и только в 2010 – 2011 годах в Российской Федерации было освоено производство рельсов с дифференцированной закалкой воздухом в условиях ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» и упрочнением головки в растворе полимера на ОАО «Мечел». Однако, эксплуатация импортных железнодорожных рельсов с дифференцированной закалкой на железных дорогах ОАО «РЖД» производиться уже с 1995 года. Эксплуатационная стойкость таких рельсов в условиях Сибири и Крайнего Севера представляет значительный интерес. В данной работе исследовалось качество рельсов типа Р65 японского производства, изъятых после эксплуатации с кривого участка пути Восточно-Сибирской железной дороги. Общий вид рельса со значительным боковым износом до 15 мм приведен на рисунке 1. Рельсы были уложены во 2-й путь 5256 км в кривой участок пути радиусом 297 м. Пропущенный тоннаж составил 136 млн. т брутто. Рельс снят в апреле 2013 г. по боковому износу. Результаты контрольного химического анализа металла исследуемой пробы в сравнении с существующими в РФ требованиями приведены в таблице 1. По содержанию химических элементов металл пробы соответствует требованиям ТУ 0921-239-01124323-2007 предъявляемых к стали для производства рельсов категории 350ЛДТ.

Результаты фракционного газового анализа показали, что наибольшая массовая доля кислорода находится в алюминатах и в алюмосиликатах каль-

ция, силикатах кальция и магниевых шпинелях 2,6 и 2,2 ppm (соответственно), а наименьшая 1,3 ppm – в силикатах.

Рисунок 1 –Макротемплет рельса

Таблица 1 – Химический состав

Материал	Массовая доля химических элементов, %													ppm
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	Ti	Mo	N	O_2
Проба	0,78	0,80	0,64	0,016	0,005	0,51	0,02	0,02	0,002	0,003	0,002	0,006	0,0022	4,6
ТУ 0921-239-01124323-2007 к стали для рельсов 350ЛДТ	0,72-0,82	0,70-1,20	0,35-1,00	не более		0,30-0,70	не более		не более 0,005	не более 0,01	не более 0,025	не более 0,02	не более 0,015	не более 20
				0,025	0,020		0,10	0,10						

Макроструктуру поперечного сечения рельса выявляли методом глубокого травления в 50 %-ном растворе соляной кислоты и оценивали в соответствии с руководящим документом РД 14-2Р-5-2004 «Классификатор дефектов макроструктуры рельсов, прокатанных из непрерывнолитых заготовок электростали». Макроструктура металла по осевой ликвации (I), точечной неоднородности (II), ликвационным полоскам (III) удовлетворительная. На макротемплете на поверхности рабочей выкружки головки выявлены тонкие извилистые косые трещины, образующие сетку и проходящие на глубину до 1 мм.

Механические свойства при растяжении, ударную вязкость при температуре + 20 °С, измерение твёрдости на поверхности катания головки и по сечению и проводили в соответствии с требованиями ГОСТ Р 51685-2000 и ТУ 0921-239-01124323-2007 на образцах, вырезанных из пробы. Дополнительно из пробы изготовлено два ударных образца для испытания на удар-

ную вязкость при температуре минус 60 °С. Результаты механических испытаний и твердости приведены в таблицах 2 и 3. Механические свойства при растяжении, твердость на поверхности катания головки и по сечению, а также ударная вязкость при температуре + 20 °С, определенная на образцах, вырезанных из нерабочей выкружки головки исследуемого рельса удовлетворяют требованиям ТУ 0921-239-01124323-2007 для рельсов категории 350ЛДТ.

Таблица 2 – Механические свойства при растяжении и ударная вязкость

№ образца	Механические свойства при растяжении				Ударная вязкость KCU, при температуре °С,	
	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ_5	ψ	+20	-60
	Н/мм^2		%		Дж/см^2	
1 – Образец, вырезанный из нерабочей выкружки головки	870	1270	12,0	44,0	20 21	4,8
2 – Образец, вырезанный из рабочей выкружки головки (в зоне смятия)	840	1260	13,0	45,0	12 8,6	4,8
Требования ТУ 0921-239-01124323-2007 для рельсов 350ЛДТ	-	не менее		-	не менее 15 (1,5)	-
		1240	9,0			

Таблица 3 – Твердость

Материал	Твердость, НВ							
	головка					шейка	подошва	
	ПКГ	10 мм	выкружка		22 мм			
Проба	404	380	378	-	347	325	339	329
Требования ТУ 0921-239-01124323-2007 для рельсов 350ЛДТ	362-400	не менее				не более		
		341				341	363	

Повышенная твердость на поверхности катания головки рельсовой пробы (404 НВ) и пониженные значения ударной вязкости при температуре + 20 °С (8,6 – 12 Дж/см^2), определенные на образцах, вырезанных из рабочей выкружки головки обусловлены наклёпом поверхностных слоев металла рельса при эксплуатации. Уровень ударной вязкости при температуре минус 60 °С пониженный и составляет 4,8 Дж/см^2. Данные результаты указывают на невозможность производства рельсов низкотемпературной надежности при использовании технологии дифференцированной закалки [3].

Для определения уровня механических свойств при растяжении и

ударной вязкости металла в подошве пробы, изготовлены разрывные и ударные образцы согласно схеме, представленной на рисунке 2, образцы маркировали порядковым номером, указанным на схеме. Результаты испытаний приведены в таблице 4.

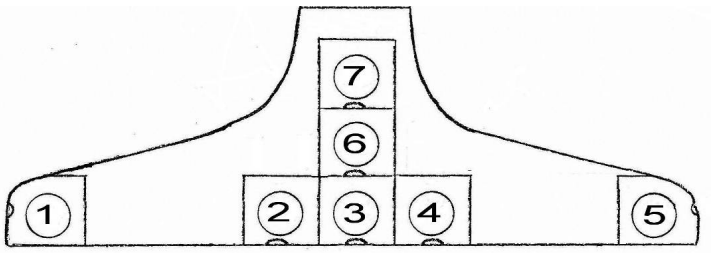


Рисунок 2 – Схема вырезки образцов

Таблица 4 – Механические свойства по сечению рельса

Номер образца	Механические свойства при растяжении				Ударная вязкость KCU, Дж/см^2 при температуре °С	
	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ_5	ψ		
	Н/мм^2		%		+20	-60
1 (перо)	630	1020	12,0	58,0	23, 23	9,7
2	780	1200	9,9	28,0	23, 19	3,6
3	860	1260	9,5	36,0	15, 18	3,6
4	780	1220	11,0	40,0	12, 9,8	4,8
5 (перо)	730	1200	12,0	34,0	23, 18	17
6	750	1160	9,5	23,0	9,6, 20	7,2
7	670	1090	10,5	25,0	12, 15	6,0

Наибольшие значения прочностных характеристик ($\sigma_т$ = 860, $\sigma_в$ = 1260 Н/мм^2) получены на образце, вырезанном у основания подошвы по месту вертикальной оси рельсовой пробы и сопоставимы с уровнем прочностных характеристик в головке ($\sigma_т$= 840 – 870; $\sigma_в$ = 1260 – 1270 Н/мм^2). При этом уровень пластических свойств по сравнению с головкой немного пониженный и составляет соответственно (δ_5 = 9,5; ψ = 36 %) и (δ_5= 12 – 13; ψ = 44 – 45 %).

Уровень прочностных свойств, определенный на некотором расстоянии от вертикальной оси в сторону перьев, несколько ниже по сравнению с вышеуказанными и составляет ($\sigma_т$ = 780; $\sigma_в$ = 1200 – 1220 Н/мм^2), при этом относительное сужение на этих образцах имеет различный уровень и составляет 28 и 40 % соответственно. Относительное удлинение несколько пониженное и составляет 9,9 и 11 %. На одном из перьев подошвы при пониженных значениях прочностных свойств ($\sigma_т$= 630, $\sigma_в$=1020 Н/мм^2) получено относительное сужение до 58 %, на втором пере прочностные свойства не-

сколько выше ($\sigma_т$ = 730; $\sigma_в$ = 1200 Н/мм^2) при относительном сужении 34 %. При этом уровень относительного удлинения одинаковый и составляет 12 %.

На образцах, вырезанных на некотором расстоянии от поверхности по вертикальной оси, также получены пониженные прочностные ($\sigma_т$ = 670 – 750; $\sigma_в$ = 1090 – 1160 Н/мм^2) и пластические свойства (δ_5 = 9,5 – 10,5; ψ = 23 – 25 %).

Уровень ударной вязкости при температуре +20 °С, на образцах, вырезанных из подошвы, в основном составляет 15 – 23 Дж/см^2, на двух образцах ударная вязкость составляет 12 Дж/см^2, и на двух – 9,6-9,8 Дж/см^2 и сопоставим с уровнем ударной вязкости в головке рельса.

Уровень ударной вязкости при температуре минус 60 °С пониженный от 3,6 до 9,7 Дж/см^2, кроме одного образца (17 Дж/см^2), относительно высокие значения получены на образцах, вырезанных из перьев подошвы (9,7 и 17 Дж/см^2).

Твёрдость по сечению головки и подошвы пробы измеряли методом Роквелла на твердомере «AFFRI 251 VRSD». В головке пробы измерения производили вдоль вертикальной оси от поверхности катания на глубину до 40 мм и от поверхности выкружек под углом 45 градусов к горизонтальной прямой, проведенной через контрольные точки замера твёрдости в зоне выкружек на глубине 10 мм, через каждые 5,0 мм согласно схеме, представленной на рисунке 3. В подошве пробы твёрдость измеряли вдоль вертикальной оси от поверхности подошвы на глубину до 35 мм и вдоль горизонтальной прямой, проведённой через контрольные точки замера твёрдости в подошве рельсов, по обе стороны от вертикальной оси через каждые 5,0 мм согласно схеме, представленной на рисунке 4. Результаты измерения твёрдости по сечению головки и подошвы проб представлены в таблицах 5 и 6. Уровень твёрдости по сечению головки по мере удаления от поверхности уменьшается.

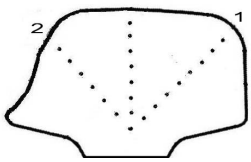


Рисунок 3 – Схема замера твердости по сечению головки рельса

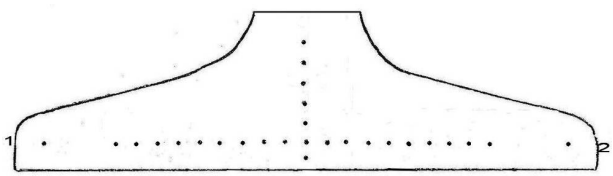


Рисунок 4 – Схема замера твердости по сечению подошвы рельса

Таблица 5 – Твёрдость в головке

Направление измерений	Твёрдость в головке HRC (HB)								
	на расстоянии от поверхности, мм								
	5	10	15	20	25	30	35	40	45
вдоль вертикальной оси	37,3 (361,7)	37,1 (359,9)	36,8 (357,2)	36,3 (352,7)	34,2 (333,8)	33,3 (325,7)	32,7 (321,4)	32,9 (322,1)	-
со стороны выкружки №1 (нерабочей)	38,2 (369,5)	38,1 (368,9)	37,1 (359,9)	36,1 (350,9)	35,2 (342,8)	35,2 (342,8)	34,1 (330,7)	33,3 (325,7)	32,9 (322,1)
со стороны выкружки №2 (рабочей)	37,7 (355,3)	37,4 (362,6)	36,4 (353,6)	36,9 (358,1)	35,7 347,3)	35,5 (345,5)	-	-	-

Таблица 6 – Твёрдость в подошве

Направление измерений	Твёрдость в подошве HRC (HB)													
	на расстоянии от поверхности подошвы пробы													
	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60	65	70
1	34,9 (334)	34,5 (337)	33,1 (324)	33,7 (329)	30,6 (303)	33,1 (324)	29,6 (295)	-	-	-	-	-	-	-
7 мм														
2	33,6 (328)	32,9 (322)	31,7 (312)	30,5 (302)	26,9 (275)	25 (263)	24,6 (259)	24,8 (261)	28 (283)	28,1 (284)	28,8 (289)	27 (276)	28,1 (284)	31,4 (309)
3	33,2 (325)	33,3 (327)	32,9 (322)	31,7 (312)	31,2 (308)	25,2 (263)	24,8 (261)	23,5 (253)	28,1 (284)	27,9 (282)	28,4 (286)	28,1 (284)	28,8 (288)	31,7 (312)
Примечание: 1 – вдоль вертикальной оси; 2 – по горизонтали в сторону пера № 1 от вертикальной оси; 3 – по горизонтали в сторону пера № 2 от вертикальной оси.														

Твёрдость, измеренная по горизонтали в сторону перьев на расстоянии ~ до 25 мм от вертикальной оси практически одинакова и составляет 30,5(302) – 33,6(328,4) HRC (HB), далее до ~ 40 мм она снижается до 23,5(253) –25(262,7) HRC (HB), а затем повышается до 31,7(311,6) HRC (HB).

Дополнительно измеряли твердость на поверхности основания подошвы в произвольном месте по длине пробы на темплете длиной ~ 330 мм после шлифовки его поверхности на глубину до 1 мм. Измерение твердости проводили вдоль прокатки, начиная с одного торца через каждые 10 мм в пя-

ти зонах: осевой и на расстоянии 20 и 40 мм слева и справа от оси. Результаты измерения твердости приведены в таблице 7.

Таблица 7 – Твердость на поверхности основания подошвы

№ пп	Твёрдость на поверхности основания подошвы HRC (HB)				
	40мм слева от оси	20мм слева от оси	в осевой зоне	20мм справа от оси	40мм справа от оси
1	36,6 (355,4)	37,8 (366,2)	36,8 (357,2)	37,3 (361,7)	35,8 (348,2)
2	36,2 (351,8)	37,6 (364,4)	36,7 (356,3)	36,9 (358,1)	35,7 (347,3)
3	36 (350)	37,5 (363,5)	36,2 (351,2)	37,2 (360,8)	35,4 (344,6)
4	36,8 (357,2)	37,3 (361,7)	36 (350)	36,5 (354,5)	35,7 (347,3)
5	36,1 (350,9)	37,3 (361,7)	35,2 (342,8)	37,6 (364,4)	35,9 (349,1)
6	36,4 (353,6)	37 (359)	35,6 (346,4)	36,2 (351,8)	36,1 (350,9)
7	36,2 (351,8)	37,6 (364,4)	35,9 (349,1)	36 (350)	35,7 (347,3)
8	35,8 (348,2)	37,6 (364,4)	36 (350)	36,3 (352,7)	35,6 (346,4)
9	35,7 (347,3)	36,5 (354,5)	35,8 (348,2)	36,3 (352,7)	36,1 (350,9)
10	35,8 (348,2)	36,8 (357,2)	35,8 (357,2)	36,8 (357,2)	35,7 (347,3)
11	36,1 (350,9)	36,9 (358,1)	36,5 (354,5)	36,2 (351,8)	35,7 (347,3)
12	36,2 (351,8)	37 (359)	36,8 (357,2)	37,1 (359,9)	36 (350)
13	36,1 (350,9)	36,8 (357,2)	36,9 (358,1)	37,4 (362,6)	35,7 (347,3)
14	36,9 (358,1)	37,1 (359,9)	36 (350)	37,1 (359,9)	36,1 (350,9)
15	36,3 (352,7)	36,8 (357,2)	37,1 (359,9)	36,9 (358,1)	35,9 (349,1)
16	36,9 (358,1)	36,2 (351,8)	36,4 (353,6)	36,8 (357,2)	35,9 (349,1)
17	36,9 (358,1)	37,3 (361,7)	36,6 (355,4)	37,1 (359,9)	35,6 (346,4)
18	36,5 (354,5)	37,3 (361,7)	37 (359)	36,8 (357,2)	36 (350)
19	36,8 (357,2)	36,8 (357,2)	37 (359)	36,5 (354,5)	36,3 (352,7)
20	36,9 (358,1)	37,1 (359,9)	36,8 (357,2)	36,9 (358,1)	35,3 (343,7)
21	36,3 (352,7)	37 (359)	36,5 (354,5)	37,1 (359,9)	35,3 (343,7)
22	36,3 (352,7)	37 (359)	36,2 (351,8)	37,2 (360,8)	35,2 (342,8)
23	35,2 (342,8)	36,8 (357,2)	36 (350)	36,8 (357,2)	36,3 (352,7)
24	33,2 (324,8)	34,7 (338,3)	36,2 (351,8)	36,2 (351,8)	35,6 (346,4)
25	29,1 (290,8)	33,9 (331,1)	34,7 (338,3)	33,2 (324,8)	33,4 (326,6)
26	26,8 (274,6)	29,1 (290,8)	26,8 (274,6)	23,3 (251,8)	26 (269)
27	27,1 (276,7)	26,4 (271,8)	26,7 (273,9)	25,1 (262,7)	27,3 (278,1)
27	27,8 (281,6)	24,9 (261,4)	23,6 (253,6)	26,1 (269,7)	28,1 (273,7)
29	28,1 (273,7)	24,4 (258,4)	23,3 (251,8)	26,3 (271,1)	27,3 (278,1)
30	29 (290)	25,6 (266,2)	23,9 (255,4)	26,4 (271,8)	29 (290)
31	29,2 (291,6)	26,5 (272,5)	24,8 (260,8)	27,3 (278,1)	28,9 (289,3)
32	29 (290)	26,6 (273,2)	25,4 (264,8)	26,5 (272,5)	27,3 (278,1)

На поверхности пробы на расстоянии ~ 250 мм от торца твердость в осевой зоне и слева и справа от оси до 40 мм практически одинаковая и составляет 35,2 (342,8) – 37,8(366,2) HRC (HB), далее на протяжении ~ 80 мм во всех отмеченных точках наблюдается снижение твердости до 23,3 (251,8) – 29,2 (291,6)HRC (HB).

Оценку загрязнённости металла неметаллическими включениями проводили на шлифе, вырезанном и приготовленном из боковой части головки пробы. Недопустимых строчек глинозёма и нитридов титана, а также строчек глинозёма и нитридов титана, сцементированных силикатами, в металле пробы не выявлено. Строчек хрупкоразрушенных сложных окислов также не выявлены. При просмотре шлифа выявлено единичное глобулярное включение диаметром 10,0 мкм. В основном на шлифе наблюдаются сульфиды нитевидной формы, оцениваемые 1,5 баллом по шкале ГОСТ 1778-70. По месту отдельных сульфидных включений встречаются единичные включения нитридов титана в виде кристаллов светло-розового цвета различной формы. Выявлен один пластичный силикат, выявленный на шлифе, имеющий длину 135 мкм.

Микроструктуру металла изучали на поперечных шлифах, вырезанных из головки пробы, средней части шейки, средней части подошвы и из перьев после травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. При просмотре нетравленых шлифов со стороны поверхности катания головки рельса наблюдаются нарушения сплошности в виде извилистых трещин, глубиной до 1,1 мм (рисунок 5). Полости трещин частично заполнены однородной серой массой, представляющей собой продукты коррозии.

Рисунок 5 – Трещины в головке рельса, ×50

После химического травления шлифов в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты по кромкам трещин наблюдается структура с деформированными зернами, обезуглероживание отсутствует. Со стороны рабочей поверхности головки структура деформирована, местами наблюдается слой наклепанного металла толщиной до 0,065 мм образовавшийся в результате эксплуатации.

Микроструктура металла во всех элементах профиля представляет сорбитообразный и пластинчатый перлит и характерна для дифференцированно термоупрочненного состояния, степень дисперсности которого по мере удаления от поверхности головки уменьшается. Микроструктура металла, выявленная в подошве по месту пониженной твердости, состоит из пластинчатого и зернистого перлита.

Библиографический список

1. Рельсы из электростали / Козырев Н.А., Павлов В.В., Годик Л.А., Дементьев В.П.. – Новокузнецк.: Новокузнецкий Полиграфкомбинат, 2006. – 388 с.
2. Дефекты и качество рельсовой стали / Павлов В.В., Темлянцев М.В., Корнева Л.В., Осколкова Т.Н., Гаврилов В.В. – М.: Теплотехник, 2006. – 218с.
3. Основные направления производства рельсов низкотемпературной надежности / Козырев Н.А. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 4. – С. 31 – 34.

УДК 669. 053.2: 661.811

РАЗВИТИЕ ТЕОРИИ УГЛЕРОДОТЕРМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ И ОКИСЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА В ТВЁРДОЙ ФАЗЕ

Рощин В.Е., Рощин А.В.

Южно-Уральский государственный университет (НИУ)
г. Челябинск, roshchinve@susu.ac.ru

Обоснована общая физическая модель восстановления и окисления металлов, базирующаяся на универсальном принципе равенства числа элементарных носителей зарядов – электронов и протонов в любой фазе и сопряженности процессов массо- и электропереноса в ионной кристаллической решётке.

Ключевые слова: восстановление, окисление, кристаллическая решётка оксидов, ионные вакансии, ионный массоперенос, ионный электроперенос

В основе современных технологий получения железа и ферросплавов, как и на протяжении всех предыдущих 3,5 тысяч лет получения металлов, лежат процессы удаления из руды кислорода путём связывания его углеродом в газообразные продукты. Соответственно этому и теория восстановления, развивавшаяся преимущественно как обобщение опыта работы восстановительных агрегатов, в первую очередь доменных печей, направлена на описание взаимодействия углерода с оксидами металлов. Поскольку в химии до сих пор широко распространена точка зрения о невозможности реакций между твёрдыми телами с наблюдаемой скоростью восстановления, то ещё в конце XIX века Л. Грюнером была предложена, а в середине XX века преимущественно отечественными учёными детально разработана теория так называемого косвенного восстановления. При этом роль реагента, непосредственно связывающего кислород руды, отводится газообразному монооксиду углерода CO. Участие же твёрдого углерода в процессе восстановления сводится к регенерации монооксида из продукта его окисления – диоксида CO_2.

Следствием такого подхода является доминирование «молекулярных» (химических) принципов и представлений, соответствующих уровню науки

первой половины XX века. Обобщенно их можно свести к трём базовым положениям, излагаемым во всех учебных изданиях, например [1]:

1. Принципу А.А. Байкова – принципу последовательного превращения высших оксидов в низшие, а затем в металл. При восстановлении последовательно образуются все возможные оксиды, причём появление металла невозможно без полного превращения каждого высшего оксида в низший, например, по схеме $Fe_2O_3 \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow FeO \rightarrow Fe$.

2. Адсорбционно-автокаталитической теории Г.И. Чуфарова и сотр., согласно которой реакция проходит в три стадии: I – адсорбция газа-восстановителя на активных центрах (зародышах металла), II – химическая реакция на поверхности реагирования, III – десорбция газа (продукта реакции) с поверхности реагирования.

3. Диффузионно-кинетической теории С.Т. Ростовцева и сотр. восстановление контролируется подводом реагентов к месту протекания химической реакции на поверхности оксида или (реже) твёрдого углерода.

Аналогичные представления, хотя и без конкретизации авторов этих теорий, излагаются и в современной зарубежной литературе, например [2].

Однако известно [3], что в рамки адсорбционно-автокаталитической теории не укладывается положительное влияние температуры на скорость восстановления, поскольку с повышением температуры адсорбция уменьшается, теория не объясняет восстановления ряда металлов (Ag, Cu, Mn и др.) при низких температурах, когда реакция газификации углерода не идёт, а также восстановления ряда активных металлов (Cr, Ti, Zr, Nb и др.), для которых CO является недостаточно сильным восстановителем. Для преодоления этих противоречий на роль ключевого реагента, отбирающего кислород у руды, некоторые авторы предлагают сажистый углерод, переносимый через газовую фазу, различные углеводородные радикалы, а иногда и вовсе экзотические соединения типа «недокиси» углерода C_2O_3 [4].

По нашему мнению главный недостаток и источник противоречий этих теорий заключается в свойственном химии «молекулярном» подходе. Ведь реакции между атомами и молекулами возможны лишь в газовой фазе. В конденсированных фазах, будь то металл, оксиды или другие соединения металлов, нет ни атомов металла, ни молекул соединений, а есть катионы металла и оторванные от них «валентные» электроны. В металлической фазе эти электроны обобществлены всеми катионами, связывая их в кристаллическую решётку металлической связью, в оксидах те же электроны локализованы у атомов кислорода, превращая их в анионы и связывая катионы и анионы в кристаллическую решётку оксида преимущественно ионной связью. Ионная структура и, соответственно, кристаллическая решётка, хотя и в искажённом виде, свойственна также расплавам металлов и шлаков, поэтому и в расплавах нет ни атомов, ни молекул [5]. Таким образом, суть окисления и восстановления заключается в перераспределении части электронов металла между его катионами и атомами кислорода (рисунок 1).

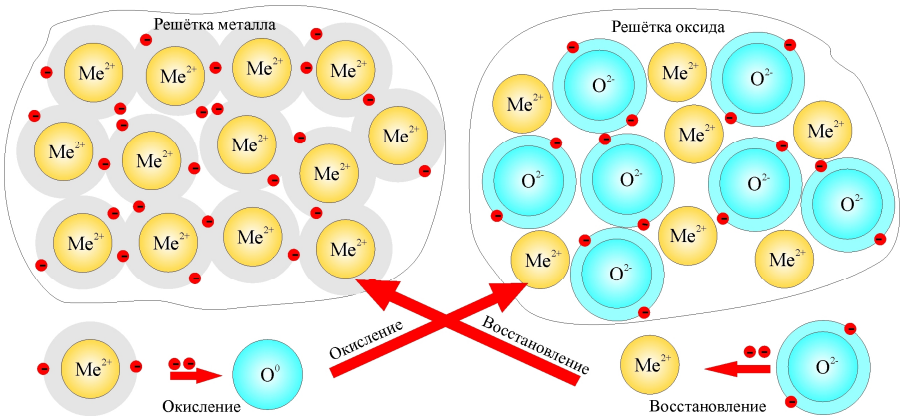


Рисунок 1 – Схема распределения «валентных» электронов при окислении и восстановлении

Обширные экспериментальные исследования твёрдофазного восстановления разных металлов из чистых оксидов, а также из бедных и комплексных руд с использованием современного материаловедческого оборудования позволили нам выявить новые существенные детали процесса восстановления. Главным экспериментальным результатом является надёжно установленный факт выделения металлической фазы в бедных и комплексных рудах не только на поверхности реагирования восстановителя с оксидом, но и вдали от неё – в кристаллической решётке оксидов в окружении анионов кислорода. В совокупности с другими экспериментальными данными, в том числе, резком увеличении электропроводимости оксидов при температуре начала восстановления, изменении состава металлической фазы по мере роста металлических выделений в комплексных рудах, влиянии количества и состава примесных оксидов на распространение восстановительного процесса по объёму кусковых руд и другими, это позволило сформулировать принципы селективного восстановления металлов внутри решётки оксидов [6 – 8].

В основе наших теоретических построений лежат два очевидных принципиальных положения, не учитываемых существующими теориями:

1) при твёрдофазном восстановлении восстановитель взаимодействует не с молекулой оксида, а с кристаллами, образованными катионами и анионами;

2) в любой системе и в любой её части всегда соблюдается равенство элементарных частиц – носителей зарядов, то есть число электронов всегда равно числу протонов.

Из этого следует, что в результате элементарного акта извлечения одного атома кислорода в решётке оксида образуется не атом металла, а анионная вакансия (Va) и появляются два связанных с вакансией «свободных» электрона. Естественно, что эти электроны под действием положительных зарядов катионов смещаются и локализуются у ближайших катионов, понижая их заряд. Но электроны единичной анионной вакансии, окружённой ка-

тионами, никакому конкретному катиону не принадлежат и легко переходят от одного катиона к другому. Поэтому в результате единичного акта изъятия атома кислорода, строго говоря, ни металлический атом, ни, тем более, металлическая фаза не образуются – для этого требуется обобщение большого количества «свободных» электронов. Но уже первые «обобществлённые» ближайшими катионами электроны являются носителями признаков металлической связи и, по сути, являются «зародышами» металлической фазы. В восстановительных условиях, то есть без поступления атомов окислителя, они не могут быть локализованы существующими анионами, поэтому уже такой «зародыш» металла является устойчивым. По мере накопления и слияния вакансий количество «свободных» и обобществляемых катионами электронов увеличивается, результатом чего является появление металлической связи между ближайшими катионами и формирование металлической фазы (рисунок 2).

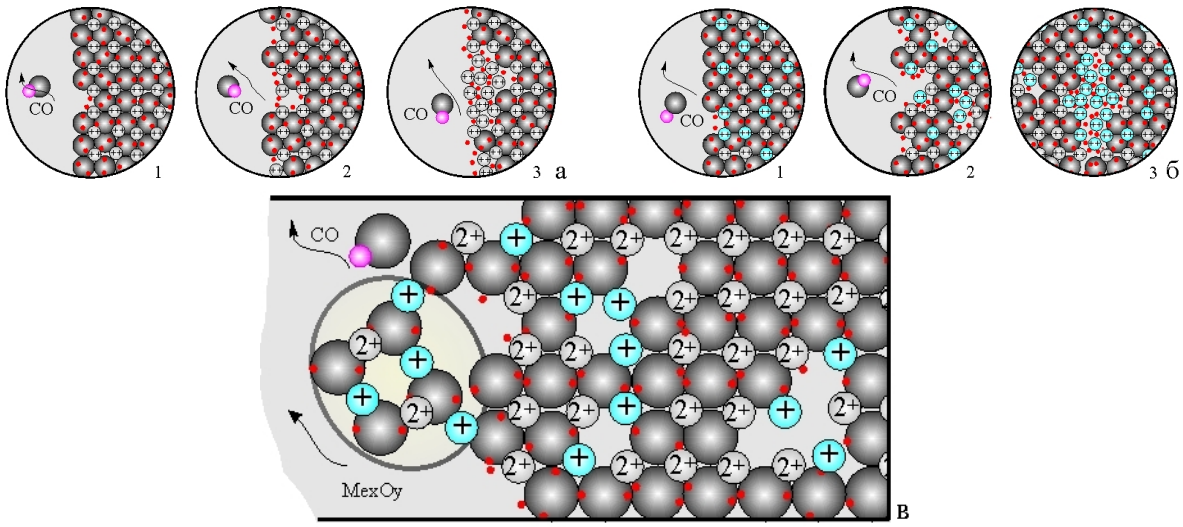


Рисунок 2 – Последовательные этапы (1–3) образования металлической фазы на поверхности реагирования восстановителя с монооксидом (а), в объёме комплексного оксида (б), образование и перенос низших оксидов на поверхность восстановителя

Таким образом, для появления металлической фазы необходимо слияние заряженных анионных вакансий, образующихся на поверхности взаимодействия восстановителя с оксидом. При восстановлении металла из чистого оксида слияние вакансий обычно происходит там, где они образуются, то есть на поверхности реагирования (рисунок 2, а). Это хорошо известный случай восстановления металлов, в частности железа, из монометальных богатых руд. При восстановлении металлов из бедных или комплексных руд (сидеритовых, титаномагнетитовых, хромитовых), в которых восстанавливаемые катионы находятся в одной кристаллической решётке с другими трудно восстанавливаемыми катионами, например магния, алюминия, титана и дру-

гими, появление вакансий происходит менее интенсивно, а их концентрация меньше. В таких условиях вследствие теплового движения частиц вакансии могут рассеиваться в объёме кристаллической решётки. Их слияние происходит в местах стока на дефектах решётки или в местах повышенной концентрации восстанавливаемых катионов. В итоге металлическая фаза выделяется в окружении анионов кислорода в объёме оксида (рисунок 2, б).

В соответствии с требованием электронейтральности движение вакансий должно сопровождаться перемещением электронов от одного катиона к другому, что тождественно перемещению катионов пониженного заряда или даже атомов, однако без перемещения самих катионов и атомов. Но это возможно лишь при условии, что все катионы обладают одинаковой энергией взаимодействия с электронами. Если же на пути движения вакансии встречается катион с более сильным взаимодействием, то между ним и электронами вакансии возникает более сильная связь, и вакансия увлекает («буксирует» [9]) такой катион. Движение вакансии в этом случае замедляется, её могут догонять другие вакансии, которые также могут буксировать аналогичные катионы, а при слиянии вакансий может образоваться металлическая фаза, образованная рассеянными в оксиде катионами с относительно высоким сродством к электрону. Происходит селективное восстановление катионов в соответствии с величиной их энергии связи с электронами.

При восстановлении многозарядных ($3^+ – 6^+$) катионов вследствие постепенного понижения зарядов и вызванного этим ослабления ионной связи под влиянием теплового движения может происходить отрыв от поверхности оксида фрагментов, соответствующих составу низших оксидов, и перенос их на поверхность восстановителя (рисунок 2, в).

В случае окисления металла, покрытого оксидной плёнкой, происходит внедрение атома кислорода в решётку оксида. При этом атом должен превратиться в анион, захватив два электрона. Поскольку свободных электронов в решётке оксида нет, превращение атома кислорода в анион может происходить только за счёт повышения степени ионизации уже существующих катионов. Итогом будет образование двух электронных дырок, связанных с недостающим катионом – катионной вакансией (Vк).

Катионные окислительные вакансии, как и анионные при восстановлении, рассеиваются в решётке оксида вместе с электронными дырками (риунок 3). Местом стока катионных вакансий является поверхность металла, где вакансии заполняются катионами металла, а электронные дырки – электронами металлической связи. Но переход электронных дырок от одного катиона к другому требует повышения степени ионизации катионов. Отрыв дополнительных электронов требует значительных затрат энергии, поэтому движение катионных вакансий происходит существенно труднее и медленнее анионных. Таким образом, несмотря на практически полную аналогию механизмов восстановления и окисления, при одних и тех же температурных условиях они протекают с разной скоростью – восстановление происходит несопоставимо быстрее.

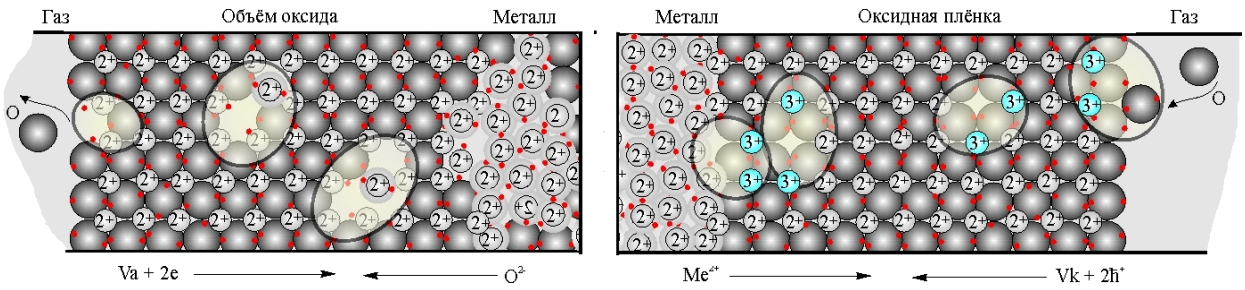


Рисунок 3 – Схема процессов восстановления и окисления в объёме оксида

Важными новыми выводами из изложенных положений, имеющими существенное значение, являются:

– разные кинетические условия протекания процессов восстановления и окисления металла при общности их электрохимической сути;

– возможность пространственного разделения места, в котором протекает химическая реакция взаимодействия восстановителя или кислорода с оксидом, и места выделения или растворения металлической фазы;

– возможность восстановления металла в окружении анионов кислорода;

– отсутствие необходимости доставки восстановителя или восстановленных на поверхности металлических атомов к месту выделения металлической фазы внутри оксида, а также отвода оттуда второго продукта химической реакции – газовых молекул оксидов углерода;

– необходимость доставки катионов из металлической фазы на поверхность оксида при селективном окислении;

– высокая скорость распространения восстановительного процесса в объёме оксида, осуществляемого перемещением анионных вакансий и сопряженным движением электронов, то есть без переноса на значительные расстояния вещества – молекул, атомов или ионов;

– преобразование ионной химической связи оксида в металлическую связь в объёме исходного оксида без последовательного полного превращения высших оксидов в низшие и образования атомов металла;

– формирование зародыша металлической фазы при восстановлении не из атомов, а из катионов оксидной фазы путём преобразования химической связи из ионной в металлическую;

– устойчивость в восстановительных условиях металлических зародышей любого размера, то есть отсутствие критических размеров зародыша и, следовательно, энергетических затруднений образования металлической фазы;

– селективное восстановление катионов в кристаллической решётке сложных оксидов, образованных твёрдыми растворами или смесями оксидов;

– концентрирование и опережающее выделение из оксида рассеянных примесных катионов, обладающих высокой энергией связи с электронами;

– невозможность перехода в частицы восстанавливаемого металла примесей, являющихся окислителями металла, в частности серы.

Библиографический список

1. Попель С.И., Сотников А.И., Бороненков В.Н. Теория металлургических процессов. М.: Металлургия, 1986. – 463 с.
2. Vignes A. Extractive Metallurgy 2. Metallurgical Reaction Processes. – London: ISTE Ltd, 2011. – 355 p.
3. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф. Металлургия железа. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 464 с.
4. Рябчиков И.В., Мизин В.Г., Яровой К.И. Химизм восстановления железа и хрома из оксидов углеродом. Сталь. 2013, №6. – С. 30 – 33.
5. Рощин В.Е., Рощин А.В.Электрометаллургия и металлургия стали. – Челябинск: Изд. Центр ЮУрГУ, 2013. – 572 с.
6. Рощин В.Е., Рощин А.В. Селективное восстановление металлов в решётке комплексных оксидов // Металлы. – 2013. – № 2. – С. 12 – 20.
7. Рощин В.Е., Рощин А.В. Физические основы селективного восстановления металлов в кристаллической решётке комплексных оксидов // Известия ВУЗов. Чёрная металлургия. – 2013. – № 5. – С. 44 – 54.
8. Рощин В.Е., Рощин А.В. Физика химических реакций окисления и восстановления металлов в твердой фазе/Современные металлические материалы и технологии (СММТ’2013): труды Международной научно-технической конференции**. –** СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2013. – С. 225 – 231.
9. Фистуль В.И. Физика и химия твердого тела. Т. II. М.: Металлургия, 1995. – 450 с.

НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В ЧЕРНОЙ И ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

УДК 669.184.244.66

ОСОБЕННОСТИ ШЛАКОВОГО РЕЖИМА КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКИ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ВЫСОКОМАГНЕЗИАЛЬНЫХ ФЛЮСОВ*

ПРОТОПОПОВ Е.В., КАЛИНОГОРСКИЙ А.Н.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, kalinogorsky@mail.ru

С целью повышения качества стали, разливаемой на МНЛЗ провели опытные плавки с промежуточными повалками и исследовали особенности шлакообразования в 350-т конвертерах ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» при использовании высокомагнезиальных флюсов. Результаты исследования показали, что для повышения рафинирующей способности конвертерных магнезиальных шлаков необходимо изменение шлакового режима конвертерной плавки и обеспечение требуемых физико-химических характеристик.

Ключевые слова: Конвертер, флюс, продувка, рафинирование металла, основность, окисленность, температура плавления шлака

Выплавка стали в кислородных конвертерах занимает ведущую роль в структуре сталеплавильного производства благодаря технологической гибкости процесса и высокой производительности агрегатов, которая во многом определяется стойкостью их футеровки и, соответственно, качеством горячих ремонтов.

Для повышения эффективности горячих ремонтов, и в частности технологии нанесения шлакового гарнисажа, в настоящее время широко используются высокомагнезиальные флюсы. Это позволяет повысить содержание MgO в сталеплавильном шлаке до 12 – 14 %, снизить его агрессивное воздействие на футеровку агрегата, придать шлаку огнеупорные свойства и получить надежное защитное покрытие. Вместе с тем, необходимо отметить, что использование высокомагнезиальных флюсов замедляет шлакообразование, затрудняет протекание процессов рафинирования металла и обеспечение требуемого качества металлопродукции [1, 2].

В настоящей работе с целью повышения качества стали, разливаемой на МНЛЗ, исследовали особенности шлакообразования в 350-т конвертерах ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» при использовании высокомагнезиальных флюсов.

Среди большого разнообразия применяемых магнезиальных материалов предпочтение, в настоящее время, отдается высокомагнезиальному флю-

* Работа выполнена в СибГИУ по государственному заданию Минобрнауки России, проект 2556.

су ФОМИ производства ООО «Группа Магнезит», содержащему не менее 66 % MgO. По принятой в цехе технологии общий вес металлической завалки составляет 320 – 350 т, при расходе чугуна – 820 – 850 кг/т. Для формирования шлака применяют известь, содержащую не менее 88,5 % CaO и бой отработанной футеровки алюминиевых электролизеров (выбойку) с содержанием 50 % C, 35 % CaF_2, 12 % Al_2O_3. Для предварительного подогрева лома в конвертере используют уголь ТОМ (5 – 8 кг/т). Подачу ФОМИ в агрегат (в среднем 14,8 кг/т) выполняют вместе с известью в завалку на металлический лом до его нагрева.

При этом формируется шлак с основностью 2,9 – 3,2 ед, содержащий 11 – 13 % SiO_2, 34 – 42 % CaO, 25 – 30 % FeO, 12 – 13 % MgO, 4,0 – 4,5 % MnO, 1,9 – 2,5 % Al_2O_3, 0,08 – 0,1 % S, 1,34 – 1,54 % P_2O_5 (таблица 1). Таким образом, присадки высокомагнезиального флюса обеспечивают высокое содержание MgO в шлаке, приводят к снижению концентрации CaO и повышению окисленности шлака.

Таблица 1 – Технологические показатели продувки металла в 350-т конвертерах с использованием высокомагнезиального флюса ФОМИ

Показатели	Значение
Количество плавок	150
Расход металлолома, т/ кг/т	87,3/ 281
Расход чугуна, т/ кг/т	254,8/ 819
Температура чугуна, °С	1399
Химический состав чугуна, %	
Si	0,57
Mn	0,41
S	0,017
P	0,091
Присадки в конвертер, т/ кг/т	
ФОМИ	4,6/14,8
Известь	15,9/ 51,2
Уголь	1,9/ 6,0
Выбойка	1,1/ 3,5
Температура на повалке, °С	1622
Химический состав металла на повалке, %	
C	0,053
Mn	0,097
S	0,02
P	0,01
Химический состав шлака, %	
CaO	36,4
SiO_2	11,7
FeO	25,2

Продолжение таблицы 1

Показатели	Значение
MgO	12,3
MnO	4,2
P_2O_5	1,46
S	0,085
Основность	3,1
Коэффициенты распределения:	
(S)/[S]	4,2
(P2O5)/[P]	141,2

Для исследования особенностей формирования шлака провели серию опытных плавок с промежуточными повалками на 4-й, 12-й минутах и по окончанию продувки конвертерной ванны с использованием высокомагнезиального флюса и сравнительные плавки без присадок последнего. В остальном шихтовку опытных плавок, режим подачи шлакообразующих, дутьевой режим процесса выдерживали в соответствии с технологической инструкцией и плавками текущего производства.

В таблице 2 представлено изменение химического состава шлака в течение продувки для характерных опытных и сравнительных плавок, а также характеристики шлака, отобранного после окончания операции нанесения защитного гарнисажного покрытия (проба 1-4). Некоторые различия внутри каждой группы объясняются особенностями проведения плавок, но, тем не менее, закономерности в опытных и сравнительных плавках четко прослеживаются. При использовании флюса растворение извести протекает медленнее: содержание CaO в течение всей продувки на 5 – 10 % ниже обычных значений, при этом наблюдается быстрое увеличение содержание MgO в шлаке при его повышенной окисленности.

Так, в конечном шлаке опытной плавки содержание CaO составляет 35 %, а FeO – 36% (проба 2-3); а на сравнительной плавке – 48 и 24 % (проба 3-3), соответственно. На характеристики шлака сравнительных плавок безусловно влияет размыв шлакового гарнисажа от предыдущей плавки: содержание MgO на повалке конвертера в одном случае – 3,99 % (проба 3-3), а в другом – даже 11,59 % (проба 4-3).

Как известно, наличие оксида магния до 6 – 8 % положительно влияет на шлакообразование [2], но при предварительном подогреве шихтовых материалов уже на первой повалке содержание MgO превышало 8 % и свидетельствовало о достаточно быстром растворении флюса ФОМИ в начале продувки. Заметно, что во второй половине продувки содержание MgO нарастает медленнее, чем в первой. Последнее обусловлено приближением концентрации MgO к пределу его растворимости в шлаке. Эти закономерности сохраняются и на сравнительных плавках: основное количество магнезии поступает в шлак в первые минуты продувки.

Таблица 2 – Физико-химические свойства конвертерных шлаков характерных опытных и сравнительных плавок

Номер	Содержание в шлаке, %			Температурный интервал плавления шлака, °С
	CaO	MgO	FeO	
Опытные плавки				
1-1	24,41	8,95	25,12	1246 – 1281
1-2	31,70	11,58	21,24	1321 – 1373
1-3	38,21	11,19	28,02	1396 – 1424
1-4	41,24	18,30	21,75	1401 – 1434
2-1	22,96	9,69	24,64	1288 – 1344
2-2	32,09	13,12	23,15	1382 – 1420
2-3	35,23	11,70	36,11	1403 – 1436
Сравнительные плавки				
3-1	30,67	3,61	21,55	1220 – 1258
3-2	42,65	5,60	10,17	1287 – 1321
3-3	48,64	3,99	23,78	1378 – 1420
4-1	29,26	5,06	35,50	1283 – 1321
4-2	35,93	8,18	13,00	1355 – 1401
4-3	41,51	11,59	21,12	1385 – 1417

В шлаке на протяжении всего периода продувки присутствует твердая фаза, и количество ее увеличивается к окончанию операции. Последняя представлена нерастворившимися зернами шлакообразующих материалов и тугоплавкими минералами шлака.

В пробах зафиксированы скопления крупных зерен периклазидов, состоящих из двух изоморфных рядов: периклаза и извести, которые наблюдали во всех опытных образцах [3]. Их наличие свидетельствует о том, что большая часть этих тугоплавких минералов, оплавляясь с периферии, прошла стадию перекристаллизации с уплотнением внутренних объемов. Таким образом, конвертерный шлак в течение продувки имеет гетерогенный состав, где тугоплавкие частицы периклаза и извести находятся в расплаве боле легкоплавких составляющих. Вследствие возрастания вязкости шлака и его гетерогенности на опытных плавках наблюдали снижение реакционной способности шлака в отношении удаления серы и фосфора из металла и ухудшение технологических показателей процесса.

Исследование температуры плавления повалочных проб шлака подтвердило основные закономерности шлакообразования. Измерение температуры плавления конвертерных шлаков выполняли на микропечи в атмосфере воздуха. За температуру начала плавления принимали температуру, при которой происходит скругление острых кромок частиц шлака, а конец плавления – полный переход его в жидкое состояние и растекание на пластинке.

Каждый шлак расплавляли не менее пяти раз с последующим определением среднеарифметического.

Температурный интервал плавления шлака опытных плавок по ходу продувки изменяется с 1246 – 1281 °С до 1403 – 1436 °С, тогда как на сравнительных плавках, без использования высокомагнезиального флюса ФОМИ – с 1220 – 1258 °С до 1378 – 1420 °С (см. таблицу 2).

Важной особенностью процесса формирования шлака в течение продувки конвертерной ванны является наблюдаемое изменение его состава в направлении от наиболее легкоплавких композиций к все более тугоплавким при увеличении концентрации основных оксидов, главным образом CaO и MgO. На рисунке 1 представлено влияние содержания (CaO+MgO) на температуру плавления конвертерного шлака.

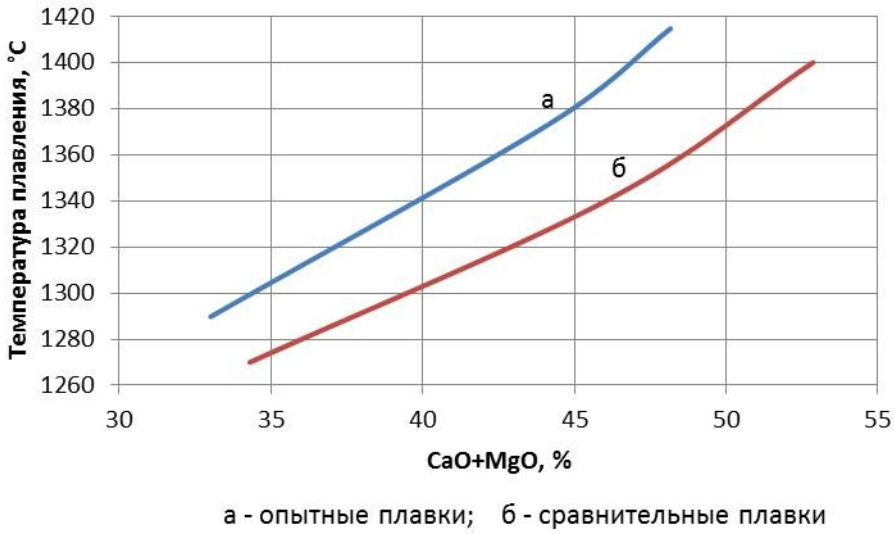


Рисунок 1 – Влияние химического состава шлака на температуру его плавления

С увеличением содержания (CaO+MgO) отмечено увеличение температуры плавления шлака. Присадки высокомагнезиального флюса на опытных плавках и соответственное увеличение содержания MgO в конвертерном шлаке приводят к росту его температуры плавления.

Таким образом, подача высокомагнезиальных флюсов в начале плавки в завалку в количестве, определяющим перенасыщение шлака оксидами магния (8 – 13 % MgO), способствует уменьшению скорости растворения извести в течение всей продувки металла, загущению шлака, снижению его рафинирующей способности. Для корректировки состава шлака на различных этапах процесса и улучшения шлакообразования необходимо регламентировать режим присадки высокомагнезиальных флюсов в зависимости от сортамента выплавляемого металла.

Библиографический список

1. Бабенко А.А., Кривых Л.Ю., Мухранов Н.В. и др. Фазовый состав конвертерных магнезиальных шлаков и технологические приемы повышения износоустойчивости формируемого на футеровке гарнисажа. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 2. – С. 37 – 40.
2. Возчиков А.П., Демидов К.Н., Смирнов Л.А. и др. Повышение стойкости футеровки конвертера с применением магнезиально-глиноземистого флюса при переделе высокофосфористых чугунов. // Черная металлургия. – 2013. – № 7. – С. 53 – 57.
3. Протопопов Е.В., Пермяков А.А., Калиногорский А.Н. Исследование особенностей формирования гарнисажа на футеровке большегрузных конвертеров при использовании высокомагнезиальных флюсов. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2013. – № 4. – С. 32 – 35.

УДК 621.921.26

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ КАРБИДООБРАЗОВАНИЯ В СИСТЕМАХ Si–O–C, Si–O–C–H

Аникин А.Е, Галевский Г.В.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, kafcmet@sibsiu.ru

Проведен термодинамический анализ процессов карбидообразования в системах Si–O–C, Si–O–C–H. Показано, что доминирующим является образование карбида кремния. Определены условия получения карбида, не содержащего примесей.

Ключевые слова: микрокремнезем, буроугольный полукокс, карбид кремния, термодинамика.

Термодинамический анализ проведен с целью прогнозирования оптимальных параметров получения карбида кремния (соотношения компонентов, температуры и давления в системе), определения равновесных показателей процесса (степени превращения сырья в карбид, составов газообразных и конденсированных продуктов), оценки вклада в процессы карбидообразования отдельных реакций, обеспечивающих в исследуемых условиях эффективную переработку сырья. В связи с использованием в процессе в качестве сырья микрокремнезема, содержащего до 92 – 95 % масс. SiO_2 и буроугольного полукокса с содержанием летучих от 10 до 0,5 % масс., объектами исследования явились системы Si–O–C, Si–O–C–H.

Расчет равновесных составов систем Si–O–C и Si–O–C–H проводился «константным» методом. Расчеты выполнялись с использованием программы компьютерного моделирования высокотемпературных сложных химических равновесий «PLASMA» (ИХТТиМ СО РАН), имеющей встроенную базу данных продуктов взаимодействия для оксидо-, боридо-, карбидо- и нит-

ридообразующих систем. При расчетах рассматривалась область температур 800 – 2000 К при различном давлении в системе: от 0,1 до 0,0001 МПа. Расчеты проводились с шагом в 100 градусов. Исходными данными служили константы равновесия реакций образования соединений из элементов.

Принятые для расчетов составы газовой и конденсированной фаз исследуемых систем приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Составы газовой и конденсированной фаз исследуемых систем

Система	Состав фаз	
	газовой	конденсированной
Si–O–C	Si, Si^+, Si^-, Si_2, Si_3, O, O_2, C, C^+, C_2, C_3, C_4, C_5, SiO, SiC, SiC_2, Si_3C, CO, CO_2	Si, SiO_2, C, SiC
Si–O–C–H	Si, Si^+, Si^-, Si_2, Si_3, O, O_2, C, C^+, C_2, C_3, C_4, C_5, H, H^+, H_2, CH_2, CH_3, CH_4, C_2H, C_3H, C_4H, C_2H_2, C_2H_4, SiO, SiC, SiC_2, Si_3C, CO, CO_2	Si, SiO_2, C, SiC

Выбор в исследуемых системах соотношений исходных компонентов определялся стехиометрией реакции образования карбида кремния

$$SiO_2 + 3C = SiC + 2CO \qquad (1)$$

и составом шихтовых материалов. Соотношения и давления, выбранные для расчетов, приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Соотношения компонентов в исследуемых системах

Соотношение компонентов, моль	Давление (Р), МПа	Примечание
Si:O:C = 1:2:3	0,1	По стехиометрии для реакции (1)
Si:O:C = 1:2:3	0,01	По стехиометрии для реакции (1)
Si:O:C = 1:2:3	0,0001	По стехиометрии для реакции (1)
Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6	0,1	10 %-ный недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6	0,01	10 %-ный недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)
Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6	0,0001	10 %-ный недостаток углерода по сравнению со стехиометрией для реакции (1)

Результаты расчетов равновесных составов систем Si–O–C и Si–O–C–H приведены на рисунках 1 и 2 и в таблицах 3 и 4.

Можно видеть, что в обеих системах процесс карбидообразования является доминирующим

$$SiO_{2(т)} + 3C_{(т)} = SiC_{(т)} + 2CO_{(г)}. \qquad (2)$$

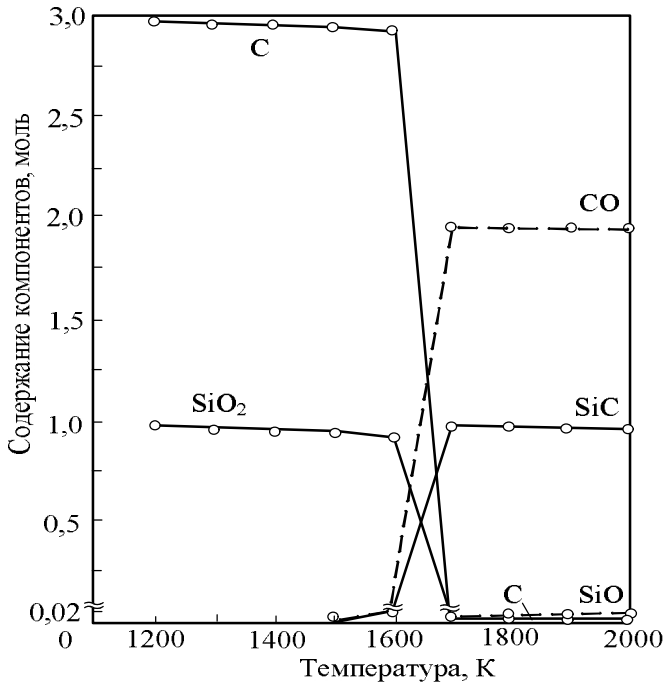


Рисунок 1 – Зависимость равновесного состава системы Si–O–C от температуры при соотношении Si:O:C = 1:2:3 и давлении P = 0,1 МПа (— конденсированные, – – – газообразные продукты)

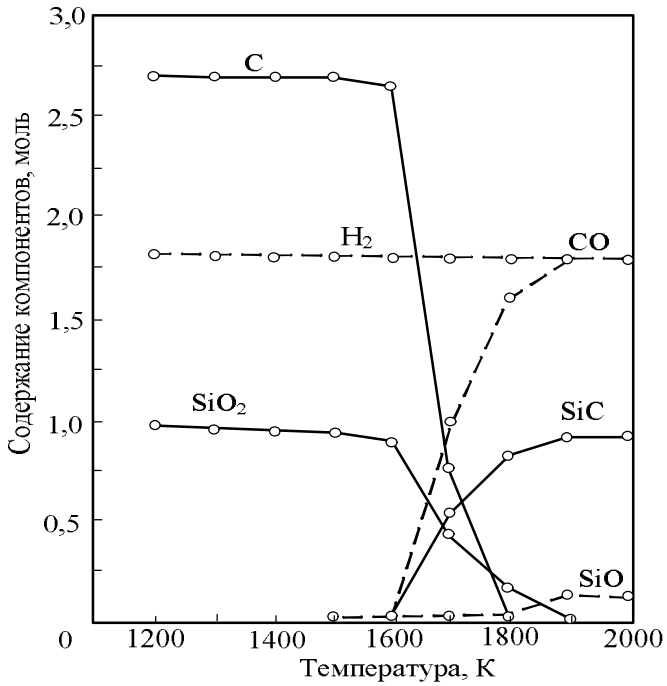


Рисунок 2 – Зависимость равновесных составов системы Si–O–C–H от температуры при соотношении Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6 и давлении P = 0,1 МПа (— конденсированные, – – – газообразные продукты)

Таблица 3 – Равновесные концентрации конденсированных продуктов взаимодействия в системе Si–O–C при соотношении компонентов Si:O:C = 1:2:3 (% масс.)

T, K	P = 0,1 МПа			P = 0,01 МПа			P = 0,0001 МПа		
	SiO_2	C	SiC	SiO_2	C	SiC	SiO_2	C	SiC
800	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0
900	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0,02
1000	62,5	37,5	0	62,5	37,5	0,01	62,2	37,3	0,52
1100	62,5	37,5	0	62,4	37,4	0,2	0	0,3	99,71
1200	62,5	37,5	0	61,0	36,7	2,3	0	0,4	99,60
1300	62,5	37,5	0	0	0,2	99,8	0	0,6	99,40
1400	61,8	37,1	1,1	0	0,2	99,8	0	1,0	99,0
1500	61,0	36,8	2,2	0	0,3	99,7	0	1,3	98,7
1600	53,7	32,5	13,8	0	0,4	99,6	0	2,0	98,0
1700	0	0,6	99,4	0	0,6	99,4	0	2,8	97,2
1800	0	0,8	99,2	0	0,9	99,1	0	3,7	96,3

Таблица 4 – Равновесные концентрации конденсированных продуктов взаимодействия в системе Si–O–C–H при соотношении компонентов Si:O:C:H = 1:2:2,7:3,6 (% масс.)

T, K	P = 0,1 МПа			P = 0,01 МПа			P = 0,0001 МПа		
	SiO_2	C	SiC	SiO_2	C	SiC	SiO_2	C	SiC
900	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0
1000	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0,001
1100	64,94	35,06	0	64,94	35,06	0,002	64,84	35,00	0,16
1200	64,94	35,06	0	64,74	36,04	0,04	62,54	33,86	3,60
1300	64,94	35,06	0	64,54	35,94	0,30	12,47	0	87,53
1400	64,92	35,06	0,03	62,84	34,53	2,63	8,95	0	91,05
1500	63,97	34,51	1,52	51,27	26,61	22,12	0	0	100,00
1600	60,75	32,15	7,10	11,35	0	88,65	0	0	100,00
1700	25,57	8,89	65,54	0	0	100,00	0	0	100,00
1800	9,33	0	90,67	0	0	100,00	0	0	100,00
1900	0	0	100,00	0	0	100,00	0	0	100,00

При стехиометрическом составе шихты максимальное содержание в продуктах карбида кремния достигается при 1700 К, а при 10 %-ном недостатке углерода – при 1900 К. Введение в систему водорода фактически не влияет на процесс карбидообразования, что обусловлено крайне низким (менее 0,001 моль) содержанием в температурной области карбидообразования углеводородов и углеводородных радикалов. В системе Si–O–C равновесная степень превращения кремния в карбид не превышает 0,97 %, что соответствует содержанию моноксида кремния в газовой фазе 0,02 моль. Вследствие этого из шихты стехиометрического состава (SiO_2 + 3C) получить однофаз-

ный, не содержащий свободный углерод, карбид кремния невозможно (таблица 3). Этого можно избежать при использовании шихты с некоторым (~ 10 % масс.) недостатком углерода – восстановителя (таблица 4). В этом случае в системе появляется область сосуществования карбида кремния и избыточного кремнезема. При этом температурная область сосуществования этих фаз тем шире, чем выше давление в системе. Выше этих температур карбид кремния сам является восстановителем для кремнезема, т.е. становится возможным следующее взаимодействие

$$2SiO_{2(т)} + SiC_{(т)} = 2SiO_{(г)} + CO_{(г)}. \quad (3)$$

В результате этой реакции карбид кремния очищается от избытка кремнезема. Особенно эффективным может быть проведение её в вакууме.

Библиографический список

1. Ноздрин И.В. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов ванадия и хрома в условиях плазменного потока / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 12 – 17.
2. Ноздрин И.В. Плазменный синтез и физико-химическая аттестация нанокарбида хрома / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 12. – С. 3 – 8.
3. Ширяева Л.С. Исследование плазменного синтеза нанокарбида хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов // СибГИУ. – Новокузнецк, 2012. – Вып. 29. – С. 94 – 101.

УДК 662.732

ПРОИЗВОДСТВО, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ БУРОУГОЛЬНОГО ПОЛУКОКСА БЕРЕЗОВСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ КАНСКО-АЧИНСКОГО БАССЕЙНА

Аникин А.Е., Галевский Г.В.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, anikin1985@rambler.ru

Анализ состояния производства, свойств и областей применения полукоксов из отечественных малометаморфизованных углей различных месторождений позволяет сделать вывод, что наиболее перспективно производство и потребление буроугольного полукокса Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна ввиду его улучшенных свойств, технологической возможности его крупнотоннажного производства, относительно низкой стоимости, а также значительной потребности в нем многих областей промышленности.

Ключевые слова: Буроугольный полукокс, углеродистый восстанови-

тель, неспекающиеся угли, металлургические процессы, восстановление, Березовское месторождение Канско-Ачинского бассейна, технологии производства полукокса, свойства полукокса, стоимость полукокса, ТЕРМОКОКС

В настоящее время наблюдается нехватка основного восстановителя, использующегося в металлургических процессах, – каменноугольного кокса. В связи с этим ведутся поиски новых углеродистых материалов, способных заменить кокс. Наряду с этим, угледобывающие предприятия активно ищут новые направления сбыта энергетических углей [1]. Следовательно, весьма перспективным направлением является поиск вариантов замены каменноугольного кокса исходными и переработанными энергетическими углями. Особенно интересны в этом плане бурые угли ввиду их значительных запасов и относительной дешевизны. Однако при использовании исходных бурых углей возникает целых ряд проблем. Зачастую металлургические предприятия располагаются на значительном удалении от буроугольных месторождений. Исходный бурый уголь имеет высокие влажность (27 – 38 %) и выход летучих веществ (45 – 48 %) [2]. Такие показатели является недопустимыми для металлургических процессов. В связи с этим, становится очевидной необходимость предварительной обработки бурого угля перед использованием в металлургических процессах. Одним из направлений подготовки бурого угля к использованию является сушка и дальнейшее брикетирование. Однако этого недостаточно в связи с тем, что выход летучих веществ при этом не уменьшается. Добиться этого можно с помощью глубокой термической переработки бурого угля до температур 750 – 800 °С. При этом образуется буроугольный полукокс (БПК) – продукт, обладающий необходимыми свойствами для его применения в металлургических процессах.

Целью настоящей работы является анализ технологий производства полукоксов из отечественных малометаморфизованных углей различных месторождений, сравнительный анализ свойств этих полукоксов, а также областей их применения.

В качестве сырья для производства БПК может быть использован любой бурый уголь. Однако одними из наиболее перспективных являются бурые угли Канско-Ачинского бассейна (КАБ) ввиду их значительных запасов, низких зольности и содержания серы, а также благоприятного состава золы [3]. В составе КАБ наиболее перспективными для производства БПК можно считать бурые угли Березовского месторождения. Березовское месторождение обладает значительными балансовыми запасами – 2453,2 млн. т. [4]. Разработка осуществляется открытым способом на разрезе «Березовский-1». Толщина разрабатываемого угольного пласта – до 70 м [4]. Добыча угля на уровне 7,5 – 8,0 млн. т/год. Березовское месторождение находится на юго-западе Красноярского края в непосредственной близости к Кемеровской области, а, следовательно, и к центру металлургии Сибири. Кроме того, рядом проходит Транссибирская железнодорожная магистраль. Бурые угли Березовского месторождения обладают благоприятными составом и свойствами:

низкие зольность (5,6 %) и содержание серы (0,2 – 0,7 %), высокая теплота сгорания (16,0 МДж/кг), а также благоприятный состав золы (CaO+MgO до 55 %) [4].

Известны различные технологические варианты производства полукоксов из малометаморфизованных углей [3, 5 – 7].

На заводе «Сибэлектросталь» (г. Красноярск) в конце 60-х гг. применялся энерготехнологический способ полукоксования бурого угля [3, 5]. В Югославии в 60-е гг. применялся способ полукоксования на установке Лурги-Ругаз в реакторе с кипящим слоем. На Ангарском нефтехимическом комбинате, Ленинск-Кузнецком заводе полукоксования, а также в Германии в 60–70-е гг. получил распространение процесс полукоксования в вертикальных шахтных печах системы Лурги с внутренним обогревом [5]. На заводе «Сланцы» в г. Кохтла-Ярве (Эстония) совместно с ВУХИНом в 1997 г. было проведено коксование длиннопламенного угля Новой Зеландии в камерных печах с внешним обогревом. Также опробован и отработан процесс полукоксования углей марок Д, ДГ и СС в газогенераторах [6]. В 2000-х гг. в газогенераторах данного завода были проведены полукоксования углей марки Д Шубаркольского разреза Казахстана [6]. Известна технология термоокислительного полукоксования на цепных колосниковых решетках (ЦКР). Пиролиз угля осуществляется в окислительном режиме за счет сгорания над слоем топлива выделяющихся летучих веществ. В России данную технологию разрабатывали в МХТИ им. Д.И. Менделеева, затем в ВУХИНе. Процесс внедрен в условиях Казахстана для получения углеродистых материалов из углей марки Д Шубаркольского разреза [6]. В России в промышленном масштабе не применяется. За рубежом данный способ широко используют в Канаде, США, Германии, ЮАР и Индии [6]. Для получения полукокса могут применяться кольцевые печи. Сущность метода заключается в нагревании тонкого слоя свободно лежащей угольной загрузки на движущемся поде. Наибольший опыт накоплен в Германии и США. В бывшем СССР технология коксования в кольцевых печах отрабатывалась на Нижнетагильском металлургическом комбинате и Московском коксогазовом заводе. В настоящее время эти установки не работают [6]. В Китае в провинции Шаньси эксплуатируются две вертикальные печи типа SJ производительностью около 100 тыс./т год полукокса из углей Шеньму марки Д. Газ для нагрева угля вдувается через фурмы, установленные в стенах печи. Сгорая и частично сжигая выделяющиеся при нагреве летучие компоненты угля, образующиеся внутри печи, газ равномерно нагревает загрузку угля [7]. Данная технология также используется в Казахстане – на борту Шубаркольского разреза в 2006 г. построено шесть печей с общим производством полукокса 300 тыс. т/год [7].

В настоящее время одним из самых перспективных способов получения БПК считается технология «ТЕРМОКОКС» [8]. Суть технологической концепции состоит в разделении углей с высоким выходом летучих веществ на два продукта – газовое топливо и коксовый остаток (полукокс). В рамках

указанной технологии реализуются следующие способы: «ТЕРМОКОКС-С», «ТЕРМОКОКС-КС», «ТЕРМОКОКС-O_2» [8]. Технология «ТЕРМОКОКС-С» предусматривает частичную газификацию углей в слоевых аппаратах. В 1996 г. процесс реализован в г. Красноярске [1, 8]. Технология «ТЕРМОКОКС-КС» заключается в частичной газификации углей с использованием технологии кипящего слоя. В 2007 г. процесс реализован на Березовском разрезе (Красноярский край) [1, 8]. Технология «ТЕРМОКОКС-O_2» предусматривает частичную газификацию угля в слоевых реакторах с использованием кислородного дутья [1, 8]. Таким образом, исходя из географии применения, по технологии «ТЕРМОКОКС» перерабатываются, в первую очередь, бурые угли Березовского месторождения КАБ. Данная технология позволяет перерабатывать бурые, а также каменные угли марок Д и Г других месторождений.

Сравнительный анализ свойств БПК из углей Березовского месторождения КАБ (БПК березовский) [6], БПК из углей Таловского месторождения Томской области (БПК таловский) [9], полукокса из каменного угля марки Г Кузбасса (ООО «Завод полукоксования», г. Ленинск-Кузнецкий) (КПК ленинск-кузнецкий) [3, 5, 7] и полукокса из каменного угля марки ДГ Черемховского месторождения Иркутского бассейна (Ангарский завод нефтеоргсинтеза) (КПК ангарский) [3, 5] представлен в таблице 1.

Таблица – Свойства полукоксов из малометаморфизованных углей различных месторождений

Свойства полукоксов	Наименование полукоксов			
	БПК березовский	БПК таловский	КПК ленинск-кузнецкий	КПК ангарский
Зольность на сухую массу, A^d, %	8,6	13,2	10,0	27,0
Выход летучих веществ на сухую беззольную массу, V^{daf}, %	9,5	7,7	17,2	5,6
Содержание фиксированного углерода, C_{fix}, %	81,9	79,1	74,5	67,4
Химический состав золы, %:				
SiO_2	19,0	Нет св.	35,1	75,7
Al_2O_3	10,5	То же	26,8	11,2
$CaO + MgO$	52,0	»	13,4	3,0
Fe_2O_3	5,8	»	20,6	7,6
Удельное электросопротивление в засыпи кусков 3-6 мм, ρ, Ом·см	Нет св.	»	$1{,}6 \cdot 10^6$	75,0
Пористость, $П$, %	49,9	»	45,9	55,0
Удельная поверхность, S, м^2/г	264,0	»	217,5	182,0
Реакционная способность по CO_2 при 1000 °С, PC, см^3/(г·с)	6,48	5,4	4,35	9,8

Из таблицы 1 видно, что БПК березовский обладает улучшенными свойствами. Кроме этого, БПК березовский обладает следующими преимуществами: БПК таловский получен в лабораторных условиях; КПК ленинск-кузнецкий производится в объеме 60 тыс. т/год [6]; производство КПК ангарского остановлено в начале 1990-х гг. На Березовском разрезе производится около 25 тыс. т/год БПК на одну установку. При этом имеется возможность увеличения объема производства до 100 – 125 тыс. т/год и более. Спрос на БПК из углей Березовского месторождения КАБ может составлять от 5 до 10 млн. т/год. БПК из углей Березовского месторождения КАБ опробован и применяется в следующих областях: в качестве бездымного высококалорийного топлива [1, 3, 8]; сырья для производства водорода путем газификации [3]; восстановителя в металлургических процессах; в производстве ферросплавов заменяет коксовый орешек; используется в качестве восстановителя для прямого (недоменного) получения железа из руд, для приготовления пылеугольного топлива (ПУТ) для вдувания в горн доменной печи [1, 3, 8]; добавки в шихту для коксования [1, 3, 5]; углеродного сорбента [8]; как высококалорийный компонент смесевых топлив самого различного назначения, например, для обжига цементного клинкера или для спекания глинозема [5]. Анализ цен показывает, что бурый уголь марки 2Б Канско-Ачинского бассейна имеет стоимость 450 – 550 руб./т, каменный уголь марки Г Кузнецкого бассейна – 1200 – 1400 руб./т, БПК Березовского месторождения КАБ – 2500 руб./т, полукокс ООО «Завод полукоксования» марки П-2 (класс 10-100 мм) – 5500 руб./т, марки П-3 (класс 0-10 мм) – 2500 руб./т, коксовый орешек – 5000 – 6000 руб./т, кокс класса 25-40 мм – 6000 – 7000 руб./т.

Таким образом, проведенный анализ состояния производства, свойств и областей применения полукоксов из отечественных малометаморфизованных углей различных месторождений позволяет сделать вывод, что наиболее перспективно производство и потребление буроугольного полукокса Березовского месторождения КАБ ввиду его улучшенных свойств по сравнению с полукоксами из малометаморфизованных углей других месторождений, технологической возможности его крупнотоннажного производства, относительно низкой стоимости, а также значительной потребности в нем многих областей промышленности.

Библиографический список

1. Исламов С.Р. Глубокая переработка угля: введение в проблему выбора технологии / С.Р. Исламов, С.Г. Степанов // Уголь. – 2007. – № 10. – С. 55 – 58.
2. Угли СССР : справочник / И.А. Ульянов [и др.]. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Недра, 1975. – 308 с.
3. Минерально-сырьевая база угольной промышленности России : в 2 т. Т. 1. Состояние, динамика, развитие / Н.Н. Балмасов [и др.] ; под ред. А.Е. Евтушенко, Ю.Н. Малышева. – М. : Издательство Московского государст-

венного горного университета, 1999. – 648 с.
4. Минерально-сырьевая база угольной промышленности России : в 2 т. Т. 2. Регионы и бассейны / Н.Н. Балмасов [и др.] ; под ред. А.Е. Евтушенко, Ю.Н. Малышева. – М. : Издательство Московского государственного горного университета, 1999. – 448 с.
5. Мизин В.Г. Углеродистые восстановители для ферросплавов / В.Г. Мизин, Г.В. Серов. – М. : Металлургия, 1976. – 272 с. : ил.
6. Страхов В.М. Научные и производственные аспекты получения специальных видов кокса для электротермических производств / В.М. Страхов // Кокс и химия. – 2008. – № 9. – С. 44 – 49.
7. Технология производства и качество полукокса из вертикальных печей типа SJ Китая / В.М. Страхов [и др.] // Кокс и химия. – 2007. – № 5. – С. 17 – 24.
8. Исламов С.Р. Энергоэффективное использование бурых углей на основе концепции «ТЕРМОКОКС» : автореф. дис. на соиск. учен. степ. док. техн. наук / С.Р. Исламов ; Энерготехнологическая компания «Сибтермо». – Красноярск, 2010. – 37 с. : граф. – Библиогр. : с. 33 (52 назв.).
9. Строкина И.В. Разработка научных основ и определение технологических режимов углеродотермического восстановления и окисления железа в водородосодержащей атмосфере : дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук : спец. 05.16.02 : защищена 17.12.2013 / И.В. Строкина. – Новокузнецк, 2013. – 154 с.: ил. – Библиогр.: с. 120–132.

УДК 669.041

УГЛЕРОДОТЕРМИЧЕСКОЕ ВОССТАНОВЛЕНИЕ В ВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ АТМОСФЕРЕ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ КОНЦЕНТРАТОВ БАКЧАРСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ

СТРОКИНА И.В., АНИКИН А.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, kafcmet@sibsiu.ru

Разработаны научные основы и определены технологические режимы углеродотермического восстановления железорудных концентратов в водородсодержащей атмосфере.

Ключевые слова: железорудный концентрат Бакчарского месторождения, полукокс бурого угля Таловского месторождения, восстановление, металлизация.

Рост мирового спроса на продукцию черной металлургии, наблюдающийся на протяжении последних лет, привел к образованию дефицита на рынке сырой железной руды и получаемого из нее железорудного концентрата. Для успешного развития сибирской металлургии необходимо создание прочной долговременной сырьевой базы, удовлетворяющей потребности

развития производительных сил Сибири и Дальнего Востока.

Таким резервом являются осадочные месторождения железа и, в частности, крупнейший из них – Западно-Сибирский железорудный бассейн, потенциал которого практически в 2,5 раза выше общих мировых запасов железных руд.

Одно из крупнейших железорудных месторождений этого бассейна – Бакчарское месторождение Томской области. Запасы железной руды составляют ~ 38 млрд. т с содержанием общего железа по первоначальному прогнозу от 35 до 42%. Месторождение рассматривается как потенциально долгосрочный источник сырья как для существующих металлургических комбинатов, так и для создания собственной инфраструктуры по добыче и переработке руды с последующей организацией самостоятельного металлургического и металлопрокатного производства.

Выгодное экономическое положение Бакчарского месторождения определяется близостью к крупным промышленным центрам (180 км западнее Томска и на расстоянии 200 км севернее Новосибирска), Кузнецкому угольному бассейну, нефтяным и газовым месторождениям (соответственно 600 и 400 км), крупной энергетической системе и лесным ресурсам.

В рамках научно-технического партнерства с Томской горнодобывающей компанией исследуется возможность организации металлургического производства по схеме, включающей получение из рудных концентратов Бакчарского месторождения и углеродистого восстановителя металлизованных окатышей, переплав их в электропечи, последующую внепечную обработку стали. В качестве восстановителя рассматривалась возможность использования бурых углей Таловского месторождения Томской области с общими ресурсами ~ 3,6 млрд.т.

Исследования показали, что использование бурых углей в восстановительных процессах проблематично из-за высокого содержания смолистых веществ (15 – 18 % от общей массы), которые отлагаются в низкотемпературных горизонтах печных установок. В целях удаления смолистых веществ уголь с большим содержанием летучих подвергается процессу полукоксования. Полукоксы, получаемые из бурых углей, обладают на порядок большей реакционной способностью и более высоким содержанием элементарного водорода, по сравнению с другими твердыми восстановителями, что позволяет при восстановлении оксидов железа обойтись без дополнительного ввода водородсодержащих компонентов для обеспечения оптимальных концентраций водорода в газовой фазе. Работа на таком полукоксе обеспечивает снижение температуры начала восстановления, увеличение в несколько раз скорости химических реакций за счет высокой степени адсорбции и диффузии водорода на поверхности рудного концентрата и углеродистого материала.

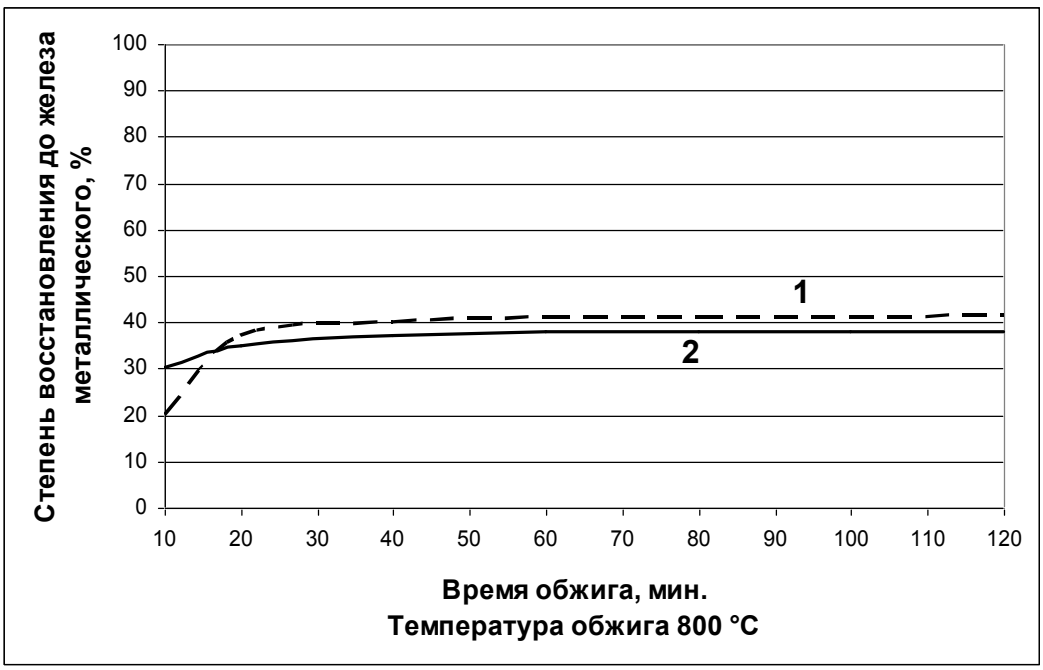
Полукоксы получали обжигом при разных температурах и времени выдержки в электропечи сопротивления. Оптимальный режим, при котором полностью происходит удаление смолистых фракций и остаточное содержа-

ние летучих составляет 7 – 15 %, что достаточно для обеспечения интенсификации процесса восстановления, наблюдается при температурах 575-580 ^{0}С и времени выдержки 30-40 мин.

Из железорудного концентрата Бакчарского месторождения, полученного в процессе обжиг-магнитного обогащения с валовым содержанием железа 58,8 % и полукокса бурого угля Таловского месторождения (A^d = 15,2 %; V^{daf}=11,5; $C^d_{тв.}$=75,1 %) в лабораторных условиях были изготовлены окатыши при помощи гранулятора тарельчатого типа. В качестве связующего использовалась глинистая суспензия бентонита. Химический состав полученных сырых окатышей: %$Fe_{общ.}$= 51,99; %SiO_2 = 7,42; %Al_2O_3 = 4,10; %CaO = 7,57; % MgO = 0,15. Фракционный состав гранул после сушки: > 5 мм – 17 %, 5 – 3,5 мм – 18 %, 3,5 – 0,4 мм – 41 %, <0,4 мм – 24%. Прочность окатанного железорудного сырья оказалась достаточной для проведения экспериментов по восстановительному обжигу.

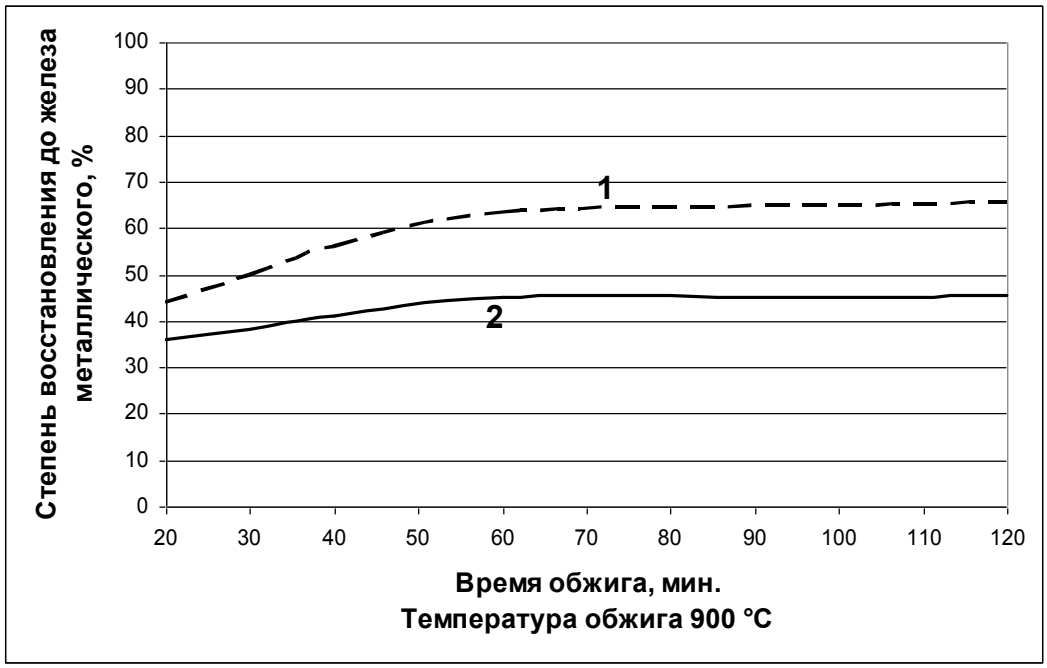
Изучение кинетики процесса восстановления железорудных окатышей с полукоксом бурого угля проводилось в электропечи сопротивления. Окатыши и для сравнения порошкообразная шихта аналогичного состава обжигались при различной температуре и времени выдержки (10, 20, 40, 80 и 120 мин) в кварцевых пробирках, плотно закрытых графитовыми пробками.

По усредненным экспериментальным данным результатов химических анализов построены зависимости степени восстановления железорудного сырья от продолжительности обжига при температурах 800, 900 и 950 ^{0}С (рисунки 1, 2 и 3 соответственно).



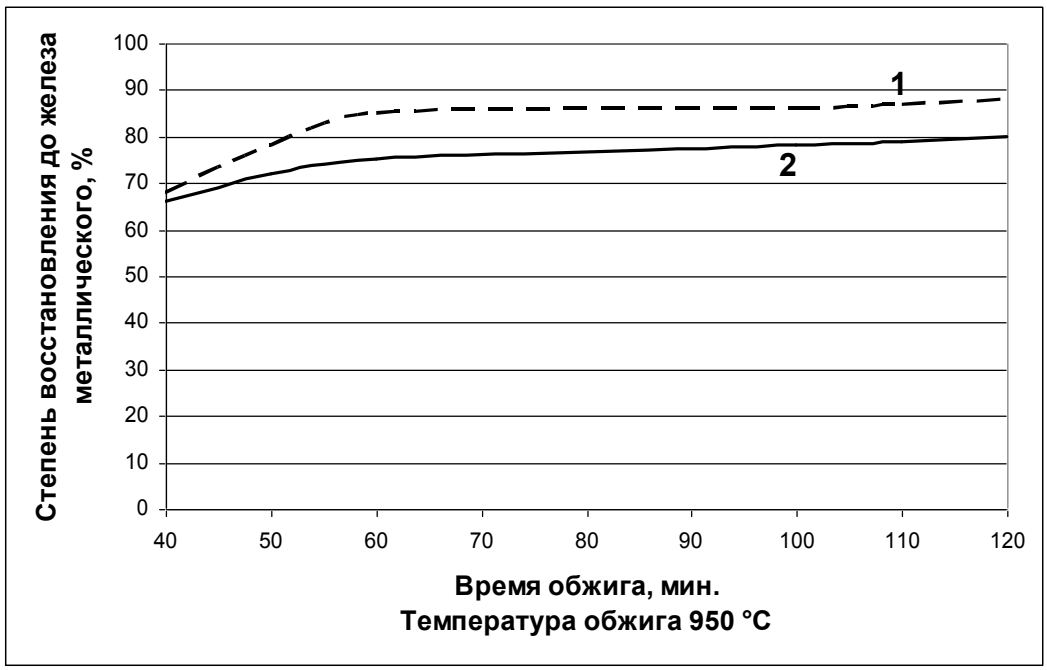
1 – окатыши; 2 – порошок

Рисунок 1 – Зависимость степени восстановления железорудного концентрата Бакчарского месторождения полукоксом бурого угля Таловского месторождения от продолжительности обжига



1 – окатыши; 2 – порошок

Рисунок 2 – Зависимость степени восстановления железорудного концентрата Бакчарского месторождения полукоксом бурого угля Таловского месторождения от продолжительности обжига



1 - окатыши, 2 – порошок

Рисунок 3 – Зависимость степени восстановления железорудного концентрата Бакчарского месторождения полукоксом бурого угля Таловского месторождения от продолжительности обжига

Следовательно, оптимальными условиями для восстановления окатанной шихты является обжиг в течение ~ 1 часа при температуре 950 ^{0}С. Таким

образом, получение высокометаллизованного сырья из железорудных и буроугольных природных запасов Томской области осуществимо и представляется перспективным.

УДК 669.18

ПЕРСПЕКТИВЫ И ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ БАРИЙСТРОНЦИЕВЫХ МОДИФИКАТОРОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛИ

Дмитриенко В.И., Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Платонов М.А., Дмитриенко А.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, kafamsf@sibsiu.ru
Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета, г. Юрга

Изучены фазовые превращения и металлургические свойства барийстронциевого модификатора применительно к условиям, характерным для внепечной обработки стали. Полученные данные показывают, что применение барийстронциевого модификатора в практических условиях весьма технологично. Модификатор имеет хорошие перспективы в применении для улучшения качества стали.

Ключевые слова: модифицирование, рентгеноструктурный анализ, термический анализ, температура плавления.

Значительные резервы повышения качества металлов заложены в возможности активного и целенаправленного формирования их структуры и свойств путем введения в расплав модификаторов и микролегирующих добавок.

Модифицирование и микролегирование стали и чугуна потенциально является наиболее экономичным и высокоэффективным методом воздействия на формирование литой структуры слитков и отливок и придания металлу повышенных технологических и служебных свойств.

Конечной задачей модифицирования является повышение механических, технологических и эксплуатационных свойств слитков и отливок.

Известно, что модифицирование щелочноземельными элементами - позволяет, во-первых, изменить форму неметаллических включений, переводя ее из «опасной» в более благоприятную, глобулярную, исключающую образование микротрещин в металле, во-вторых, очистить границы зерен, повысить равномерность распределения структурных составляющих и обеспечить увеличение пластичности и ударной вязкости.

Отмечается, что результат модифицирования усиливается если применять не один, а несколько модифицирующих элементов. Например, допол-

нительная обработка барием приводит к повышению усвоения кальция и к усилению положительного воздействия на механические свойства. Поэтому для модифицирования лучше применять комплексные сплавы и лигатуры.

Вместе с тем получение лигатур (особенно содержащих активные элементы – барий и стронций) является энерго-, трудо- и материалоемким производством в черной металлургии. При этом операции выплавки, разливки, грануляции, дробления, упаковки лигатур не только требуют больших затрат труда, но и сопровождаются потерями металла. Данные производства являются экологически вредными и взрывоопасными. Лигатуры получаются весьма дорогими.

В связи с этим весьма перспективной является задача создания технологий модифицирования, которые позволяли бы проводить модифицирование стали барием и стронцием из природных материалов, минуя стадии производства лигатур.

В России, на северо-востоке Иркутской области, открыто и разрабатывается уникальное месторождение комплексных карбонатных руд, содержащих кальций, барий и стронций.

Предприятием ООО «НПК Металлтехнопром» освоен выпуск барийстронциевого модификатора БСК-2 по ТУ 1717-001-75073896-2005. Модификатор используется при производстве стали, чугуна и цветных сплавов, а также в покрытиях сварочных электродов. Результаты химического анализа барийстронциевого модификатора приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав барийстронциевого модификатора, %

BaO	SrO	CaO	SiO_2	MgO	K_2O	Na_2O	Fe_2O_3	MnO	Al_2O_3	TiO_2	CO_2
13,0-19,0	3,5-7,5	17,5-25,5	19,8-29,8	0,7-1,1	2,5-3,5	1,0-2,0	1,5-6,5	0,0-0,4	1,9 3,9	0,7-1,1	16,0-20,0

Модификатор прошел промышленное опробование на ряде предприятий и на некоторых принят к постоянному использованию. Вместе с тем лабораторные исследования и промышленные данные свидетельствуют о нестабильности в получении модифицирующего эффекта.

В связи с этим возникла необходимость более детально изучить процессы, протекающие при введении модификатора в сталь в сталеплавильном агрегате и стальковше.

Проведенный рентгенофазовый анализ показал, что основными соединениями, входящими в состав барийстронциевого модификатора, являются баритокальцит $BaCa(CO_3)_2$, кальцит $CaCO_3$, кальциостронцианит $CaSr(CO_3)_2$, доломит $MgCO_3$ и сидерит $FeCO_3$.

С целью изучения фазовых и структурных превращений, происходящих при нагреве в рудном минерале, составляющем барийстронциевый модификатор, использовали термогравиметрический анализ. Нагрев осуществляли до температуры 1773 К со скоростью 10 град./мин. Вес образца состав-

лял 74,2 мг. Исследования проводили на приборе для термического анализа фирмы Setaram.

На термограмме, полученной в результате анализа, наблюдается два крупных термических эффекта: в интервале температур 992 – 1464 K эндотермический (разложение доломита, разложение кальцита, полиморфное превращение и разложение кальцита в стронцианите) и 1463 – 1763 K – экзотермический. Наличие экзотермического эффекта связано, вероятно, с реакциями межфазного взаимодействия, протекающими в системе барийстронциевого модификатора (образование силикатов).

Сопоставление этих тепловых эффектов по величине (площади между кривыми отклонения и нулевой линией) между собой показало их примерное равенство.

Таким образом можно говорить о том, что затраты тепла на процесс нагрева, разложения и плавления данного материала заметно меньше чем в случае использования чистых карбонатных веществ.

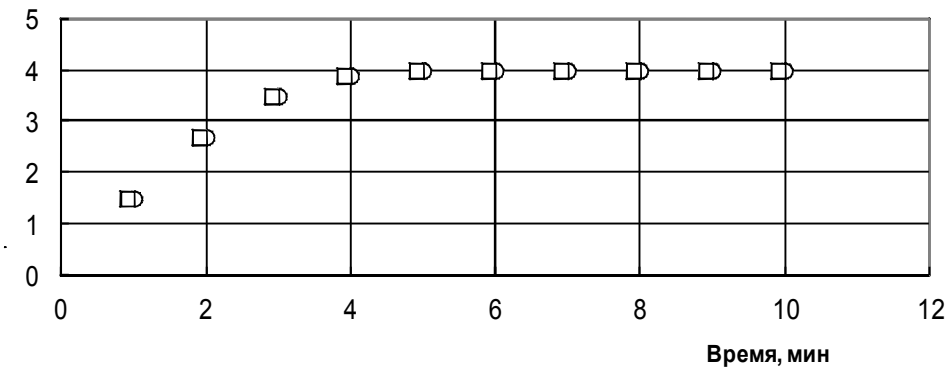
Была сделана оценка кинетики диссоциации карбонатных соединений в составе БСК-2.

Так как обработка стали модификатором протекает при небольших колебаниях температуры (изотермический процесс), то кинетику исследовали гравиметрическим методом по убыли массы навески модификатора (выделение CO_2 из карбонатов).

Методика исследования была следующей: навеску модификатора массой 20 г помещали в разогретую печь Таммана и во время выдержки, с интервалом в одну минуту, фиксировали убыль массы.

Для проведения эксперимента были выбраны два значения температур: 1673, 1773 K, которые характерны для рабочего диапазона температур на заключительной стадии процесса выплавки стали (перед выпуском и в ковше).

Данные по кинетике разложения барийстронциевого модификатора представлены на рисунке 1.



□ – 1673 K; ○ – 1773 K

Рисунок 1 – Изменение массы модификатора при изотермической выдержке

Полученные данные показывают, что при температурах сталеплавильных процессов, скорости протекания реакций диссоциации минеральных составляющих слабо зависит от температуры – кривые для температур 1673 и 1773 К практически совпадают. Фактическая скорость диссоциации достаточно велика, все реакции, включая и стадию нагрева, заканчиваются примерно за 5 минут и не должны вызывать какие либо затруднения при использовании данного материала.

Для определения температуры начала плавления модификатора и шлаков применяли микропечь сопротивления с платиновым нагревателем.

Для определения влияния барийстронциевого модификатора на свойства формируемого шлака применили методику горячего лабораторного моделирования: в печи Таммана в алундовом тигле расплавляли навеску металла весом 100 – 130 г. После расплавления металл раскисляли кристаллическим кремнием в количестве 0,5 г. На поверхность расплавленного металла присаживали шлаковую смесь, приготовленную по двум вариантам:

1 – из извести и плавикового шпата 10 г (5:1);

2 – из извести, плавикового шпата 10 г (5:1) и модификатора 1,5 г.

После проплавления шлаковой смеси тигель извлекали из печи и охлаждали на воздухе. Шлак отделяли от металла и по вышеописанной методике определяли температуру его плавления. Усредненные показатели температур плавления по пяти измерениям следующие, К:

– модификатор барийстронциевый 1649 (1638 – 1660);
– шлак без модификатора 1753 (1745 – 1761);
– шлак + 15 % модификатора 1742 (1636 – 1648).

Данные по температуре начала плавления барийстронциевого модификатора, полученные на оптической печи удовлетворительно совпадают с наблюдениями при термическом анализе, где в конце нагрева образца было зафиксировано начало образования жидкой фазы, из этого следует, что модификатор сам имеет низкую температуру плавления 1649 К, и кроме того несколько снижает температуру плавления основных шлаков.

Для формирования структуры необходимо воздействие свободных модифицирующих элементов. В качестве восстановителей в сталеплавильных процессах могут рассматриваться углерод, кремний, алюминий. Для определения условий восстановления бария и стронция из оксидов использовались методы термодинамического моделирования, реализованные в программном комплексе «Терра». Анализ результатов теоретических расчетов показал, что углерод при температурах, характерных для сталеплавильных процессов (1873 – 1923 К), практически не восстанавливает барий и стронций из их оксидов; кремний может восстанавливать барий примерно на 60 %, но плохо восстанавливает стронций (всего лишь на 15 %), а при использовании алюминия степень восстановления бария и стронция из оксидов достигает соответственно 70 и 50.

Из анализа результатов термодинамического моделирования следует, что восстановление бария и стронция из их оксидов более полно происходит

при использовании в качестве восстановителя алюминия.

Выводы:

– использование природного модификатора не вызывает каких-либо затруднений в ведении технологического процесса;

– рекомендации по вводу природного модификатора аналогичны тем, что даются для плавленых материалов;

– при вводе модификатора рекомендуется проводить дополнительное раскисление металла и шлака алюминийсодержащими материалами;

– для эффективного использования алюминия необходимо предварительное тщательное раскисление металла и шлака с целью снижения окислительного потенциала системы металл-шлак.

УДК 669.15

АЛЬТЕРНАТИВНЫЕ УГЛЕРОДОСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ В ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ ПРОЦЕССАХ ПОЛУЧЕНИЯ МАРГАНЦЕВЫХ, ХРОМИСТЫХ СПЛАВОВ И МЕТАЛЛИЗОВАННОГО ЖЕЛЕЗА

Рожихина И.Д., Романенко Ю.Е., Лазаревский П.П., Ходосов И.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

Изучена возможность использование каменных углей Кузбасса, в качестве восстановителей при производстве ферросплавов и внедоменного железа.

Ключевые слова: искапаемые угли, восстановление оксидов, производство ферросплаво.

Дефицит коксующихся углей, их недостаточное качество и высокая стоимость коксования ставит вопрос об экономии кокса в металлургическом производстве. Кроме того, дефицит металлургического кокса отражается на его рыночных ценах, и, как следствие, приводит к увеличению себестоимости готовой продукции [1, 2]. Данная проблема характерна для многих отраслей металлургии, в том числе при производстве ферросплавов углеродотермическим способом.

В сложившейся ситуации приоритетными направлениями исследований является разработка и внедрение материало- и энергосберегающих технологий получения металлопродукции с вовлечением в производство альтернативных видов углеродистых восстановителей.

Одним из вариантов расширения сортамента углеродистых восстановителей является использование природных ископаемых углей без предварительной термической обработки при выплавке марганцевых и хромистых сплавов. При получении внедоменного железа также можно использовать ископаемые угли, в этом случае продукты термического разложения углей

участвуют в восстановителении оксидов из железных руд.

В статье рассмотрена возможность использования каменных углей Кузбасса в качестве сырья при производстве марганцевых и хромистых сплавов, а также при получении металлизованных продуктов.

Уголь для использования в металлургической промышленности должен удовлетворять следующим требованиям [3]:

– оптимальный гранулометрический состав при минимальном содержании крупных и мелких классов;

– реакционная способность должна быть выше, чем у коксового орешка;

– высокое удельное электросопротивление в верхних горизонтах ванны печи;

– низкое содержание нежелательных минеральных примесей;

– достаточная механическая прочность, обеспечивающая подготовку угля к плавке с минимальным количеством отходов;

– не высокая калорийность летучих веществ;

– высокая термическая стойкость в условиях промышленной печи.

Всем этим требованиям удовлетворяют угли, добываемые в Кемеровской области: каменный марки Д – длиннопламенный (шахта «Инская», г. Белово) и бурый марки 2Б (разрез «Итатский», Тяжинский р-н.). Характеристики восстановителей приведены в таблице 1. Для сравнительного анализа приведен состав коксового орешек ОАО «Алтай-кокс». Указанные свойства позволяют рассматривать каменные и бурые угли месторождений Кузбасса как перспективные восстановители при производстве ферросплавов.

Таблица 1 – Физико-химические свойства углеродистых восстановителей

Показатели	Уголь каменный ш. Инская	Уголь бурый р. Итатский	Коксовый орешек ОАО «Алтай-кокс»
Технический анализ, %			
A^{d} (зола)	5,64	7,83	11,92
V^{daf} (летучие)	43,53	46,76	1,83
W^{r} (влага)	15,4	35,3	5,0
S^{d} (сера)	0,26	0,68	0,89
Содержание углерода в рабочей массе, %	55,6	49,1	84,6
Реакционная способность, $см^3/г·с$	4,47	5,47	0,72
Удельное электросопротивление, Ом·см	$\geq 1{,}9 \cdot 10^6$	$\geq 1{,}9 \cdot 10^6$	3,59
Пористость, %	15,4	33,1	48,9

Продолжение таблицы 1

Показатели	Уголь каменный ш. Инская	Уголь бурый р. Итатский	Коксовый орешек ОАО «Алтай-кокс»
Химический состав золы по оксидам			
SiO_2	55,3/4,62*	11,4/1,818	47,98/7,72
Al_2O_3	20,1/1,68	5,2/0,829	23,72/3,82
Fe_2O_3	8,5/0,711	29,95/1,643	13,12/2,11
CaO	9,7/0,811	42,7/6,811	5,15/0,829
MgO	3,7/0,309	4,8/0,766	1,76/0,283
P_2O_5	1,8/0,15	0,02/0,003	0,69/0,11
TiO_2	0,5/0,042	0,2/0,032	1,01/0,163
K_2O	1,26/0,105	0,2/0,032	1,887/0,303
Na_2O	0,57/0,047	0,15/0,024	1,37/0,221
*в числителе – содержание в золе, %, в знаменателе – на 100 кг углерода, кг			

Для разработки рекомендаций по применению длиннопламенных и бурых углей в качестве углеродосодержащих материалов при производстве сплавов на основе марганца и хрома, а также в процессе получения железа прямого восстановления были проведены кинетических исследования. Изучали кинетику восстановления:

– элементов марганцевой руды химического состава, %: 36,98 $Mn_{общ}$; 10,78 $Fe_{общ}$; 1,25 Al_2O_3; 14,5 SiO_2; 2,03 CaO, 0,11 P_2O_5;

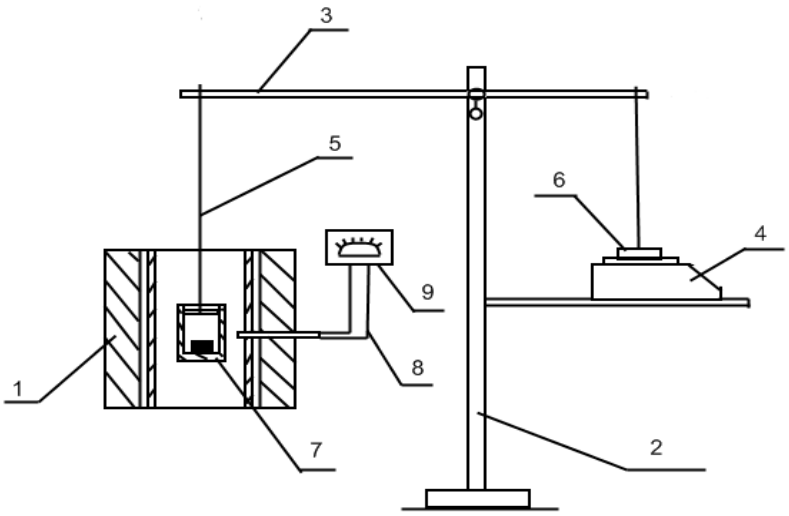
– элементов хромовой руды Донского ГОКа, химического состава, %: 52,25 Cr_2O_3; 2,2 – FeO; 7,15 – Al_2O_3; 8,51 – SiO_2;21,0 – MgO; 2,03 – CaO, 0,44 – P_2O_5;

– элементов железной руды, химического состава, %: $Fe_{общ}$ 52,3; SiO_2 14,24; Al_2O_3 2,51; P_2O_5 0,072; S 0,042.

Для изучения кинетики восстановительных процессов исходные материалы были подвергнуты брикетированию; в состав брикетов вводили углеродосодержащие материалы в различных соотношениях. Далее используя гравиметрический метод непрерывного взвешивания (схема установки приведена на рисунке 1) фиксировали потерю массы образца, которая связана с термическим разложением компонентов и протеканием восстановительных процессов [4]. По обработки полученных данных рассчитывали степень восстановления элементов из оксидов руд.

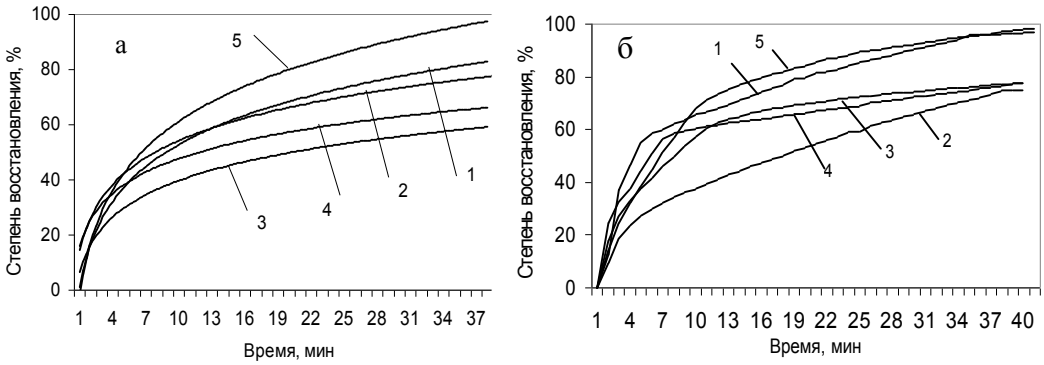
На рисунке 2 приведены графики кинетической зависимости степени восстановления марганцевой руды от времени при использовании различных восстановительных смесей при температурах 1773 и 1873 К.

Установлено, что марганецсодержащие брикеты с восстановительной смесью № 5 (70 % кокс и 30 % уголь ДО) имеют более высокую степень восстановления по сравнению с брикетами, в которых восстановителем являлся кокс, особенно при температуре 1773 К, при которой степень восстановления руды в присутствии длиннопламенного угля в восстановительной смеси достигает 98 %, против 82 % при использовании только кокса.



1 – печь Таммана; 2 – опорная стойка; 3 – коромысло; 4 – электронные весы непрерывного взвешивания CAS MWP-1500; 5 – специальная подвеска; 6 – противовес; 7 – графитовый тигель с брикетом; 8 – термопара ВР 5/20;9 – потенциометр ПП-63

Рисунок 1 – Схема экспериментальной установки для изучения кинетики восстановления

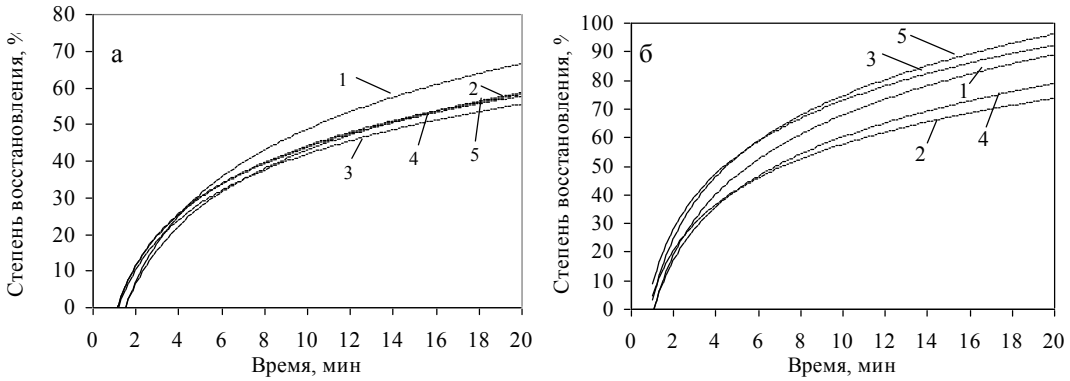


1 – восстановитель кокс; 2 –50 % бурого угля и 50 % кокса; 3 – 50 % длиннопламенного угля и 50 % кокса; 4 – 30 % бурого угля и 70 % кокса; 5 – 30 % длиннопламенного и 70 % кокса

Рисунок 2 – Зависимости степени восстановления элементов из оксидов марганцевой руды от длительности изотермической выдержки при температурах 1773 (а) и 1873 К (б)

Последующий химический анализ металлической фазы образцов, полученных с различными восстановителями, позволил установить, что при одинаковых условиях эксперимента содержание марганца в пробах, восстановленных смесью с длиннопламенным и бурым углем выше, чем при использовании только кокса [5]. Таким образом, установлена целесообразность использования в качестве углеродосодержащего материала при выплавке марганцевых сплавов длиннопламенных и бурых углей.

Для определения возможности практического применения углей в качестве восстановителей при производстве хромистых сплавов, по ранее описанной методике, определяли степень восстановления элементов из оксидов хромовой руды. Кинетические зависимости степени восстановления элементов хромовой руды от температуры и продолжительности изотермической выдержки приведены на рисунке 3.



1 – восстановитель кокс; 2 – 50 % бурого угля и 50 % кокса; 3 – 50 % длиннопламенного угля и 50 % кокса; 4 – 30 % бурого угля и 70 % кокса; 5 – 30 % длиннопламенного угля и 70 % кокса

Рисунок 3 – Зависимости степени восстановления элементов из оксидов хромовой руды от длительности изотермической выдержки при температурах 1873 (а) и 1973 К (б)

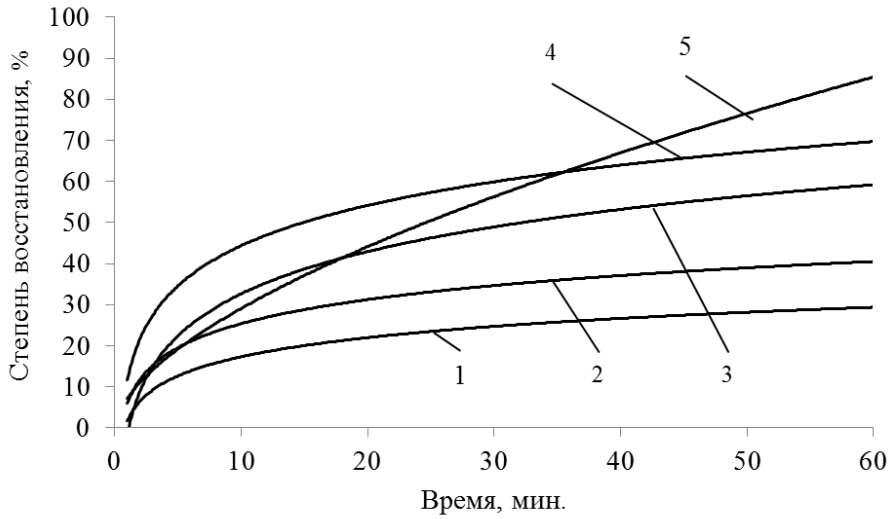
В результате исследований степени восстановления элементов хромовой руды различными восстановительными смесями отмечены высокие восстановительные свойства смесей кокса с длиннопламенным углем, особенно в области высоких температур. Образец, в котором присутствует смесь из 70 % кокса и 30 % длиннопламенного угля при температуре 1973 К имеет самое высокое значение степени восстановления [6, 7].

Последующий химический анализ продуктов восстановления позволил установить, что содержание карбида хрома в образцах полученных смесью кокса и длиннопламенного угля выше, чем при использовании кокса в качестве восстановителя. Это объясняется тем, что длиннопламенные угли обладают высокой реакционной способностью по сравнению с кокосом [8], кроме того газовая фаза образующаяся в процессе пиролиза углей при сгорании повышает термичность процесса, тем самым оказывает положительное влияние на восстановление элементов хромовой руды [9].

Высокие восстановительные свойства каменных углей возможно использовать при металлизации жедезорудного сырья, минуя агломерационный и доменный переделы. Газообразные продукты термического разложения углей учавствуют в процессах косвенного восстановления оксидов железных руд, а образующийся коксовый остаток интенсифицирукет реакции прямого восстановления. Таким образом, эффективность восстановительных

процессов в целом можно оценить содержанием $Fe_{мет.}$ в конечном продукте. При проведении экспериментов использовали угли различных технологических марок.

Исследования проводили гравиметрическим методом непрерывного взвешивания при температурах 1073, 1173, 1273, 1373, 1473 К с продолжительностью изотермической выдержки 60 мин. Фиксировали убыль массы. На рисунке 4 представлены результаты математической обработки данны полученных для рудоугольной смеси с углем марки – длиннопламенный.



1 – 1073 К; 2 – 1173 К; 3 – 1273 К; 4 – 1373 К; 5 – 1473 К

Рисунок 4 – Зависимость степени восстановления железа из оксидов железных руд от длительности изотермической выдержки

Анализ полученных продуктов подтвердил образование металлической фазы железа. Повышение температуры приводит к более полному протеканию восстановительных процессов [10]. Образование жидких фаз начинается с температуры 1473К. Результаты исследований подтвердили возможность использования каменных углей Кузбасса при получении железа прямого восстановления.

Библиографический список

1. Воробьев, В.П. Углеродистые восстановители ферросплавного производства. Альтернативные решения / В.П. Воробьев. А.Д. Голунов, А.В. Игнатьев // Сталь. – 2008. – № 8. – С. 67.
2. Требуется кокс, по возможности недорого – Металлургический бюллетень. – Режим доступа: http://www.metaltorg.ru/analytics/ores/?id=232. – 12.01.2005.
3. Производство ферросилиция. Справочник под редакцией докт. техн. наук Ю.П. Снитко. Новокузнецк. – 2000. – 426 с.
4. Романенко Ю.Е. Исследование температуры размягчения марганцевых

руд Западно-Сибирского региона / Ю.Е. Романенко // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 10. – С. 23 – 25.
5. Оптимизация технологических процессов путем применения альтернативных восстановителей: отчет о НИР / Сиб. гос. индустр. унив.; исполн.: Романенко Ю.Е., Лазаревский П.П. – Новокузнецк, 2010. – 55 с. № ГР-01201151314.
6. Фазовые и вещевые превращения при углеродотермическом восстановлении ведущих элементов хромовой руды / С.М. Григорьев [и др.] / Изв. вузов. Черная металлургия. – 2000. – № 3. – С. 29 – 31.
7. Твердофазное восстановление хрома углеродом / О.И. Островский [и др.] / Изв. вузов. Черная металлургия – 1995. – № 1. – С. 1 – 8.
8. Угли СССР: Справочник. Изд. 2-е, перераб. и доп. / И.А. Ульянов [и др.] – М.: Недра, 1975. – 308 с.
9. Исследование восстановления хромита железа углеродом / А.В. Сенин и [др]. // Сталь. – 2004. – № 11. – С. 41 – 45.
10. Новые процессы получения металла: учебник для ВУЗов / Ю.С. Юсфин [и др]. – М.: Металлургия, 1994. – 240 с.

УДК 621.74

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ПОЛИСТИРОЛОВЫХ МОДЕЛЕЙ НА КАЧЕСТВО ОТЛИВОК «КРЫШКА КОРПУСА ГАЗОАНАЛИЗАТОРА»*

ПОНОМАРЕВА К.В.[1], ДЕЕВ В.Б.[2], ЮДИН А.С.[3], СМЕТАНЮК С.В.[2], НИКИТИНА А.А.[4]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,
[2]Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, deev.vb@mail.ru,
[3]ООО «НПП Вектор Машиностроения», г. Новокузнецк,
[4]ООО «Технокомплекс-НК», г. Новокузнецк

В производственных условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения» было исследовано влияние плотности полистироловых моделей на качество отливок «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, выплавленного на основе отходов собственного производства. Выявлены оптимальные значения плотности полистироловых моделей, обеспечивающее отсутствие литейных дефектов и получение отливок с заданными свойствами.

* Работа выполнена в рамках государственной программы «Проведение научно-исследовательских работ (фундаментальных научных исследований, прикладных научных исследований и экспериментальных разработок)» государственного задания Минобрнауки России в сфере научной деятельности на 2014–2016 гг. (Задание № 2014/113).

Ключевые слова: отливки, газифицируемое литье, полистироловые модели, плотность, качество, ресурсосбережение

При производстве отливок из алюминиевых сплавов (разными существующими способами литья) активно развиваются ресурсосберегающие технологии, позволяющие использовать повышенное количество вторичных материалов в шихте при плавке и получать литье требуемого качества [1 – 7].

Следует отметить, что данные ресурсосберегающие технологии, особенно при специальных способах литья, следует применять весьма осторожно, после тщательного анализа действующего технологического процесса производства отливок и учета всех аспектов, позволяющих получить изделия с требуемым комплексом свойств, удовлетворяющих заказчика. Наиболее приемлемым здесь является использование лома и отходов только собственного производства, при надлежащем учете и контроле химического состава и качества последних.

Безусловно, снижение себестоимости готовой литейной продукции, полученной специальными способами литья, в случае реализации ресурсосберегающих технологий за счет рационального вовлечения в плавку повышенного количества вторичных материалов, является весьма актуальным.

Одним из специальных способов литья является литье по газифицируемым моделям (ЛГМ), которое в настоящее время следует признать эффективным, экологически приемлемым и технологичным вариантом получения высококачественных отливок, обладающих заданной размерной точностью, требуемой чистотой поверхности и другими достоинствами [8, 9]. Данная технология находит распространение при производстве алюминиевых тонкостенных изделий [9 – 10].

Технологический процесс литья по газифицируемым моделям достаточно сложен, включает много операций и этапов, начиная от подготовки полистирола и заканчивая выбивкой отливок.

Одной из существенных проблем при литье по газифицируемым моделям является качество непосредственно изготовляемой газифицируемой модели, от которого зависит непосредственно и качество получаемой отливки. При этом, если учитывать только технологический аспект приготовления модели, то качество модели определяется выбором материала (в данном случае – полистирола) для изготовления модели и термовременными режимами работы автоклава, где происходит вспенивание полистирола и изготовление самой модели. Получаемая модель обладает определенной плотностью, в свою очередь, воздействующую на ряд других характеристик модели: 1) чистоту поверхности; 2) жесткость (обеспечивающую точность необходимых размеров, особенно при тонкостенном литье); 3) прожигаемость расплавом (обеспечивающую протекание процесса деструкции полистирола при заливке). Как правило, данные характеристики оцениваются визуально по существующим на предприятии критериям. В своей совокупности при удовлетворении требуемых критериев и при оптимальном размещении модельного «куста» в литейной форме вышеуказанные характеристики модели в зна-

чительной мере определяют получение качественного литья, без отсутствия литейных дефектов.

Было проведено исследование влияния плотности полистироловых моделей на их чистоту поверхности, жесткость, прожигаемость и качество герметичных отливок «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, полученных в условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения». Шихта содержала 50 – 55 % вторичных материалов. Плавку проводили в печи ИСТ-0,16. Температура перегрева расплава во всех плавках составляла ~ 880 – 890 °С, а температура заливки ~ 820 – 830 °С. Время выдержки расплава при температуре перегрева во всех вариантах составляло 5 – 6 мин. Заливку в литейную форму осуществляли через фильтр ССФ-0,6.

При изготовлении газифицируемых моделей применяли полистирол фирмы STYROCHEM. Для вспенивания полистирола и изготовления моделей использовали автоклав ГК-100-3М. Варьируя термовременные режимы автоклава, получали разную плотность вспененного полистирола и изготовляемой модели. Плотность (контроль был повсеместный, а не периодический) определяли через расчет по формуле с помощью массы полученной модели и известного объема модели.

Для определения оптимальной плотности пенополистирольных моделей при литье по газифицируемым моделям в среде визуального программирования Delphi 2007 for Win32 incl UPDATE 1 было разработано программное приложение «Расчет оптимальной плотности пенополистироловых моделей». Программа позволяет рассчитать объем и плотность пенополистироловых моделей в зависимости от геометрической формы и размеров модели и с учетом массы используемого полистирола.

Соответственно, исследовали влияние на качество отливок следующих значений плотности моделей: 0,017; 0,019; 0,022; 0,024; 0,026 г/см^3. Для готовых полистироловых моделей использовали покрытие Polytop AL2 Готовые модельные блоки (4 «куста» по 8 моделей) с помощью специального устройства помещали вертикально в подвешенном состоянии в опоку размером 700×700×700 мм. Засыпку песка в опоку проводили одновременно с ее вибрацией, которую осуществляли на опоке посредством закрепленных на ней 2-х электрических вибраторов (3000 об./мин с частотой ~ 36 Гц). Затем опоку накрывали пленкой, размещали заливочное устройство (состоящее из горизонтальной рамки с пазами и двух цилиндрических емкостей, устанавливаемых через пазы в рамку), вакуумировали литейную форму и производили заливку расплава. После охлаждения осуществляли выбивку отливок, опиловку, зачистку (пескоструйно) и оценивали качественные литейные дефекты отливок.

Если в одной серии в 4 «кустах» из 32 отливок более 3 отливок суммарно или по отдельности имели по одному или нескольким литейным дефектам, то дефекты фиксировали и при этом считалось, что исследуемая плотность полистироловой модели приводит к дефектному литью.

Влияние различной плотности моделей на качество отливок «Крышка корпуса газоанализатора» приведено в таблице 1.

Таблица 1 – Влияние плотности полистироловых моделей на качество отливок

Плотность модели[1], г/см^3	Характеристика модели			Дефекты в отливках
	чистота поверхности[2]	жесткость[2]	прожигаемость[2]	
0,017	–	–	+	1) Несоответствие по геометрическим размерам. 2) Неудовлетворительная литейная поверхность (не читается надпись).
0,019	+	–	+	Несоответствие по геометрическим размерам.
0,022	+	+	+	Литейных дефектов нет
0,024	+	+	+	Литейных дефектов нет
0,026	+	+	–	1) Спай. 2) Недолив.

[1] среднее значение по 128 моделям (4 плавок каждого варианта)
[2] «+» - удовлетворительная; «–» - неудовлетворительная

Экспериментальные результаты показывают (таблица 1), что при использовании моделей с различной плотностью наиболее эффективным является плотность моделей, соответствующая 0,022 – 0,024 г/см^3. Данное значение плотности обеспечило удовлетворительные чистоту поверхности, жесткость, прожигаемость модели расплавом, чем и было обусловлено получение качественных отливок, без литейных дефектов.

Использование модели с плотностью 0,026 г/см^3, согласно таблице 1, также обеспечивает удовлетворительную чистоту поверхности и жесткость модели, но прожигаемость ее расплавом – неудовлетворительная, что в результате привело к получению литейных дефектов в отливках. Таким образом, плотность 0,026 г/см^3 и выше является весьма высокой для полистироловых моделей в исследуемых условиях, и таких значений необходимо избегать.

Что касается моделей с плотностью 0,017 – 0,019 г/см^3, то ситуация, в отличие от модели с плотностью 0,026 г/см^3, иная – при удовлетворительной прожигаемости моделей наблюдается неудовлетворительные характеристики их чистоты поверхности и жесткости, что также привело к получению литейных дефектов в отливках. Таким образом, плотность 0,017 – 0,019 г/см^3 и ниже является недопустимой для полистироловых моделей в исследуемых условиях, и таких значений также следует избегать.

На рисунке 1 показаны готовые полистироловые модели для отливок «Крышка корпуса газоанализатора» с плотностью 0,017 г/см^3 (рисунок 1, *а*) и 0,024 г/см^3 (рисунок 1, *б*). Визуально видно, что недостаточная плотность модели приводит к ее «зернистости» (рисунок 1, *а*).

а *б*

Рисунок 1 – Пенополистироловая модель (для отливки «Крышка корпуса газоанализатора») с плотностью 0,017 г/см^3 (*а*) и 0,024 г/см^3 (*б*)

Следует обратить внимание, что в промышленных технологиях ЛГМ необходимым и целесообразным является разработка адекватных математическая моделей, позволяющих рассчитывать оптимальные технологические параметры получения качественных отливок различной конфигурации – плотность пенополистироловой модели, температуру заливки расплава в литейную форму и др.

Таким образом, при применении данной ресурсосберегающей технологии (50 – 55 % вторичных материалов в шихте) наиболее оптимальным значением плотности пенополистироловых моделей для изготовляемых отливок заданного качества является значение ~ 0,022 – 0,024 г/см^3, при этом рациональные температурные параметры плавки и литья составляют $T_{\text{ПЕР}}$ ~ 880 – 890 °С и $T_{\text{ЗАЛ}}$ ~ 820 – 830 °С соответственно, а время выдержки при $T_{\text{ПЕР}}$ составляет 5 – 10 мин.

При использовании повышенного количества вторичных материалов в шихте (от 50 до 80 % и более) необходимо корректировать температурные параметры плавки, увеличивая степень перегрева расплава (до 1000 °С и выше). При этом следует учитывать особенности действующего технологического процесса получения отливок и технологические возможности плавильных агрегатов. В печах индукционного нагрева проведение высокотемпературных перегревов наиболее рационально.

Выводы**:** В условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения» было исследовано влияние плотности полистироловых моделей на качество отливок «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, выплавленного на основе отходов собственного производства. Выявлено, что плотность моделей определяет такие их характеристики, как чистота поверхности, жесткость, прожигаемость. Экспериментальные результаты показали, что оптимальным значением плотности полистироловых моделей, обеспечивающее отсутствие литейных дефектов и получение отливок заданного качества, является значение ~ 0,022 – 0,024 г/см^3.

Библиографический список:

1. Калиниченко А.С. Снижение негативного влияния повышенного содержания железа в алюминиевых сплавах / А.С. Калиниченко, Б.Н. Немененок, В.А. Калиниченко // Литейное производство. – 2004. – № 3. – С. 21 – 22.
2. Рафинирование вторичных алюминиевых сплавов / С.Е. Шуранков, В.Л. Трибушевский, Б.М. Немененок, С.Н. Леках // Литейное производство. – 2001. – № 9. – С. 12 – 13.
3. Деев В.Б. Эффективные технологии обработки расплавов при получении литейных алюминиевых сплавов / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, Ри Хосен и др. // Литейщик России. – 2012. – № 10. – С. 14 – 17.
4. Resource-saving technology for the production of cast aluminum alloys / Deev V.B., Degtyar V.A., Kutsenko A.I., Selyanin I.F., Voitkov A.P. // Steel in Translation. 2007. Т. 37. № 12. С. 991–994.
5. Золоторевский В.С. Вторичные алюминиевые сплавы: состояние и перспективы / В.С. Золоторевский // Цветные металлы. – 2004. – № 7. – С. 76 – 80.
6. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин. – М: Машиностроение-1, 2005. – 510 с.
7. Деев В.Б. Развитие научных основ тепловых и электромагнитных воздействий на расплавы и разработка ресурсосберегающих технологий получения высококачественных отливок из алюминиевых сплавов. Автор-т дисс. на соиск. уч. степ. докт. техн. наук. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольск-на-Амуре государственный технический университет, 2012. – 35 с.
8. Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. — СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.
9. Рыбаков С.А. Инновационные возможности литья по газифицируемым моделям, состояние и перспективы этого метода в России // Литейщик России. – 2009. – № 4. – С. 44 – 45.
10. Деев В.Б. Температурные режимы плавки и заливки Al-сплавов при литье по газифицируемым моделям / В.Б. Деев, К.В. Пономарева, А.С. Юдин, С.А. Цецорина, А.В. Прохоренко // Литейное производство. – 2014. – № 3. – С. 25 – 27.

УДК 621.74

ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ВЫДЕРЖКИ ПРИ ОПТИМАЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ ПЕРЕГРЕВА РАСПЛАВА НА ПРОЧНОСТЬ, ГЕРМЕТИЧНОСТЬ И СОДЕРЖАНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ТОНКОСТЕННЫХ ОТЛИВКАХ ИЗ СПЛАВА АК7, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ ЛГМ*

Деев В.Б.[1], Пономарева К.В.[2], Куценко А.И.[2], Коновалов А.Н.[1], Сметанюк С.В.[1]

[1] Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, deev.vb@mail.ru,
[2]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

В производственных условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения» было исследовано влияние времени выдержки при оптимальной температуре расплава на прочность, герметичность и содержание неметаллических включений в отливках «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, полученного способом ЛГМ, с использованием повышенного количесвта вторичных материалов при плавке. Выявлены оптимальные значения времени выдержки расплава, обеспечивающие требуемые прочность и герметичность отливок, при удовлетворительном содержании в них неметаллических включений.

Ключевые слова: отливки, газифицируемое литье, прочность, герметичность, время выдержки, качество, ресурсосбережение

Технология литья по газифицируемым моделям является одним из прогрессивных способов получения высококачественных отливок [1, 2]. Все более широкое распространение данная технология находит при производстве алюминиевых изделий.

Ранее [3 – 5] было показано влияние температуры перегрева ($T_{ПЕР}$) и заливки ($T_{ЗАЛ}$) расплава на качественные показатели отливок из сплава АК7, полученных способом ЛГМ; при этом были выявлены оптимальные значения величины перегрева. Существенное влияние на качество отливок может оказывать не только $T_{ПЕР}$ расплава, но и время выдержки τ при этой температуре.

В данной работе приведены результаты исследования влияния времени выдержки расплава состава АК7 (при оптимальной температуре перегре-

* Работа выполнена в рамках государственной программы «Проведение научно-исследовательских работ (фундаментальных научных исследований, прикладных научных исследований и экспериментальных разработок)» государственного задания Минобрнауки России в сфере научной деятельности на 2014–2016 гг. (Задание № 2014/113).

ва 880 – 890 °С и температуре заливки расплава в литейную форму 820 – 830 °С) на прочность, герметичность и содержание неметаллических включений (γ-Al_2O_3) в отливках, полученных способом ЛГМ в условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения». При этом состав шихты включал повышенное количество вторичных материалов.

На основе полученных экспериментальных данных о влиянии времени выдержки расплава (τ) и состава шихты (*% вт.*) на прочность (σ_B) и герметичность (Γ) (по критерию пневмопрочности) отливок «Крышка корпуса газоанализатора», полученных способом ЛГМ, была проведена статистическая обработка выявленных зависимостей с целью математического описания наблюдаемых явлений.

Расчет регрессионных моделей проводился с использованием пакета STATISTICA 6.0. Адекватность полученных моделей оценивалась по критерию Фишера (F_p – ошибка 5 %, $F_{ТАБ}(20; 2) = 3{,}49$). Для каждого полученного регрессионного уравнения дополнительно приведены: уровень значимости (p), величина достоверности аппроксимации R^2, интервалы изменения зависимых переменных, для которых получено данное регрессионное уравнение.

Изменения прочности ($\sigma_В$) и герметичности (Γ) сплава в зависимости от времени выдержки расплава в печи (τ) и состава шихты (% вт.) описываются регрессионным уравнением в виде полинома второй степени вида:

$$\sigma_В = 192{,}99484 + 3{,}55098 \cdot \tau - 0{,}20094 \cdot \tau^2 - 0{,}42970 \cdot \%\,вт + 0{,}00250 \cdot \%\,вт^2 \quad (1)$$

(F_p=45,3; p=0,01; R^2=0,941; 0≤ τ ≤ 15; 0 ≤ *%* вт ≤ 80).

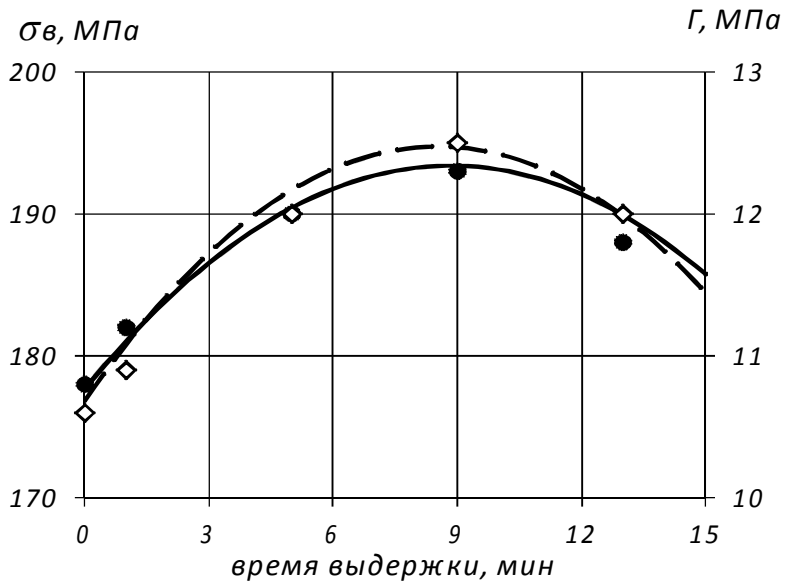
$$\Gamma = 11{,}90527 + 0{,}42071 \cdot \tau - 0{,}02466 \cdot \tau^2 - 0{,}03007 \cdot \%\,вт + 0{,}00011 \cdot \%\,вт^2 \quad (2)$$

(F_p=75,8; p=0,01; R^2=0,903; 0≤ τ ≤ 15; 0 ≤ *%* вт ≤ 80).

На рисунке 1 приведены расчетные и экспериментальные данные при различном времени выдержки расплава в печи, полученные при содержании 50 % чушковых и 50 % вторичных материалов в шихте, при температуре перегрева 880 – 890 °С и температуре заливки расплава в литейную форму 820 – 830 °С.

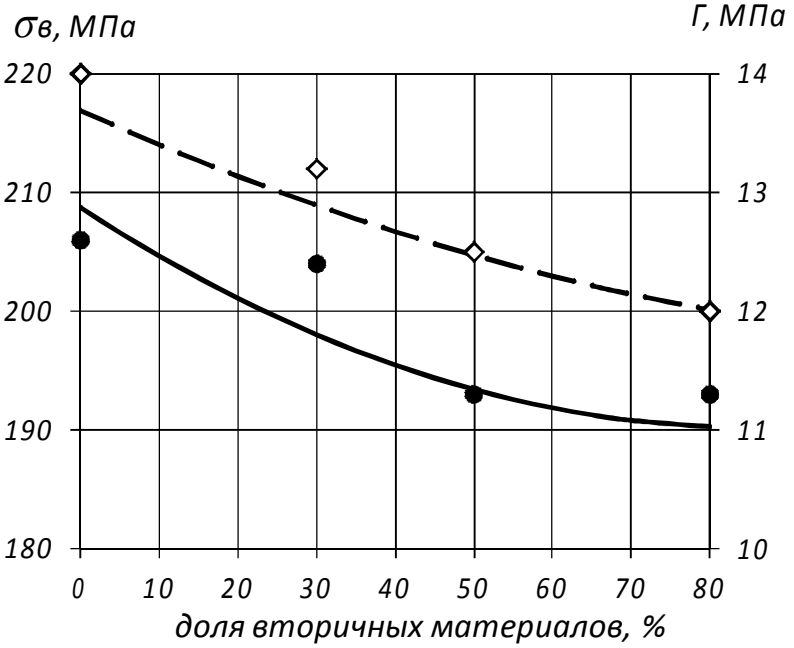
При содержании 50 % чушковых и 50 % вторичных материалов в шихте и времени выдержки расплава в печи около 8 – 10 мин прочность и герметичность отливок имеют точку перегиба регрессионной кривой – точку максимума изучаемых свойств. Значительное уменьшение прочности и герметичности наблюдается при увеличении времени выдержки расплава в печи более 12 мин или его уменьшении менее 5 мин.

На рисунке 2 приведены расчетные и экспериментальные данные при различном содержании чушковых и вторичных материалов в шихте, полученные при времени выдержки расплава в печи 8 – 10 мин, температуре перегрева 880 – 890 °С и температуре заливки расплава в литейную форму 820 – 830 °С.



прочность ($\sigma_в$), МПа: ——— – расчет; ● – эксперимент;
герметичность (Г), МПа: — — – расчет; ◊ – эксперимент

Рисунок 1 – Влияние времени выдержки расплава на прочность (а) и герметичность (б) отливок «Крышка корпуса газоанализатора» при содержании 50 % чушковых и 50 % вторичных материалов в шихте



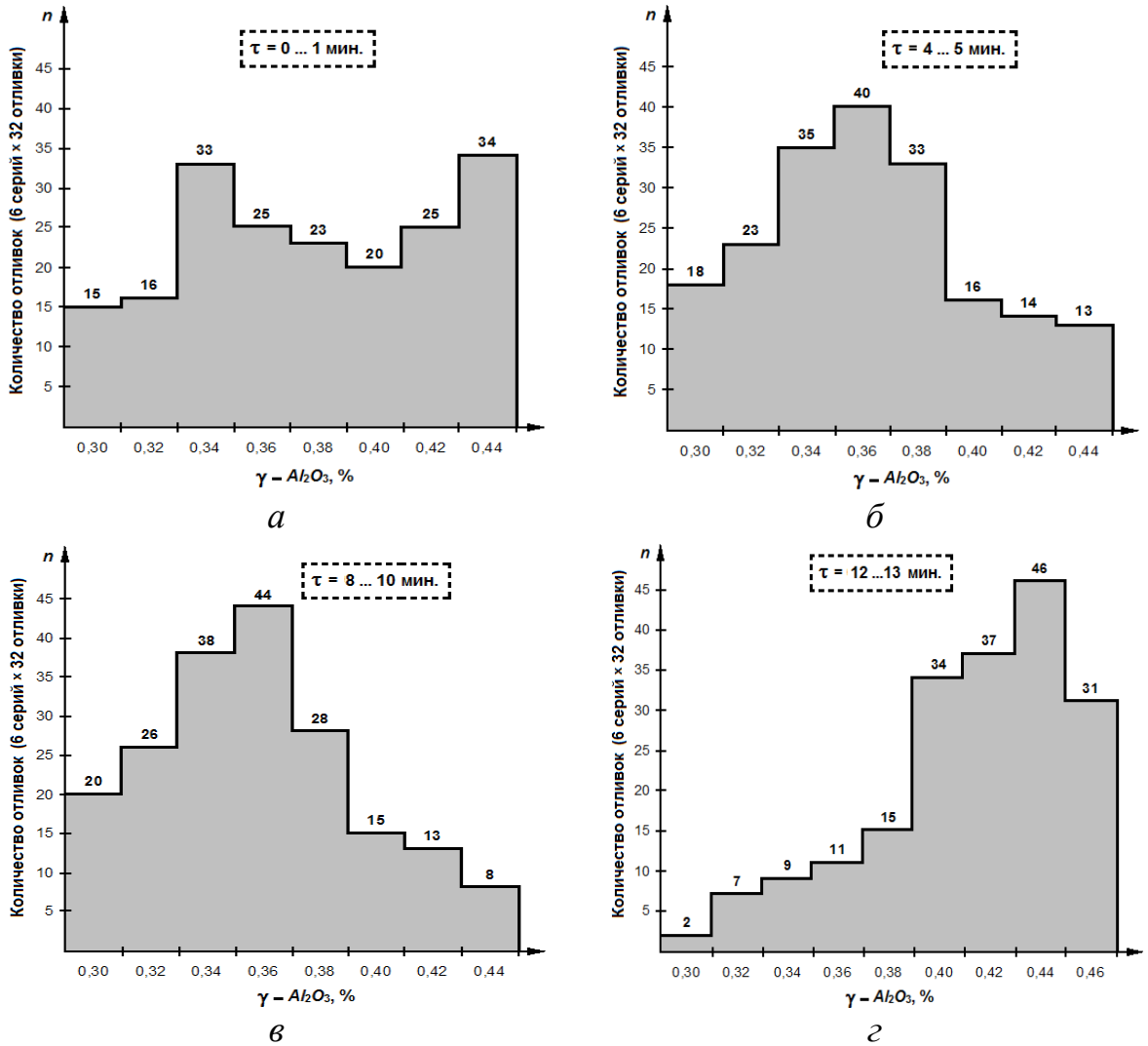
прочность ($\sigma_в$), МПа: ——— – расчет; ● – эксперимент;
герметичность (Г), МПа: — — – расчет; ◊ – эксперимент

Рисунок 2 – Влияние содержания чушковых и вторичных материалов в шихте на прочность (а) и герметичность (б) отливок «Крышка корпуса газоанализатора» при времени выдержки расплава в печи 8 – 10 мин

Увеличение доли вторичных материалов в шихте приводит к нелинейному снижению прочности и герметичности сплава в отливке. Причем увеличение доли вторичных материалов в шихте от 0 до 50 % приводит к снижению прочности на 15,2 МПа, а при дальнейшем увеличение их доли от 50 до 80 %, лишь на 2,3 МПа. Аналогичная картина наблюдается и для герметичности – 1,2 и 0,5 соответственно.

Таким образом, при технологическом режиме, обеспечивающем время выдержки расплава в печи около 8 – 10 мин, увеличение доли вторичных материалов в шихте с 50 до 80 % не приводит к резкому снижению прочности и герметичности отливок и увеличению доли брака по вине металла.

На рисунке 3 представлены результаты исследования содержания неметаллических включений в отливках «Крышка корпуса газоанализатора» (всего 192 отливки из 6 серий в каждом варианте) в зависимости от времени выдержки при температуре перегрева (шихта содержала 50 % вторичных материалов).



а – τ = 0 – 1 мин; *б* – τ = 4 – 5 мин; *в* – τ = 8 – 10 мин; *г* – τ = 12 – 13 мин

Рисунок 3 – Содержание неметаллических включений (γ–Al_2O_3) в отливках «Крышка корпуса газоанализатора», полученных способом ЛГМ при температуре перегрева ($T_{ПЕР}$) и времени выдержки расплава

Анализ результатов по исследованию содержания неметаллических включений в отливках «Крышка корпуса газоанализатора» в зависимости от времени выдержки при температуре перегрева (рисунок 3, *а – г*) показывает, что изменение времени выдержки при перегреве позволяет регулировать содержание неметаллических включений в отливках. Оптимальным временем выдержки расплава является длительность перегрева 5 – 10 мин, – данное время обработки позволяет уменьшить микронеоднородность расплава и получить большее количество отливок с минимальным содержанием неметаллических включений (γ–Al_2O_3).

Время выдержки 0 – 1 мин (рисунок 3, *а*) является недостаточным для уменьшения содержания неметаллических включений в отливках – весьма высокое количество отливок с содержанием (γ–Al_2O_3) ≥ 0,40 %. Данные результаты объясняются тем, что количество вторичных материалов в шихте более 50 % требует достаточной оптимальной выдержки расплава при температуре перегрева с целью уменьшения уровня микронеоднородности расплава.

Что касается времени выдержки расплава 12 – 13 мин (рисунок 3, *г*), то следует обратить внимание, что данный вариант длительности обработки является чрезмерным и приводит к существенному газопоглощению расплава и повышенному содержанию неметаллических и газовых включений как в жидком, так и в твердом состояниях.

Выводы. Было исследовано влияние температурно-временных параметров плавки и заливки в литейную форму на прочность, герметичность и содержание неметаллических включений (γ–Al_2O_3) в отливках «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, полученных литьем по газифицируемым моделям при содержании в шихте 50 – 55 % вторичных материалов. Проанализировано влияние неметаллических включений на образование пористости в отливках и снижение герметичности в литом состоянии. Рекомендовано оптимальное время выдержки при оптимальной температуре перегрева расплава, обеспечивающее минимальное содержание неметаллических включений в отливках.

Библиографический список:

1. Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. — СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.
2. Рыбаков С.А. Инновационные возможности литья по газифицируемым моделям, состояние и перспективы этого метода в России // Литейщик России. – 2009.– № 4. – С. 44 – 45.
3. Деев, В.Б. Содержание неметаллических включений в алюминиевых сплавах при изменяющихся температурных режимах плавки и заливки / В.Б. Деев, А.В. Прохоренко, К.В. Пономарева // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 2. – С. 68 – 69.
4. Деев, В.Б. Температурные режимы плавки и заливки AL-сплавов при литье по газифицируемым моделям / В.Б. Деев, К.В. Пономарева, А.С. Юдин, С.А. Це-

цорина, А.В. Прохоренко // Литейное производство. – 2014. – № 3. – С. 25 – 27.
5. Деев, В.Б. Термоскоростная обработка алюминиевых сплавов при литье по газифицируемым моделям / В.Б. Деев, И.Ф. Селянин, К.В. Пономарева, А.С. Юдин, С.А. Цецорина // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 4. – С. 38 – 40.

УДК 621.74

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПРОИЗВОДСТВА ОТЛИВОК СПОСОБОМ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ*

Деев В.Б.[1], Куценко А.И.[2], Пономарева К.В.[2], Сметанюк С.В.[1], Фадеев А.В.[1]

[1] Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, deev.vb@mail.ru, [2] Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

В производственных условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения» были исследованы оптимальные технологические режимы производства (параметры плавки и заливки в литейную форму) отливок «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, полученных литьем по газифицируемым моделям в условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения». Выявлены варианты эффективных технологических режимов, обеспечивающие отсутствие литейных дефектов и получение отливок с заданными свойствами.

Ключевые слова: отливки, газифицируемое литье, регрессия, статистическая обработка, плавка, заливка, ресурсосбережение

Литье по газифицируемым моделям (ЛГМ) в настоящее время является одним из эффективных и перспективных способов получения высококачественных тонкостенных отливок, обладающих заданной размерной точностью, требуемой чистотой поверхности и другими свойствами. Все более широкое распространение данная технология находит при производстве алюминиевых изделий [1, 2].

Снижение себестоимости производства литых изделий возможно только при использовании ресурсосберегающих технологий. Для алюминиевого литья способом ЛГМ востребованы ресурсосберегающие технологии с использованием повышенного количества вторичных материалов в шихте. Между тем, преобладание при плавке вторичных материалов в шихте даже

* Работа выполнена в рамках государственной программы «Проведение научно-исследовательских работ (фундаментальных научных исследований, прикладных научных исследований и экспериментальных разработок)» государственного задания Минобрнауки России в сфере научной деятельности на 2014–2016 гг. (Задание № 2014/113).

при стабильном течении технологического процесса ЛГМ может приводить к пористости, спаям и другим видам литейных дефектов и брака, что значительно снижает механические и эксплуатационные свойства алюминиевого литья.

Технология плавки в этом случае должна включать эффективные приемы обработки расплава, такие как термовременная обработка по оптимальным температурным режимам и рафинирование [3], а также оптимальную температуру заливки в литейные формы. К сожалению, температуры перегрева и заливки, и способ рафинирования определяются индивидуально в каждом конкретном случае и зависят от типа производства, плавильного агрегата, марки получаемого сплава, габаритов и массы будущей отливки, «сложности» литейной формы и других факторов. Следует признать, что в результате всего перечисленного процесс получения изделий требуемого качества усложняется с инженерной точки зрения. Тем не менее, разработка эффективной технологии плавки алюминиевых сплавов при ЛГМ является целесообразным.

В данной работе приведены результаты исследования по определению оптимальных технологических режимов плавки и заливки расплава в литейную форму при производстве отливок «Крышка корпуса газоанализатора» из сплава АК7, полученных литьем по газифицируемым моделям в условиях ООО «НПП Вектор Машиностроения».

Для обработки данных серии натурных экспериментов использовался метод бинарной логистической регрессии, позволяющий находить зависимость дихотомических (бинарных, имеющих только два категориальных значения – 1 – обеспечение необходимого качества технологического показателя; 0 – нет) переменных от независимых переменных, таких как температура перегрева, температура заливки и др. Бинарная логистическая регрессия позволяет рассчитать вероятность наступления события в зависимости от значений независимых переменных с выводом коэффициентов регрессии для каждой такой переменной и её статистической значимости [4].

Вероятность наступления бинарного события рассчитывали по формуле:

$$F\left(z\right) = P\left(Y = 1 \mid X\right) = \frac{1}{1 + e^{-z}}, \quad (1)$$

где $z = b_1 \cdot X_1 + b_2 \cdot X_2 + ... + b_n \cdot X_n + b_0$;

P – вероятность того, что зависимая переменная Y примет значение 1;

$X_1 \ldots X_n$ – значения независимых переменных,

$b_1 \ldots b_n$ – коэффициенты, расчёт которых является задачей бинарной логистической регрессии,

b_0 – константа полученного регрессионного уравнения.

Если рассчитанная вероятность $F(z)$ имеет значение меньшее 0,5, то следует предположить, что событие не наступит; в противном случае предполагается наступление события.

Экспоненты коэффициентов логистической регрессии с учётом 95% доверительного интервала использовали как отношения шансов в качестве оценки вероятности наступления изучаемого бинарного события по представляемой переменной в совокупности всех представленных статистически значимых переменных.

Способом оценки адекватности полученных моделей являлась проверка этой модели на исходных данных и сравнение полученных данных с предварительно используемыми исходами («исходными исходами»). Оценка выражалась как процент наблюдений с исходами, верно предсказанными с помощью модели регрессии.

Проверка значимости отличия коэффициентов от нуля проводилась при помощи статистики Вальда, использующей распределение хи-квадрат и представляющей собой квадрат отношения соответствующего коэффициента к его стандартной ошибке.

Все расчеты выполнялись с использованием пакета прикладных программ SPSS версии 13.0 [5].

Статистической обработке подвергались экспериментальные данные, полученные на сплаве АК7.

В качестве зависимых переменных выступали качественные бинарные показатели отливок, независимыми переменными являлись параметры плавки и заливки расплава в литейную форма, а также доля вторичных материалов в составе шихты (таблица 1).

Таблица 1 – Перечень зависимых и независимых переменных бинарной логистической регрессии

Независимые переменные		Зависимые переменные	
Название	Обозначение	Название	Обозначение
Температура перегрева расплава в печи ($T_{ПЕР}$, °С)	X_1	Чистота поверхности	Y_1
Температура заливки расплава в литейную форму ($T_{ЗАЛ}$, °С)	X_2	Размерная точность	Y_2
Время выдержки расплава в печи (τ, мин)	X_3	Прожигаемость	Y_3
Доля вторичных материалов в составе шихты (% возвр.)	X_4	Пористость	Y_4

На основании серии выполненных расчетов с использованием пакета прикладных программ SPSS, были получены расчетные коэффициенты бинарной логистической регрессии для каждой зависимой переменной, выполнена проверка их значимости, а также проведена проверка адекватности полученных моделей. Итоговые сведения приведены в таблице 2.

Все полученные регрессионные модели осуществляют прогноз с точностью более 80 %, что подтверждает их адекватность.

Таблица 2 – Результаты статистической обработки экспериментальных данных

Зависимая переменная	Модель	Процент корректных предсказаний
Чистота поверхности	$z_1=0,004\cdot X_1+0,049\cdot X_2+0,016\cdot X_3-0,011X_4-43,816$	81,8 %
Размерная точность	$z_2=0,015\cdot X_1+0,014\cdot X_2+0,200\cdot X_3-0,020\cdot X_4-23,212$	86,4 %
Прожигаемость	$z_4=0,002\cdot X_1+0,129\cdot X_2+0,054\cdot X_3-0,044\cdot X_4-98,849$	81,8 %
Пористость	$z_4=-0,001\cdot X_1+0,011\cdot X_2-0,443\cdot X_3-0,067\cdot X_4-4,310$	82,6 %

Анализ полученных моделей позволяет сделать следующие выводы:

1. Повышение температуры перегрева расплава в печи оказывает положительное влияние на частоту поверхности отливки и размерную точность, незначительно улучшает прожигаемость, отрицательно влияет на пористость отливки.

2. Повышение температуры заливки расплава в литейную форму положительно влияет на все качественные показатели.

3. Увеличение времени выдержки расплава в печи приводит к росту пористости отливки, но улучшает все остальные качественные показатели.

4. Увеличение доли вторичных материалов в составе шихты приводит к снижению всех качественных показателей.

Таким образом, ряд технологических параметров способствуют улучшению одних качественных показателей литых изделий и ухудшению других.

С точки зрения выбора эффективного варианта технологического режима производства отливок способом ЛГМ, необходимо одновременное выполнение следующих условий:

$$F\left(z_1\right)=\frac{1}{1+e^{-z_1}}>0,5; \quad (1)$$

$$F\left(z_2\right)=\frac{1}{1+e^{-z_2}}>0,5; \quad (2)$$

$$F\left(z_3\right)=\frac{1}{1+e^{-z_3}}>0,5; \quad (3)$$

$$F\left(z_4\right)=\frac{1}{1+e^{-z_4}}>0,5. \quad (4)$$

Иными славами, если при выбранном варианте технологического режима получения отливок чистота поверхности, размерная точность, прожигаемость и пористость отливок соответствует требуемым показателям качества, то данный вариант может быть использован на предприятии. Если хотя

бы один из показателей не соответствует установленным требованием, данный вариант технологического режима следует браковать.

На основании полученных бинарных логистических моделей средствами Delphi с помощью метода последовательного перебора с установленными ограничениями [6] был выполнен комплекс расчетов, который позволил сформировать базу данных из 11149 вариантов технологических режимов, обеспечивающих получение качественных отливок.

Для выделения компактных, удаленных друг от друга вариантов эффективных технологических режимов литья и разбиения совокупности на области их скопления был использован кластерный анализ. Количество кластеров определяли на основе квадрата евклидового расстояния, определенного с использованием стандартизованных значений. В таблице 3 приведены центры выявленных кластеров, что соответствует наиболее схожим между собой внутри каждой из групп вариантов технологическим режимам получения качественных отливок способом ЛГМ.

Таблица 3 – Варианты эффективных технологических режимов получения качественных отливок

Технологические показатели	Вариант технологического режима		
	1	2	3
$T_{ПЕР}$, °С	1021	838	917
$T_{ЗАЛ}$, °С	825	795	830
τ, мин	9	0	7
% возвр.	76	3	44
Затраты, руб.			
Эл. энергия на плавку 1 т сплава	3403	2898	3038
Шихтовые материалы	50360	78830	62840
Σ	53766	81728	65878

Как видно из таблицы 3, определены оптимальные показатели литейной технологии ($T_{ПЕР}$, $T_{ЗАЛ}$, τ, доля вторичных материалов в составе шихтовых материалов):

– 1 вариант позволяет использовать до 80 % вторичных материалов в шихте и требует перегрев до 1021 °С, времени выдержки 9 мин и температуру заливки 825 °С.

– 2 вариант обеспечивает требуемые качественные показатели литья при использовании шихты, содержащей до 100 чушковых материалов и требует перегрев до 838 °С без выдержки расплава и температуру заливки 795 °С.

– 3 вариант позволяет использовать до 45 % вторичных материалов в шихте и требует перегрев до 917 °С, времени выдержки 7 мин и температуры заливки 830 °С.

Кроме того, расчет экономических показателей и их анализ в сочета-

нии с технологическими (таблица 3) показывает, что при существующих ценах на шихту и электроэнергию наиболее оптимальным с точки зрения затрат является вариант 1, а в условиях изменяющегося рынка и в случае изменения цен можно перейти без потерь на вариант 3.

Выводы. Получены расчетные коэффициенты бинарной логистической регрессии, связывающие параметры плавки и заливки расплава в литейную форму, а также долю вторичных материалов в составе шихты и качественные бинарные показатели отливок из сплава АК7: чистоту поверхности (z_1), размерную точность (z_2), прожигаемость (z_3), пористость (z_4). Результаты расчетов выявили варианты эффективных технологических режимов получения качественных отливок и показали хорошую сопоставимость с экспериментальными данными.

Библиографический список:

1. Шуляк В.С. Литьё по газифицируемым моделям. – СПб.: НПО «Профессионал», 2007. – 408 с.
2. Рыбаков С.А. Инновационные возможности литья по газифицируемым моделям, состояние и перспективы этого метода в России // Литейщик России. – 2009. – № 4. – С. 44 – 45.
3. Деев В.Б. Получение герметичных алюминиевых сплавов из вторичных материалов. – М.: Флинта: Наука, 2006. – 218 с.
4. Буре В.М., Парилина Е.М. Теория вероятностей и математическая статистика. Учебник. – СПб.: Издательство «Лань», 2013. – 416 с.: ил.
5. СПСС (SPSS): искусство обработки информации / Под редакцией А. Бююль, П. Цёфель. – Москва, Санкт-Петербург, Киев: ТИД «DiaSoft», 2005. – 602 с.
6. Киреев В.И., Пантелеев А.В. Численные методы в примерах и задачах. 3-е изд., стер. – М.: Высш. шк., 2008. – 480 с.: ил.

УДК 621.745.34

РАЗРАБОТКА РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ ВАГРАНОЧНОГО ПРОЦЕССА НА СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОМ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОМ КОМПЛЕКСЕ*

СЕЛЯНИН И.Ф., ФЕОКТИСТОВ А.В., МОДЗЕЛЕВСКАЯ О.Г., БЕДАРЕВ С.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, e-mail: umu@sibsiu.ru

Описан спроектированный на базе СибГИУ исследовательский ваграночный комплекс для проведения экспериментальных плавок с использованием различных видов топлив. Приведены результаты по исследованию степе-

* Работа выполнена согласно заданию № 2014/213 на выполнение государственных работ в сфере научной деятельности в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России.

ни измельчения кокса и антрацита по разработанной методике при различных режимах плавки. По полученным данным разработаны технологические режимы процесса плавки с использованием в качестве топлива антрацита.

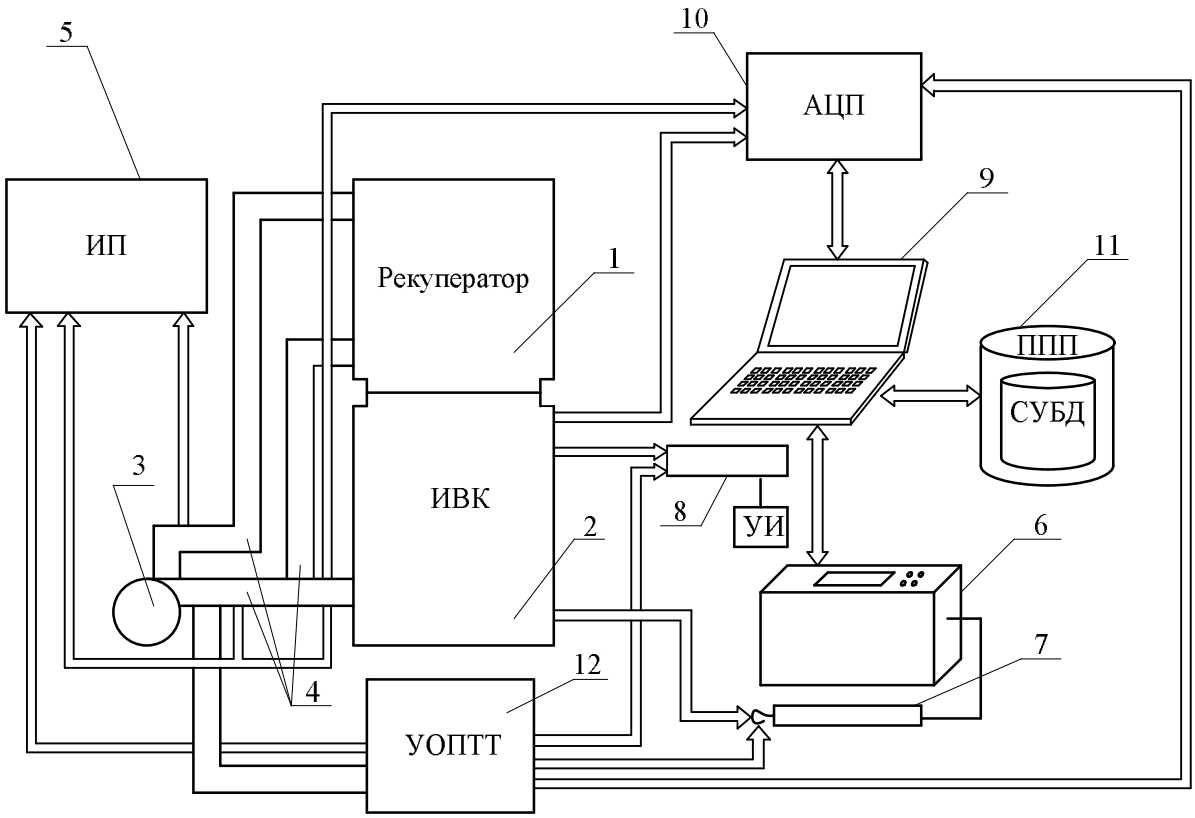
Ключевые слова: исследовательский комплекс, вагранка, кокс, антрацит, степень измельчения, ресурсосбережение.

Одно из основных направлений развития литейного производства – реконструкция литейных цехов и заводов на базе новых технологических процессов, материалов и перспективного оборудования. Плавка литейных сплавов является первичным и ответственным технологическим переделом, обеспечивающим литейные, прочностные и эксплуатационные характеристики сплава. В последние годы недостаточное внимание уделяется совершенствованию технологии вагранночной плавки чугуна и конструкций вагранночных комплексов. Вместе с тем вагранка в ряде случаев незаменима в условиях массового производства, при выплавке ограниченного количества марок чугуна и возможности ее использования в получении оксидных расплавов с дальнейшей их переработкой в теплоизоляционные изделия и других целей. Уровень развития литейного производства предъявляет к вагранке постоянно повышающиеся требования к количественным и качественным характеристикам показателей эксплуатации, ресурсосбережению, интенсификации процесса, решению вопросов экологии, поиска новых видов топлива, направленных на повышение эффективности работы вагранночных комплексов. Основными направлениями развития вагранночного процесса являются разработка ресурсосберегающих технологий плавки с применением заменителей кокса и их теоретическое обоснование, интенсификация вагранночного процесса, основанная на разработке комплекса мероприятий по определению влияния подогрева и увлажнения дутья на температуру получаемого расплава, обогащению дутья кислородом. Практика вдувания кислорода свидетельствует о снижении затрат на плавку, при этом стандартное обогащение дутья, нашедшее широкое применение, требует обоснования в части количества добавляемого кислорода и механизма его подвода.

Исходя из выше перечисленного для проведения исследовательских работ в области экспериментирования с различными видами топлив и режимами вагранночной плавки на базе Сибирского государственного индустриального университета был спроектирован и построен исследовательский вагранночный комплекс (ИВК), принципиальная схема которого приведена на рисунке 1.

Основными газами, характеризующими протекание вагранночного процесса, являются CO, CO_2 и O_2. Для забора и анализа этих газов, а также их температуры использовался газоанализатор VarioPlus Industrial фирмы MRU GmbH с диапазоном измерения O_2 (0 – 30 %), CO (0 – 30 %), CO_2 (0 – 30 %) и погрешностью до ±5 % от измеряемого значения.

Для определения температуры жидкого чугуна на выпуске, а также температуры кусков топлива в шахте вагранки использовался пирометр спектрального отношения С-3000.4 с диапазоном измерения 700 – 2200 ºС и допускаемой относительной погрешностью ±1 %.



1 – рекуператор; 2 – лабораторная вагранка; 3 – вентилятор высокого давления; 4 – подводящие воздушные тракты; 5 – средства измерения расходов, обеспечивающих дутьевой режим; 6 – газоанализатор; 7 – зонд газоанализатора; 8 – пирометр с устройством индикации; 9 – ноутбук; 10 – аналогово-цифровой преобразователь; 11 – пакет прикладных программ и система управления базами данных; 12 – установка для определения прочности твердого топлива

Рисунок 1 – Принципиальная схема ИВК

Функционально измерительный комплекс состоит из комплекта первичных датчиков, устанавливаемых на технологический объект, УВК на базе ПЭВМ типа IBM PC и контроллеров типа ICP CON.

Сбор экспериментальной информации производился с использованием персональных ЭВМ типа «IBM PC» с соответствующим измерительным модулем «Адам» аналого-цифрового преобразователя, обеспечивающего подключение к стандартному последовательному порту персонального компьютера.

Для управления работой измерительного комплекса разработано программное обеспечение. Вывод результатов измерений осуществляется в режиме on-line на мониторе в виде графика и числового значения.

ИВК является модульной системой, позволяющей монтировать новые устройства с целью разработки современных ресурсосберегающих технологий ваграночного процесса. В настоящее время особый интерес представляет разработка новой методики исследования прочностных характеристик твер-

дых видов топлива, основанной на изучении поведения куска топлива под нагрузкой в процессе горения. Для этого спроектирована и защищена патентами на полезную модель специальная установка [Патенты РФ №№ 96963, 106953, 102386, 99616, 2394106], обеспечивающая возможность проверки качества топлива, которая воспроизводит условия в период плавки в шахтной печи, а также получено свидетельство о государственной регистрации для программы ЭВМ № 2012620487. Подробно основные подходы к эксплуатации установки описаны в работах [1, 2].

В результате лабораторных экспериментов была определена степень измельчения топлив (кокса и антрацита) по разработанной методике:

$$C_{\text{т}} = \frac{(\overline{d}_{\text{до}} - \overline{d}_{\text{после}})}{\overline{d}_{\text{до}}} \cdot 100\ \%, \qquad (1)$$

где $C_{\text{т}}$ – степень измельчения топлива;

$\overline{d}_{\text{до}}$ – средний размер куска топлива до плавки, мм;

$\overline{d}_{\text{после}}$ – средний размер куска топлива после плавки, мм.

Степень измельчения кокса и антрацита, определенная на установке определения прочности твердого топлива, составила $C_{\text{т}}$ = 10 % для кокса и $C_{\text{т}}$ = 36 % для антрацита. Распределение фракционного состава от 0 до 40 мм для данных топлив приведено на рисунке 2.

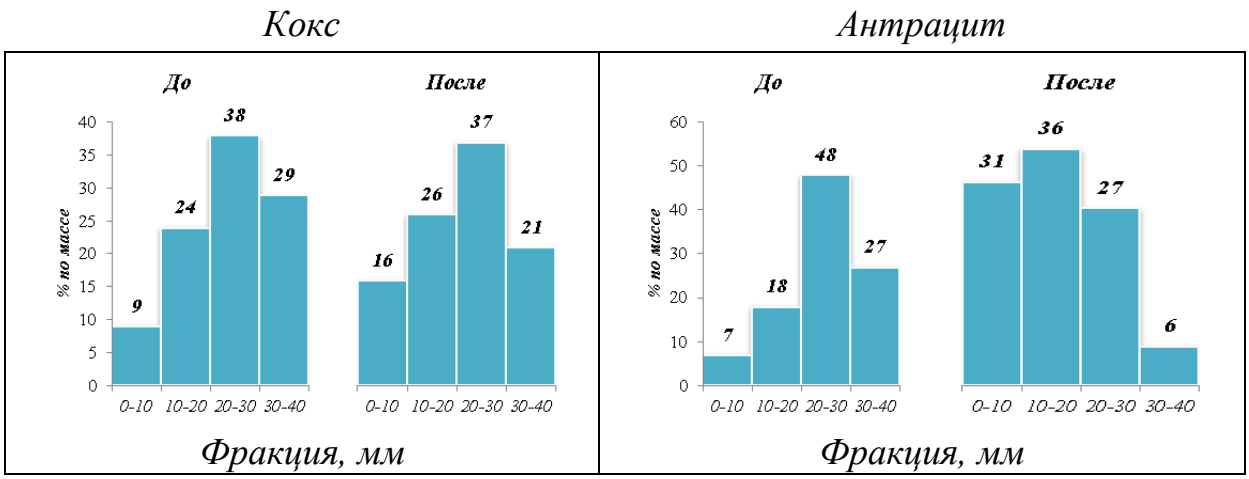


Рисунок 2 – Степень измельчения кокса и антрацита

Экспериментальные плавки проводили на вагранке исследовательского комплекса с использованием в качестве топлива кокса и антрацита фракции от 0 – 10 до 30 – 40 мм по трем технологическим режимам: на холодном дутье, на дутье, подогретом до 200 ºС, и на дутье, подогретом до 200 ºС и увлажненном до содержания 5 % пара. Плавки проходили не до полного выгорания топлива: как только проплавлялся весь чугун, летку вскрывали, и весь

оставшийся кокс или антрацит выгружали (выбивали) в специально приготовленную емкость. После этого строили гистограмму размеров кусков оставшегося топлива (рисунок 3).

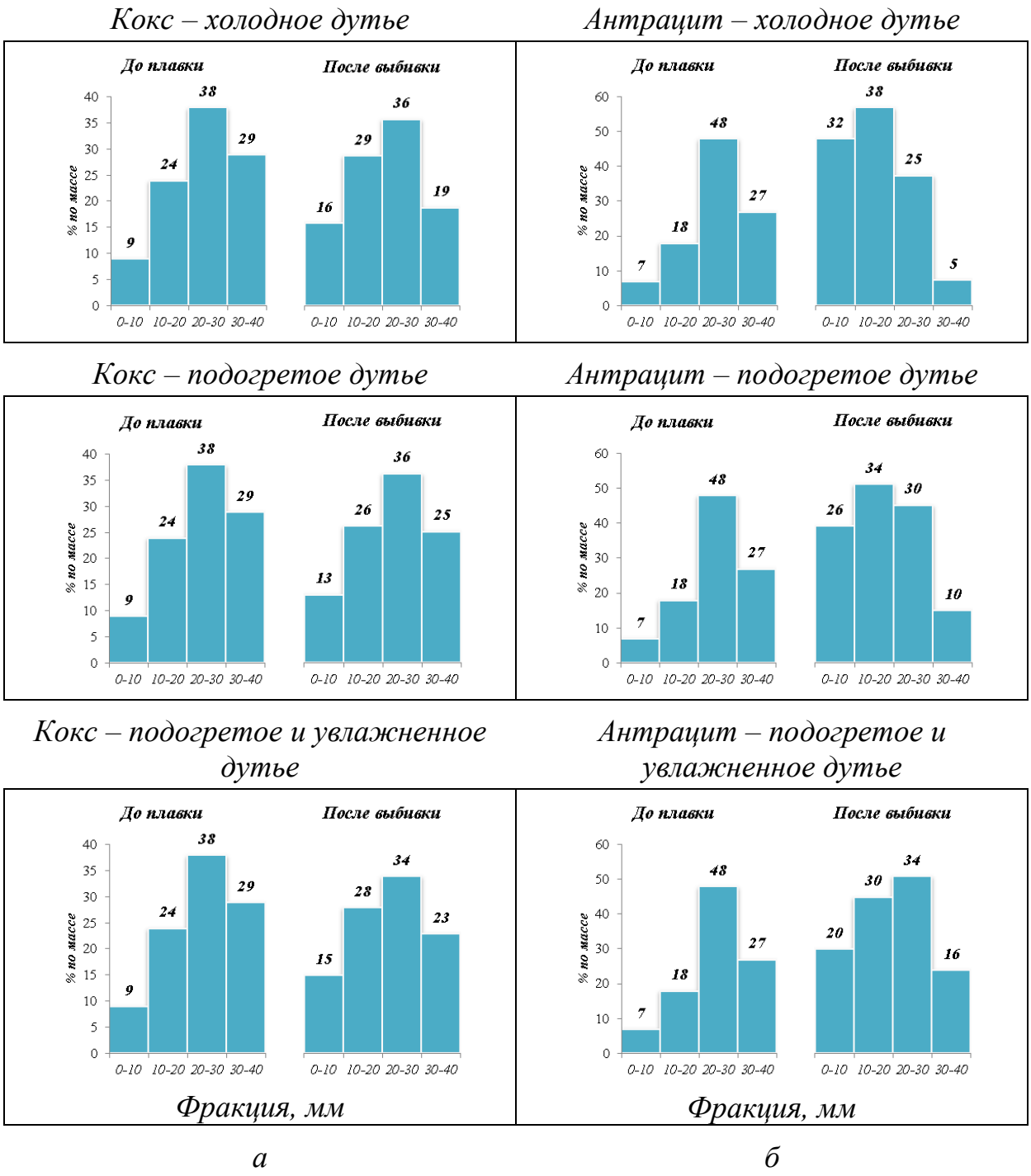


Рисунок 3 – Степень измельчения кокса (а) и антрацита (б)

Из результатов экспериментов видно, что на степень измельчения кусков кокса ($C_т$) подогрев и увлажнение дутья практически не влияют (рисунок 3, поз. *а*), небольшие изменения размеров куска кокса связаны в большей степени с его выгоранием и в меньшей – с его растрескиванием. Степень из-

мельчения кокса при проведении плавки на холодном дутье составляет $C_т$ = 12 %; после плавки на подогретом дутье $C_т$ = 6 %; на подогретом увлажненном дутье $C_т$ = 9 %.

Анализ плавки, проведенной на холодном дутье с использованием в качестве топлива антрацита (рисунок 3, поз. *б*), показывает, что последний сильно растрескивается на мелкие куски ($C_т$ = 38 %). Это негативно сказывается на технологическом режиме печи, мелочь забивает свободное пространство, нарушая дутьевой режим, холостая колоша просаживается, в результате чего температура перегрева чугуна уменьшается из-за сокращения времени его нахождения в области высоких температур.

Антрацит имеет низкую термическую стойкость, вследствие чего при быстром нагреве и большом давлении столба металлической шихты он растрескивается на мелкие куски, которые уменьшают свободное сечение вагранки и приводят к нарушению хода плавки. Растрескивание происходит за счет высоких механических и термических напряжений по объему куска топлива в кислородной зоне, где его поверхность разогревается до 2000 – 2100 ºС.

В результате лабораторных экспериментов была определена степень измельчения топлив (кокса и антрацита). Установлено, что на степень измельчения кусков кокса подогрев и увлажнение дутья практически не влияют, небольшие изменения размеров куска кокса связаны в большей степени с его выгоранием и в меньшей – с его растрескиванием. Степень измельчения кокса при проведении плавки на холодном дутье составляет $C_т$ = 12 %; после плавки на подогретом дутье $C_т$ = 6 %; на подогретом увлажненном дутье $C_т$ = 9 %. Степень измельчения антрацита при проведении плавки на холодном дутье составляет $C_т$ = 38 %; после плавки на подогретом дутье $C_т$ = 29 %; на подогретом и увлажненном дутье $C_т$ = 20 %.

Выводы**.** Полученные экспериментальные данные позволили разработать ресурсосберегающую технологию использования антрацита в ваграночном процессе при подогреве и увлажнении дутья.

Библиографический список

1. Установка и методика определения прочностных характеристик твердого топлива / И. Ф. Селянин, А. В. Феоктистов, С. А. Бедарев [и др.] // Литейное производство сегодня и завтра: тр. 9-й Междунар. науч.-практ. конф. – Санкт-Петербург: Изд-во политех. ун-та, 2012. – С. 214 – 216.
2. Установка для исследования прочности твердого топлива, используемого в шахтных печах / И. Ф. Селянин, А. В. Феоктистов, И. Н. Филинберг [и др.] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 6. – С. 23 – 26.

УДК [620.18:669.14.018] : 621.77

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НЕПРЕРЫВНО-ЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ Э76Ф НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ

СИМАЧЁВ А.С., ОСКОЛКОВА Т.Н.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, simachev_as@mail.ru

Представлены результаты исследований неметаллических включений центральной зоны непрерывно-литой заготовки. Рентгеноструктурным анализом выявлено присутствие оксидов железа в виде FeO, Fe_2O_3, Fe_3O_4, сульфидов марганца (MnS), силикатов железа ($FeO{\cdot}SiO_2$ – фаялит) и алюмосиликатов ($Al_2O_3{\cdot}SiO_2$ – силлиманит).

Ключевые слова: неметаллические включения, рельсовая сталь, непрерывно-литая заготовка, высокотемпературная пластичность, степень деформации сдвига.

Чистота рельсовой стали по неметаллическим включениям является одним из основных факторов, определяющих качество рельсов, их долговечность и склонность к образованию усталостных трещин. Образование контактно-усталостных дефектов, как правило, начинается от внутренних концентраторов напряжений в виде скоплений неметаллических включений [1].

Авторами [2, 3] изучались неметаллические включения трех зон НЛЗ (по ГОСТ 1778-70) и показано наличие точечных оксидов и сульфидов в корковой зоне, силикатов и оксидов в зоне столбчатых кристаллов, оксидов сульфидов, а также двух видов силикатов (недеформирующихся и хрупких) в центральной зоне. Отмечалось их негативное влияние на высокотемпературную пластичность.

Установлено, что центральная зона НЛЗ имеет наименьшую пластичность по сравнению с корковой зоной и зоной столбчатых кристаллов (рисунок 1) [4, 5], это связано с присутствием наибольшего количества неметаллических включений в этой зоне.

Целью настоящей работы было изучение типов неметаллических включений в центральной зоне НЛЗ.

Объектом исследования являлись цилиндрические образцы стали марки Э76Ф (ГОСТ 51685-2000) после высокотемпературного кручения, вырезанные из центральной зоны непрерывно-литой заготовки.

Из литературных источников [6] известно, что наиболее часто в стали встречаются оксиды железа (FeO; Fe_2O_3; Fe_3O_4), алюминия (Al_2O_3), включения силикатов железа ($FeO{\cdot}SiO_2$ – фаялит) и марганца ($MnO{\cdot}SiO_2$ – родонит). На металлографических шлифах они имеют вид глобулей с кристаллами других минералов на поверхности; иногда располагаются в виде сложных скоплений. Также распространены алюмосиликаты ($Al_2O_3{\cdot}SiO_2$ – силлима-

нит), ромбической и овальной формы. При температурах горячей обработки давлением они пластичны и во время прокатки и ковки вытягиваются.

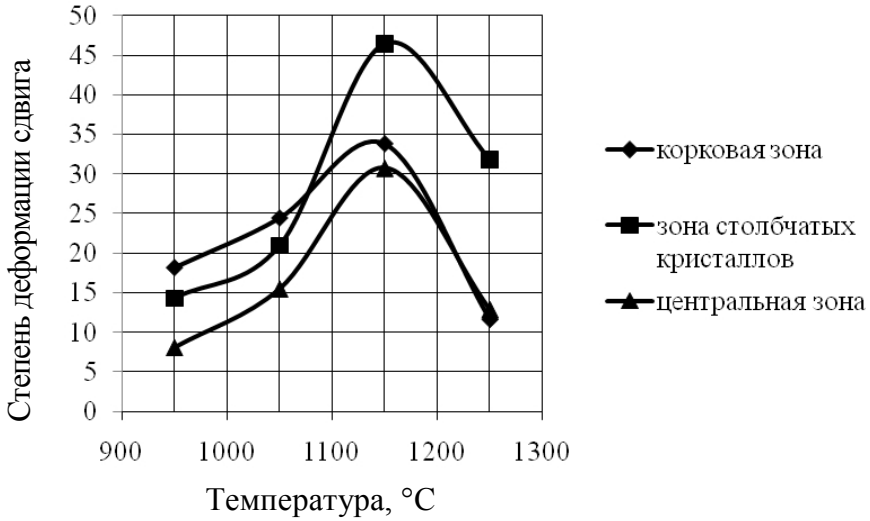


Рисунок 1 – Степень деформации сдвига в разных зонах НЛЗ

Рентгеноструктурный анализ выявил наличие большого количества видов неметаллических включений: сульфидов марганца (MnS), оксидов железа (FeO; Fe_2O_3; Fe_3O_4), силикатов железа ($FeO \cdot SiO_2$), алюмосиликатов ($Al_2O_3 \cdot SiO_2$) (рисунок 2).

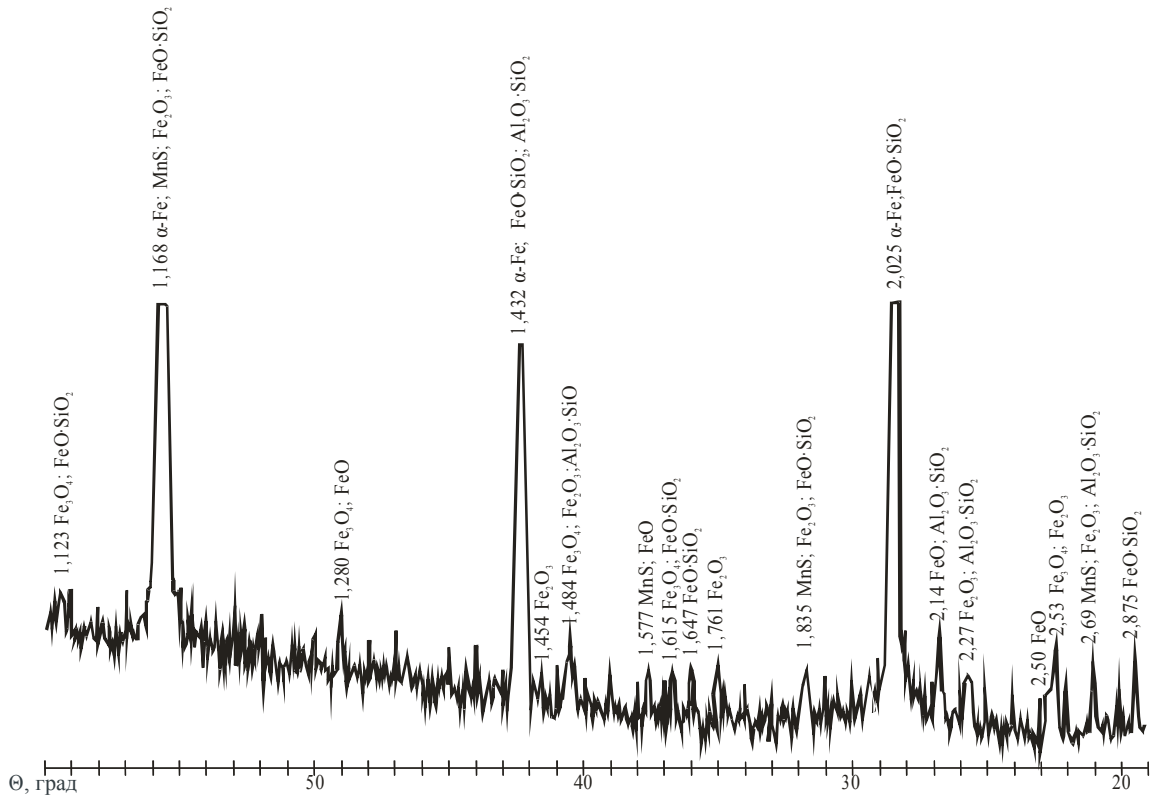


Рисунок 2 – Фрагмент дифрактограммы образца из центральной зоны непрерывно-литой заготовки рельсовой стали марки Э76Ф

Необходимо отметить, что в процессах нагрева под обработку металлов давлением образуются оксиды железа различного состава (FeO, Fe_2O_3, Fe_3O_4) (рисунок 2).

На рисунке 3 представлена неоднородность металла после высокотемпературного кручения. Видно, что форма вытянутая, внутри находится включение глобулярной формы размером 7 мкм. Спектральный анализ показал наличие железа, кислорода и кремния, что характерно для фаялита ($FeO \cdot SiO_2$). Необходимо отметить, что твердость данного включения равна 6,5 по шкале Мооса, следовательно, оно обладает повышенной хрупкостью и является одним из концентраторов напряжений, ускоряющих процессы разрушения металла при испытаниях на высокотемпературное кручение.

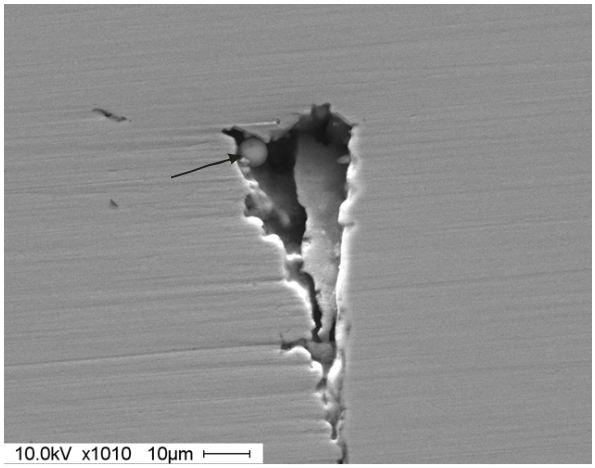


Рисунок 3 –Глобулярное включение фаялита ($FeO \cdot SiO_2$)

При исследовании стали с помощью растровой электронной микроскопии выявлены кристаллы корунда (α-модификация глинозема Al_2O_3), имеющие вид зерен неправильной формы или шестиугольников неправильной формы (рисунок 4).

Рентгеноструктурным анализом выявлено большое количество сульфидов марганца (рисунок 2, 5).

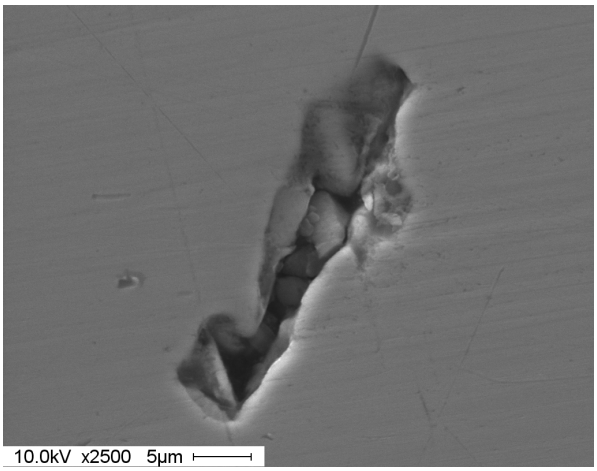


Рисунок 4 – Включения корунда (α-Al_2O_3)

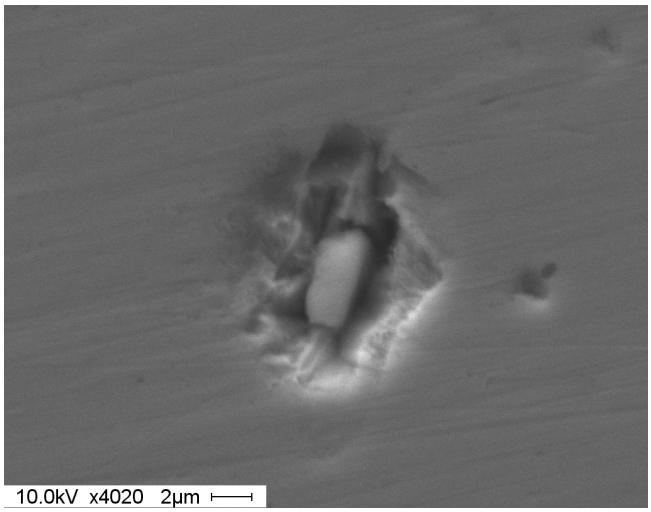


Рисунок 5 – Включение сульфида марганца (MnS)

Из выше сказанного следует, что в центральной зоне непрерывно-литой заготовки стали марки Э76Ф находится наибольшее количество неметаллических включений различных видов, которые оказывают негативное влияние на высокотемпературную пластичность, снижая, тем самым, степень деформации сдвига.

Библиографический список

1. Павлов В.В., Темлянцев М.В., Корнева Л.В., Осколкова Т.Н., Гаврилов В.В. Дефекты и качество рельсовой стали. – М.: Теплотехник, 2006. – 218 с.: ил.
2. Симачёв А.С. Изучение влияния неметаллических включений на высокотемпературную пластичность непрерывно-литой заготовки рельсовой стали Э76Ф // Сб. науч. тр. IV-ой Международной науч.-практич. конф. «Современные инновации в науке и технике». – Курск, 2014, Т.4, С. 122–124.
3. Симаёв А.С., Осколкова Т.Н. Неметаллические включения в различных зонах кристаллизации непрерывно-литой заготовки рельсовой стали // «Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований» № 5 (часть 1), 2014. – С. 147 – 148
4. Симачёв А.С. Влияние неметаллических включений на высокотемпературную пластичность непрерывно-литой заготовки рельсовой электростали // Международный научно-исследовательский журнал. – Екатеринбург, №3 (22), 2014 Часть 2. – С. 63 – 64.
56. . Симаёв А.С., Темлянцев М.В., Осколкова Т.Н. Исследование высокотемпературной пластичности рельсовой стали марки Э76Ф // Сб. науч. тр. «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургия». –Новокузнецк, 2014, вып. 32. – С. 23 – 27.
7. Электрометаллургия и металлургия стали: учебник / Рощин В.Е., Рощин А.В. – 4-е изд., перераб. и доп. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2013. – 572 с.

УДК 621.771.261

РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ РАСЧЕТА СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ Э78ХСФ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ ПАРАМЕТРАХ ДЕФОРМАЦИИ

ГОЛОВАТЕНКО А.В.[1], УМАНСКИЙ А.А.[2], КАДЫКОВ В.Н.[2]

[1]ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»
[2]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, umanskii@bk.ru

На основании результатов экспериментальных исследований, проведенных с использованием установки «Hydrawedge II» – модуля комплекса для физического моделирования «Gleeble System 3800» – разработана математическая модель расчета сопротивления деформации рельсовой стали марки Э78ХСФ при различных термомеханических параметрах прокатки и химическом составе стали. Проверка адекватности разработанной математической модели показала возможность ее использования в производственных условиях.

Ключевые слова: сопротивление деформации, рельсовая сталь, прокатка, испытания, математическое моделирование

Одной из характеристик, оказывающих определяющее влияние на энергосиловые параметры прокатки, является сопротивление стали пластическому деформированию (сопротивление деформации). Поэтому при разработке или совершенствовании режимов прокатки необходимы точные данные о величине сопротивления деформации применительно к марочному сортаменту прокатываемых сталей.

Анализ литературных данных показывает, что на сегодняшний день имеются достоверных данные о величинах сопротивления деформации только для ограниченного количества марок стали. Так в работе С.В. Карпова с соавторами [1] приводятся данные для марганцовистых сталей, О.Ю. Приходько с соавторами [2] получены значения сопротивления деформации для ряда электротехнических сталей. На основании исследований, проведенных в работе [3], получены экспериментальные кривые зависимости сопротивления деформации стали марки 08Х18Н10Т от температуры деформации и содержания феррита. Наиболее значительный объем исследований по данному вопросу проведен В.И. Зюзиным с соавторами [4] – получены численные зависимости сопротивления деформации от параметров прокатки для 21 марки углеродистых, легированных и высоколегированных сталей и 5 марок жаропрочных сплавов. При этом в литературных источниках на сегодняшний день отсутствуют достоверные данные о величинах сопротивления деформации при прокатке рельсовых сталей.

Основными параметрами, определяющими величину сопротивления

стали пластическому деформированию являются: химический состав прокатываемой стали, температура и скорость прокатки, величина обжатий (степень деформации). Поскольку температурно-скоростные условия прокатки в условиях действующих прокатных станов могут изменяться в довольно широких пределах, то для практического использования необходимо использовать математические модели, устанавливающие численную взаимосвязь между параметрами прокатки и сопротивлением деформации. При этом такие модели должны также учитывать влияние изменения содержания основных химических элементов в конкретной марке стали в пределах, ограниченных требованиями нормативной документации.

С целью разработки математической модели, устанавливающей взаимосвязь между параметрами прокатки и сопротивлением деформации для рельсовой стали марки Э78ХСФ, проведены экспериментальные исследования [5] с использованием установки «Hydrawedge II» – модуля комплекса для физического моделирования «Gleeble System 3800» – рисунок 1

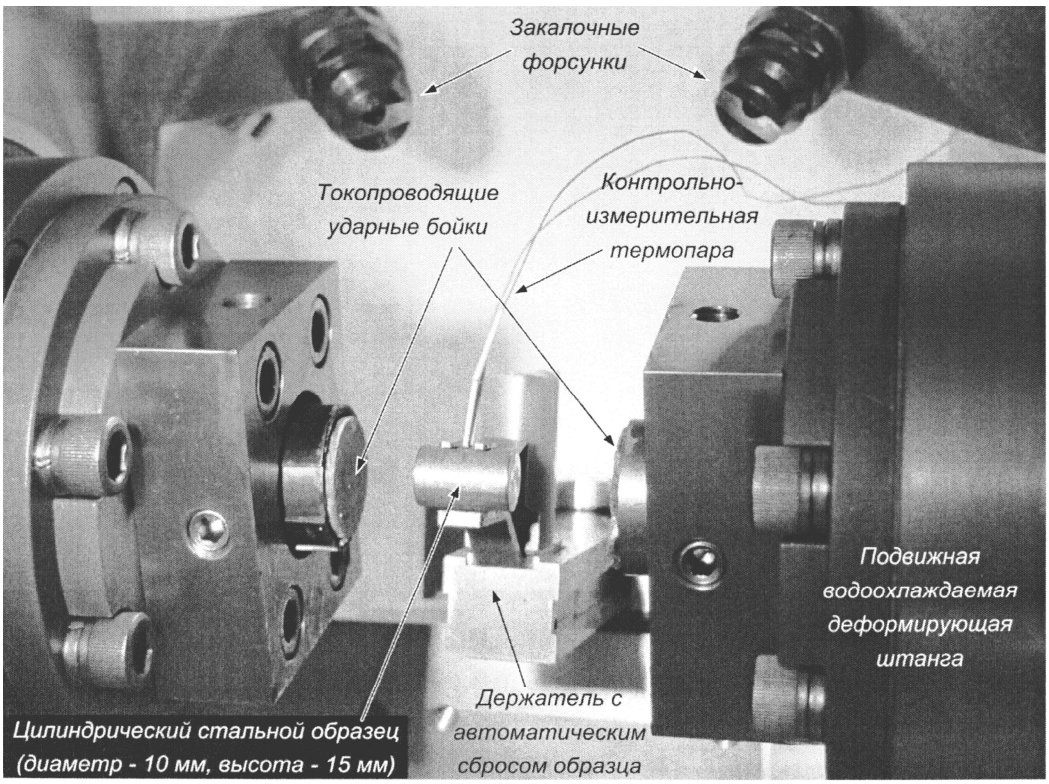


Рисунок 1 – Рабочая камера модуля «Hydrawedge II» комплекса «Gleeble System 3800»

В ходе проведения исследований провели испытания на горячую осадку прямоугольных и цилиндрических образцов, вырезанных из головки рельсов Р65 четырех плавок стали марки Э78ХСФ. Испытания на горячую осадку проводили при скорости деформации 0,1, 1,0 и 10 $с^{-1}$; температурах 900, 950, 1000, 1050, 1100 и 1150 ^{o}С и степени относительной деформации в интервале до 1,0.

Режим испытаний включал в себя следующие этапы (рисунок 2): 1 – нагрев образцов в вакууме со скоростью 5 °С/с до температуры 1200 °С; 2 – изотермическая выдержка при достигнутой температуре 1200 °С в течение 600 с; 3 – подстуживание стали до температуры деформации (900 – 1150 °С) со скоростью 10 °С/с; 4 – деформация при заданной температуре (900 – 1150 °С); 5 – охлаждение со скоростью 10 – 50 °С/с.

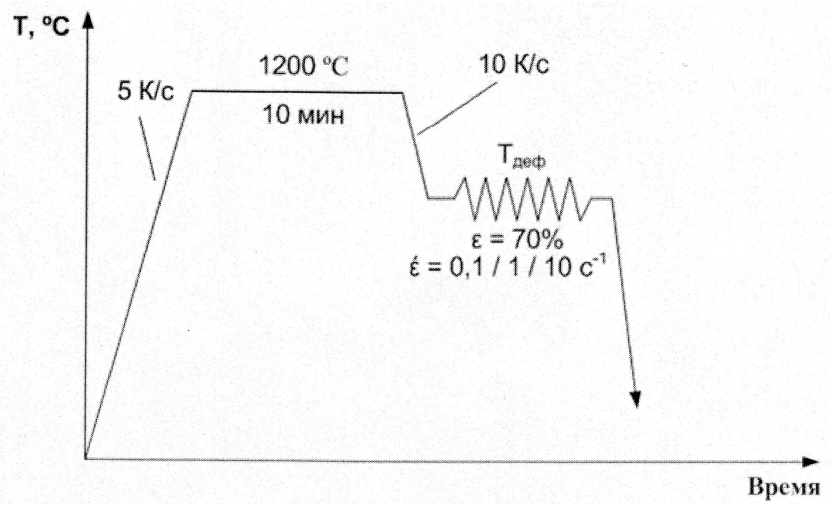


Рисунок 2 – Режим испытаний образцов

Обобщение полученных результатов испытаний в виде графических зависимостей сопротивления деформации от степени относительной деформации, температуры и скорости прокатки (пример графической зависимости представлен на рисунке 3) позволило построить математическую модель вида:

$$\sigma = A \cdot e^{m_1 \cdot t} \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot e^{\frac{m_3}{\varepsilon}} \cdot (1+\varepsilon)^{m_4 \cdot t} \cdot e^{m_5 \cdot \varepsilon} \cdot u^{m_6 \cdot t}, \quad (1)$$

где A, m_1-m_6 – константы;

t – температура прокатки, °С;

ε – степень деформации;

u – скорость деформации, c^{-1}.

При этом значения констант A, m_1-m_6 рассчитывались путем статистической обработки данных экспериментов для каждой из четырех исследуемых плавок стали Э78ХСФ текущего производства.

С целью создания универсальной модели зависимости сопротивления деформации от термомеханических параметров прокатки, учитывающей также влияние химического состава стали, проведено дополнительное исследование. С использованием методики множественного регрессионного анализа исследовали численное влияние содержания в стали Э78ХСФ основных элементов (C, Si, Mn, Cr, S, P, V) на значения констант уравнения (1).

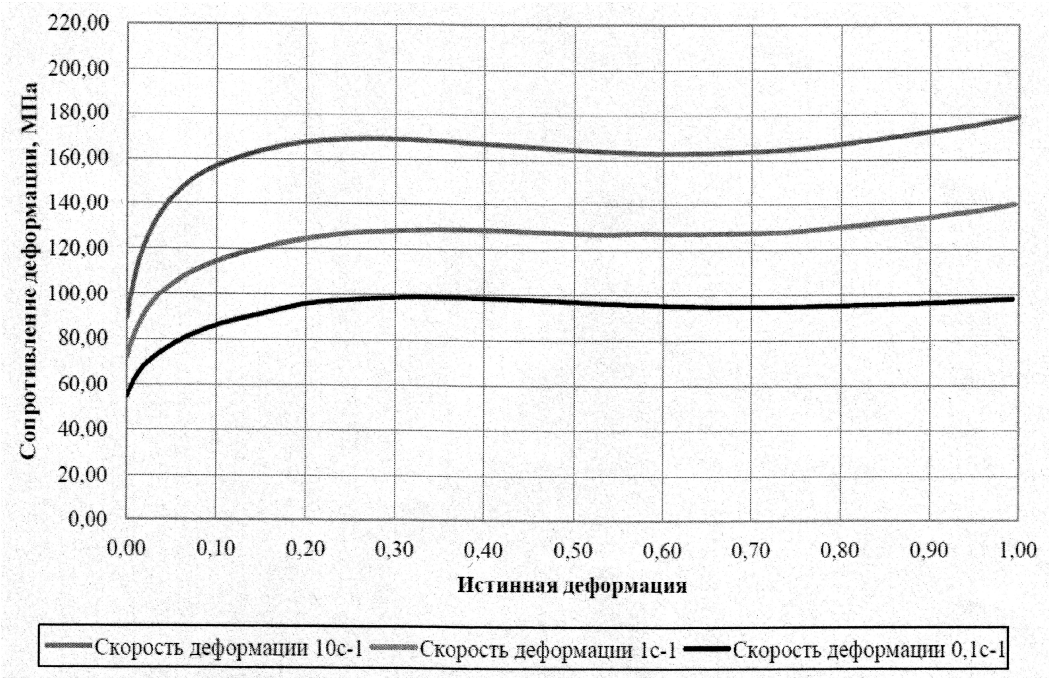


Рисунок 3 – Экспериментальная зависимость сопротивления деформации от скорости и степени деформации при температуре 950 ^{o}C

На анализируемых плавках интервал изменения концентрации вышеуказанных химических элементов составил:

– для углерода – 0,75 – 0,79 %;
– для кремния – 0,32 – 0,55 %;
– для марганца – 0,78 – 1,09 %;
– для хрома – 0,42 – 0,57 %;
– для серы – 0,005 – 0,015 %;
– для фосфора – 0,012 – 0,017 %;
– для ванадия – 0,04 – 0,07 %.

В результате проведенного анализа получены уравнения регрессии вида:

$$A = 4365{,}4 + 69118 \cdot S, \quad (2)$$

$$m_1 = -0{,}0033 - 0{,}0043 \cdot V, \quad (3)$$

$$m_2 = 0{,}2607 - 5{,}7663 \cdot P, \quad (4)$$

$$m_3 = -0{,}0025 + 0{,}00308 \cdot C + 0{,}00025 \cdot Mn, \quad (5)$$

$$m_4 = -0{,}0015 + 0{,}0475 \cdot P, \quad (4)$$

$$m_5 = -0{,}407 + 0{,}655 \cdot Mn, \quad (7)$$

$$m_6 = 0{,}0002 - 0{,}0012 \cdot V, \quad (8)$$

Обобщая полученные данные о влиянии химического состава стали на константы уравнения (1) и, следовательно, на сопротивление деформации

можно констатировать, что на сопротивление деформации рельсовой стали Э78ХСФ оказывает значимое влияние изменение содержания следующих химических элементов: углерод, марганец, сера, фосфор и ванадий. Влияния кремния и хрома не выявлено.

Увеличение содержания углерода и марганца в стали в рассматриваемых пределах приводит к повышению сопротивления деформации. Полученные данные согласуются с результатами других исследований [4], которые свидетельствуют о снижении пластичности легированных сталей при увеличении содержания перечисленных элементов.

Повышение концентрации серы и фосфора приводит к увеличению сопротивления деформации стали Э78ХСФ, что обусловлено резко отрицательным влиянием данных элементов на пластические свойства стали. По данным многочисленных исследований влияние серы и фосфора на пластичность стали наблюдается даже при относительно низком их содержании, что обусловлено свойством образуемых ими соединений концентрироваться в межзеренном пространстве в процессе кристаллизации слитков. Так превышение концентрации серы в областях по границам дендритов над среднеплавочным значением может достигать 15 – 2000 раз, для фосфора разница концентраций составляет 10 – 25 раз [6]. Например, известно утверждение А.П. Гуляева об отрицательном влиянии фосфора при любых его концентрациях [7].

Увеличение содержания ванадия в рассматриваемой стали с 0,04 до 0,07 % наоборот приводит к снижению сопротивления деформации, что объясняется значительным влиянием присадок ванадия даже в небольших количествах на повышение пластичности стали.

Отсутствие влияния кремния на сопротивление деформации объясняется его незначительной концентрацией в рассматриваемой стали (до 0,55 %) – имеются данные [4], что кремний значительно повышает сопротивление деформации сталей только при его концентрации на уровне 1,5 – 2,0 %. Касательно хрома можно отметить, что по данным [4] для высокоуглеродистых хромистых сталей (с содержанием хрома более 0,45 %) решающее влияние на сопротивление деформации оказывает не хром, а углерод.

Проверка адекватности разработанной универсальной математической модели производилась путем сравнения расчетных данных с данными промышленных экспериментов по определению усилия прокатки и показала возможность ее использования при расчете энергосиловых параметров прокатки рельсовой стали Э78ХСФ.

Библиографический список

1. Карпов С.В. Сопротивление деформации марганцовистых сталей / С.В. Карпов, А.А. Банщиков, А.С. Карпова // Ползуновский альманах. 2003. – № 8. – С. 123-126.
2. Приходько И.Ю. Метод определения сопротивления деформации металлов со сложной зависимостью реологических свойств от параметров деформирования / И.Ю. Приходько, А.А. Сергеенко, В.В. Разносилин // Фун-

даментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. — Днепропетровск.: ИЧМ НАН Украины, 2007. – Вып. 14. – С. 187-193.
3. Развитие теории и практики металлургических технологий: монография в 3 т. / Под. ред. В.Н. Перетятько, Е.В. Протопопова, И.Ф. Селянина. Т. 2: Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением / В.Н. Перетятько, М.В. Темлянцев, М.В. Филиппова – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.
4. Зюзин В.И. Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке / В.И. Зюзин, М.Я. Бровман, А.Ф. Мельников. – М.: Металлургия, 1964. – 270 с.
5. Головатенко А.В. Анализ экспериментальной зависимости сопротивления деформации рельсовой стали Э78ХСФ от температуры, скорости и степени деформации / А.В. Головатенко, В.В. Дорофеев, В.А. Трусов, К.В. Волков, А.В. Добрянский // Металлург. 2014. – №6. – С. 118 – 123.
6. Suzuki H. // Testu to hagane. J.I.S.I. Japan, 1981. V. 67. № 4. P. 166.
7. Голубцов В. А. Теория и практика введения добавок в сталь вне печи / В. А. Голубцов. – Челябинск, 2006. – 423 с.

УДК 669.187 : 621.771

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ НА КАЧЕСТВО РЕЛЬСОВОЙ ЭЛЕКТРОСТАЛИ И РЕЛЬСОВОГО ПРОКАТА

Козырев Н.А.[1], Уманский А.А.[1], Бойков Д.В.[2]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет,
[2]ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»,
г. Новокузнецк, umanskii@bk.ru

Исследованиями, проведенными в условиях электросталеплавильного цеха ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК», установлено, что увеличение длительности продувки рельсовой стали инертным газом при обработке на агрегате «ковш-печь» с 63 до 122 мин способствует уменьшению количества оксидных неметаллических включений; при этом остальные контролируемые параметры качества готовых рельсов не ухудшаются.

Ключевые слова: оксидные неметаллические включения, рельсовая сталь, раскисление, продувка инертным газом

Одним из наиболее важных показателей, характеризующих качество рельсового проката, является повышение их эксплуатационной стойкости. На сегодняшний день достигнута стойкость рельсов на уровне 1 млрд. т брутто и ведутся работы по увеличению ресурса работы рельсов до 1,5 млрд. т брутто.

Наиболее значимое влияние на эксплуатационную стойкость рельсов оказывает содержание в стали газов и неметаллических включений. Внедре-

ние на предприятиях – производителях рельсовой продукции – технологии вакуумирования позволяет гарантированно получать в стали содержание водорода на уровне не более 2 ppm. Поэтому на первый план выходит проблема загрязненности стали оксидными неметаллическими включениями. Так результаты проведенных в последние годы исследований [1 – 3] свидетельствуют, что наиболее негативное влияние на образование контактно-усталостных дефектов в процессе эксплуатации рельсов оказывают, так называемые хрупкоразрушенные оксидные включения. В связи с этим действующей нормативной документацией, распространяющейся на производство рельсового проката из стали марок Э76Ф (категория «В» – рельсы термоупрочненные высшего качества), НЭ76Ф (категория НЭ – рельсы низкотемпературной надежности), Э90АФ (рельсов повышенной износостойкости категории ИК), предусмотрена жесткая регламентация не только общего содержания кислорода в стали, но и кислорода, связанного в хрупкоразрушенные оксидные включения (не более 10 ppm).

Концентрация оксидных включений, в том числе хрупкоразрушенных, в рельсах напрямую определяется общим содержанием кислорода в стали. Установлено, что выполнение вышеуказанного требования стандартов по концентрации кислорода, связанного в хрупкоразрушенные оксидные включения (не более 10 ppm) возможно при содержании общего кислорода на уровне не более 12 – 13 ppm.

Концентрация оксидных включений, в том числе хрупкоразрушенных, в рельсах напрямую определяется общим содержанием кислорода в стали. Установлено, что выполнение вышеуказанного требования стандартов по концентрации кислорода, связанного в хрупкоразрушенные оксидные включения (не более 10 ppm) возможно при содержании общего кислорода на уровне не более 12 – 13 ppm. При этом действующая в настоящее время технология обеспечивает среднее содержание общего кислорода на уровне 14 ppm и порядка 20 % плавок имеют данный показатель выше указанного уровня. При этом действующая в настоящее время технология обеспечивает среднее содержание общего кислорода на уровне 14 ppm и порядка 20 % плавок имеют данный показатель выше указанного уровня.

Таким образом, проблема снижения концентрации хрупкоразрушенных оксидных включений в рельсовом металле является на сегодняшний день актуальной.

Ранее проведенными в условиях электросталеплавильного цеха ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» исследованиями [4, 5] установлено, что морфология образующихся оксидных включений в значительной степени определяется концентрацией кислорода. Так при содержании кислорода в готовых рельсах менее 25 ppm встречаются в основном строчки хрупкоразрушенных алюминатов кальция ($CaO{\cdot}Al_2O_3$), максимальная длина которых включений не превышает 10 мкм.

С целью определения характера и степени влияния технологических параметров производства и обработки стали на содержание общего кислоро-

да в рельсовом прокате в условиях электросталеплавильного цеха ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» выполнено исследование методом пассивного эксперимента. Объектом исследования явилась случайная выборка из 190 плавок рельсовой стали марки Э76Ф текущего производства.

Технология производства рельсовой стали в электросталеплавильном цехе ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» включает в себя выплавку в дуговых сталеплавильных печах емкостью 100 т каждая с последующей внепечной обработкой на агрегатах «ковш-печь» (АКП) и вакууматоре камерного типа и разливку на блюмовой МНЛЗ.

Анализировали влияние следующих технологических параметров:

–содержание углерода в стали перед выпуском из печи;

– содержание кремния в стали в первой пробе на АКП;

– расход коксовой мелочи при раскислении стали на выпуске;

– расход силикомарганца при раскислении стали на выпуске;

– продолжительность продувки инертным газом при обработке на АКП;

– продолжительность обработки стали на вакууматоре.

При проведении исследований использовали методику парного регрессионного анализа.

По полученным данным но значимое влияние на содержание общего кислорода в металле оказывают: длительность продувки металла на установке «ковш-печь» (рисунок 1) и расход силикомарганца при раскислении стали на выпуске из печи (рисунок 2). Остальные анализируемые параметры по полученным данным не оказывают значимого влияния на параметр оптимизации.

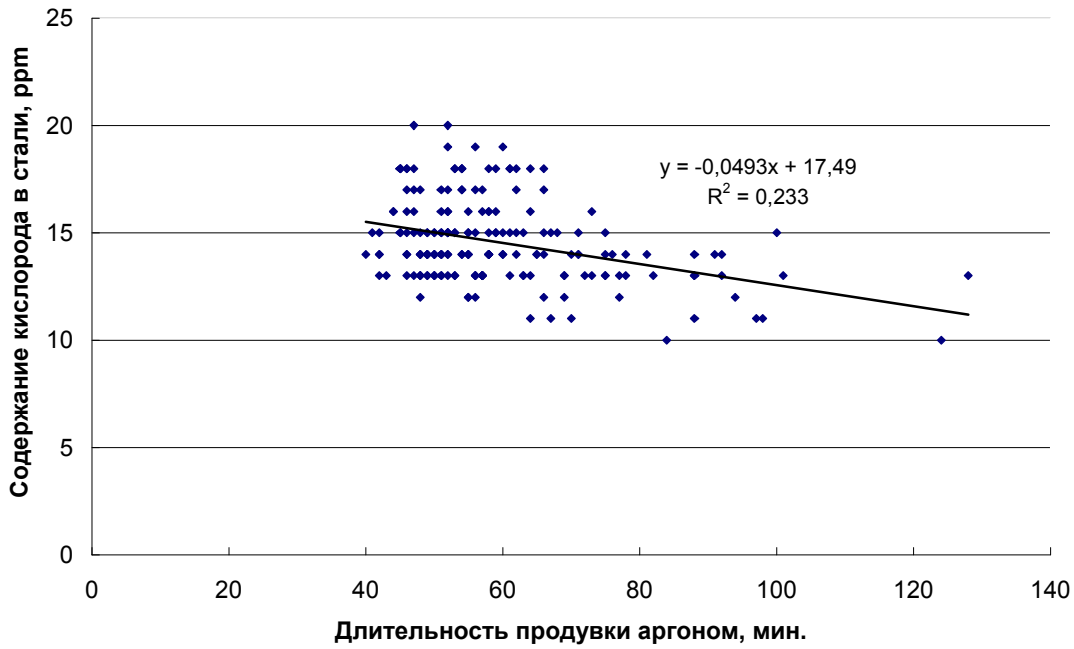


Рисунок 1 – Влияние длительности продувки аргоном при обработке на АКП на содержание кислорода в рельсовой стали

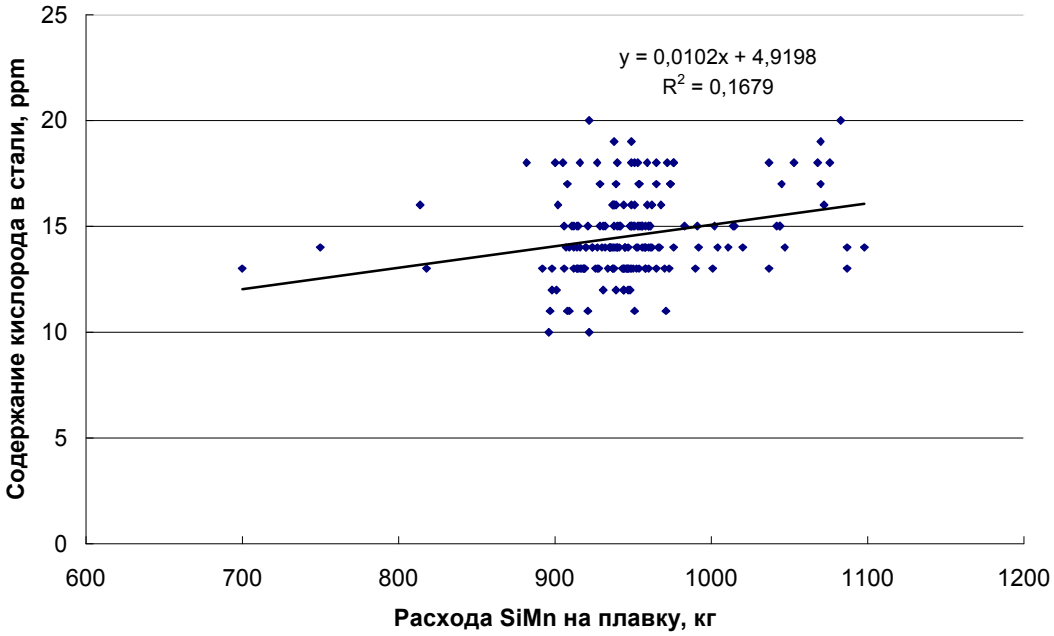


Рисунок 2 – Влияние расхода силикомарганца на выпуске из печи на содержание кислорода в рельсовой стали

Характер полученной зависимости (рисунок 1) свидетельствует, что при увеличении длительности продувки стали на АКП наблюдается снижение концентрации общего кислорода в металле. Поскольку общее содержание кислорода в стали складывается из растворенного в металле кислорода и кислорода, связанного в неметаллические включения, то, очевидно, полученная зависимость (рисунок 1) обусловлена снижением именно количества оксидных неметаллических включений.

При продувке стали в ковше инертными газами происходит перенос неметаллических включений в жидкий шлак газовыми пузырями с последующей ассимиляцией включений шлаком. Процесс переноса включений пузырьками газа обусловлен общим свойством не смачиваемых жидкостью твердых частиц прилипать к находящимся в жидкости пузырькам газа – флотацией. При этом степень флотируемости зависит от размера частиц – при увеличении размеров включений степень флотируемости возрастает.

С точки зрения термодинамики процесса перехода неметаллических включений из металла в шлак лимитирующим звеном, определяющим эффективность очистки стали от включений, является стадия отрыва их от границы металл-шлак. Переход неметаллических включений с межфазной границы в шлак сопровождается повышением энергии Гиббса в системе металл-включение-шлак и поэтому является термодинамически невозможным. Однако в реальных условиях этот процесс протекает за счет действия различных факторов кинетического характера. Поэтому для повышения эффективности удаления неметаллических включений из стали необходимо осуществлять интенсивное обновление слоев шлака, приграничных к металлу, за

счет кинетических факторов, в частности, перемешивания, продувки металла инертным газом.

Отсутствие взаимосвязи между содержанием кислорода в стали и параметрами, характеризующими окисленность расплава (содержание углерода на выпуске из печи и содержание кремния в первой ковшевой пробе на АКП) обусловлено, изменением порядка присадки раскислителей. В настоящее время присадка коксовой мелочи осуществляют после присадки силикомарганца, то есть в раскисленный металл. Доказательством данного предположения является тот факт, что увеличение в процессе выпуска металла из печи присадок силикомарганца приводит к увеличению содержания кислорода в готовой стали (рисунок 3).

Отсутствие зависимости содержания кислорода в стали от основности шлака в процессе обработки на АКП обусловлено достаточно узким интервалом изменения значений.

Таким образом, в ходе исследований выявлено положительное влияние увеличения длительности продувки инертным газом при обработке на АКП на загрязненность стали оксидными неметаллическими включениями.

Для определения технико-экономической эффективности увеличения длительности продувки аргоном на АКП проведена серия из 15 опытных плавок, на которых продолжительность продувки составляла не менее 100 мин. В качестве базы для сравнительного анализа использованы 19 плавок текущего производства, произведенных в этот же период.

По полученным данным увеличение средней длительности продувки металла на агрегате «ковш-печь» с 63 мин до 122 мин привело к увеличению удельного расхода электроэнергии на АКП в среднем на 27,3 кВт×ч/т (с 64,9 до 92,2 кВт×ч/т стали) или на 42 % в относительном выражении. Удельный расход аргона при этом увеличился на 0,32 $м^3$/т (с 0,24 до 0,46 $м^3$/т) или на 92 % в относительном выражении.

При этом качество рельсового проката опытных плавок удовлетворяет требованиям Регламента и нормативной документации по следующим параметрам:

– содержанию химических элементов;
– содержанию кислорода и водорода;
– качеству макроструктуры;
– уровню механических свойств в состоянии после прокатки.

Библиографический список

1. Исследование эффективности процессов раскисления, модифицирования и микролегирования рельсовой стали / А.А. Дерябин, А.В. Добужская // Сталь. – 2000. – № 11. – С. 38 – 43.
2. Повышение требований к качеству железнодорожных рельсов в новом национальном стандарте / А.А. Дерябин, В.А. Рабовский, Е.А. Шур // Сталь. – 2000. – № 11. – С. 82 – 85.
3. Влияние раскисления кордовой стали на природу оксидных неметалличе-

ских включений / Б.В. Линчевский, С.Н. Вартпатрикова, В.Я. Дашевский, В.И. Кашин, Н.Н. Макарова // Известия вузов. Черная металлургия. – 2002. – № 5. – С. 14 – 18.
4. Новая технология производства рельсовой стали / Н.А. Козырев, Е.В. Протопопов, Р.С. Айзатулов, Д.В. Бойков // Известия вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 2. – С. 25 – 29.
5. Возможности улучшения качества рельсовой стали / Н.А. Козырев, Д.В. Бойков // Электрометаллургия. – 2012. – № 1. – С. 30 – 33.

УДК 669.18

ПРЕИМУЩЕСТВА ПЛОСКОПЛАМЕННЫХ РЕКУПЕРАТИВНЫХ ГОРЕЛОК ПРИ РАЗОГРЕВЕ КОВШЕЙ

Стерлигов В.В., Шадринцева Д.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, schadrintseva.darya@yandex.ru

Приведен анализ общих подходов при повышении энергоэффективности металлургических агрегатов. В качестве доказательств использованы практические данные по разогреву сталеразливочных ковшей. Намечен конкретный путь экономии топлива за счет использования новой конструкции горелки, сочетающей преимущества направленного радиационного нагрева и утилизации тепла уходящих газов.

Ключевые слова: эноргоэффективность, разогрев ковшей, рекуперация, плоскопламенная горелка, тепловой баланс.

Работа металлургических предприятий, использующих многоэтапные технологии и переделы, требует особо тщательного контроля за потреблением энергии на каждом этапе. И если на основных переделах, составляющих основу технологического процесса, этому уделяется большое внимание, то другие, не основные звенья технологической цепи, подчас выпадают из поля зрения менеджмента предприятия.

Вместе с тем в последнее время в металлургии широко реализуется тенденция увеличения производительности и, в целом, эффективности процесса, за счет выделения некоторых периодов традиционного процесса и проведения их за пределами основного агрегата. В качестве примеров можно привести внепечную обработку стали в ковшах, офлюсование агломерата и другие технологии. Практика подтвердила рациональность такого подхода, поскольку, прежде всего, уменьшается время пребывания материала в основном агрегате, что ведет к увеличению производительности со всеми вытекающими отсюда последствиями.

При этом стоимость этих дополнительных устройств, как бы выделенных из основного агрегата для осуществления какой-то технологической операции, относительно невелика, как правило, эти устройства небольшие по

емкости, ими легче управлять. Особенно явно эта тенденция реализуется на подготовительном этапе основного процесса.

Одним масштабным примером такого подхода является подготовка разливочных ковшей при разливке в изложницы и промежуточных ковшей для машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Перед принятием металла эти емкости разогревается во избежание снижения температуры стали, что затруднило бы разливку металла. При этой ситуации можно было бы использовать и перегрев стали перед выпуском, но это привело бы к увеличению пребывания стали в плавильном агрегате.

На ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» выплавка стали осуществляется в двух конверторных цехах. Во втором кислородно-конвертерном цехе (ККЦ-2) установлены два конвертора емкостью 350 тонн. Указанный цех имеет большое ковшевое хозяйство, включая разливочные ковши емкостью от 90 до 350 тонн и промежуточные ковши.

Подготовка ковшей к приему металла заключается в ремонте кладки, если это необходимо, и разогреву ковшей. Для этого в цехе используют три стенда для сушки и разогрева разливочных ковшей и четыре стенда для разогрева промежуточных ковшей. Пренебрегая некоторыми отличиями в конструкции, можно подчеркнуть общие особенности тепловой работы ковшей при разогреве. Она определяется открытым пламенем при сжигании природного газа в диффузионной струйной горелке, имеющую разную конструкцию для разогрева разливочных и промежуточных ковшей.

Но различие в конструкциях горелок не создает различие в тепловой работе. Факел заполняет весь объем ковша и при температуре газов $t_г \approx 1700$ °С излучает на поверхность кладки, нагревая ее. Этот случай теплообмена характеризуется в общей теории тепловой работы печей [1] как «равномерно распределенный радиационный режим (РРРР)».

При этих условиях ковш является некоторой специфической печью, где реализуются все характерные особенности тепловой работы печей. Обрабатываемым материалом является сама кладка, и нагрев ее является в соответствии с теорией тепловой работы печей основным технологическим процессом.

Таким образом, выделяемое в печи (ковше) тепло расходуется как полезное, идущее на разогрев кладки, и характеризуется величиной $Q_{ак}$, – тепло, аккумулированное кладкой. Остальная часть выделенного тепла может рассматриваться как различного вида потери. Иллюстрацией может служить тепловой баланс процесса разогрева ковша, представленный в таблице 1.

В таблице представлены результаты испытаний высокотемпературного стенда № 3 ККЦ ООО «Евраз ЗСМК», где осуществляется разогрев ковшей до t = 1200 °С.

Как видно, единственным источником тепла является тепло от горения топлива – 100 %. С другой стороны, полезное тепло, $Q_{ак}$ = 27,5 %, а потери тепла с уходящими газами $Q_{ух}$ = 42,5 %. Примерно так же выглядят тепловые балансы других стендов: полезное тепло меняется в пределах 16 – 27 %, а

потери тепла с уходящими газами 42 – 52 %. Очевидно, что повышение энергоэффективности тепловой работы стенда требует прежде всего уменьшения максимальной статьи – потерь с уходящими газами $Q_{ух}$. Это тепло необходимо рассматривать как вторичный энергоресурс, который может быть использован для подогрева воздуха, подаваемого на сжигание. За счет так называемой «рекуперации», дающей эффект при сжигании топлива [2].

Таблица 1 – Тепловой баланс разогрева ковша

Статьи прихода	ГДж (%)	Статьи расхода	ГДж (%)
Тепло от горения топлива	6,92 (100)	Тепло, аккумулированное кладкой	1,903 (27,5)
		Тепло уносимое продуктами сгорания	3,94 (42,5)
		Потери тепла теплопроводностью	0,21 (3,0)
		Потери тепла излучением	0,46 (6,6)
		Потери тепла с охлаждающей водой	0,69 (10)
		Неучтенные потери	0,717 (10,4)
Итого	6,92 (100)	Итого	6,92 (100)

Рекуперация с возвратом тепла широко используется в теплотехнических устройствах и многие печи оснащены рекуператорами [3]. В условиях работы стенда, показатели работы которого представлены в таблице 1, можно показать эффективность рекуперации. Количество тепла, которое может быть введено в печь с нагретым в рекуператоре воздухом, необходимым для сжигания 1м^3, можно определить выражением

$$Q_ф = C_в \cdot t_в \cdot L_д, \text{ кДж/м}^3, \quad (1)$$

где $C_в$ – теплоемкость воздуха, кДж/(м^3·град),

$t_в$ – температура подогрева, °С;

$L_д$ – количество воздуха, подаваемое для сжигания 1 м^3 топлива, м^3/м^3.

Из справочной литературы [4] находим для воздуха $C_в$ = 1,3 кДж/(м^3·град); для природного газа $L_д$ =10 м^3/м^3, что при подогреве $t_в$ = 100 °С даст

$$Q_ф = 1,3 \cdot 100 \cdot 10 = 1300 \text{ кДж/м}^3 = 1,3 \text{ МДж}.$$

Для природного газа с теплотой горения $Q^p_{низ}$ = 35 МДж/м^3 получаем

$$\frac{Q_ф}{Q^p_н} = \frac{1,3}{35,0} \cdot 100\% = 3,7\%.$$

Это означает, что часть потребляемого тепла может быть введена в виде подогретого воздуха, при этом количество подаваемого топлива должно уменьшиться. Для заводских условий тогда баланс будет выглядеть следующим образом (таблица 2).

Таблица 2 – Тепловой баланс стенда при подогреве воздуха

Статьи прихода	ГДж (%)	Статьи расхода	ГДж (%)
Тепло от горения топлива	6,66 (96,3)	Тепло, аккумулированное кладкой	1,903 (27,5)
Физическое тепло воздуха	0,26 (3,7)	Тепло уносимое продуктами сгорания	3,94 (42,5)
		Потери тепла теплопроводностью	0,21 (3,0)
		Потери тепла излучением	0,46 (6,6)
		Потери тепла с охлаждающей водой	0,69 (10)
		Неучтенные потери	0,717 (10,4)
Итого	6,92 (100)	Итого	6,92 (100)

При подогреве воздуха до 200 °С эффект удвоится и будет составлять 7,4 % экономии топлива, а при $t_в$ = 300 °С экономия составит 11,1 %.

На обычных печах рекуператор, как правило, оформляется как отдельное устройство (блок) и устанавливается на дымовом тракте с некоторым удалением от печи. При этом при движении к горелкам по воздуховоду воздух частично теряется температура. Поэтому нужно или очень близко располагать рекуператор к печи или делать очень мощную изоляцию воздуховода. Для стенда разогрева ковшей со сменным «рабочим пространством» это затруднит его эксплуатацию. Задача может быть решена при использовании так называемых «рекуперативных» горелок [5], где рекуперация тепла совмещается со сжиганием топлива в одном устройстве.

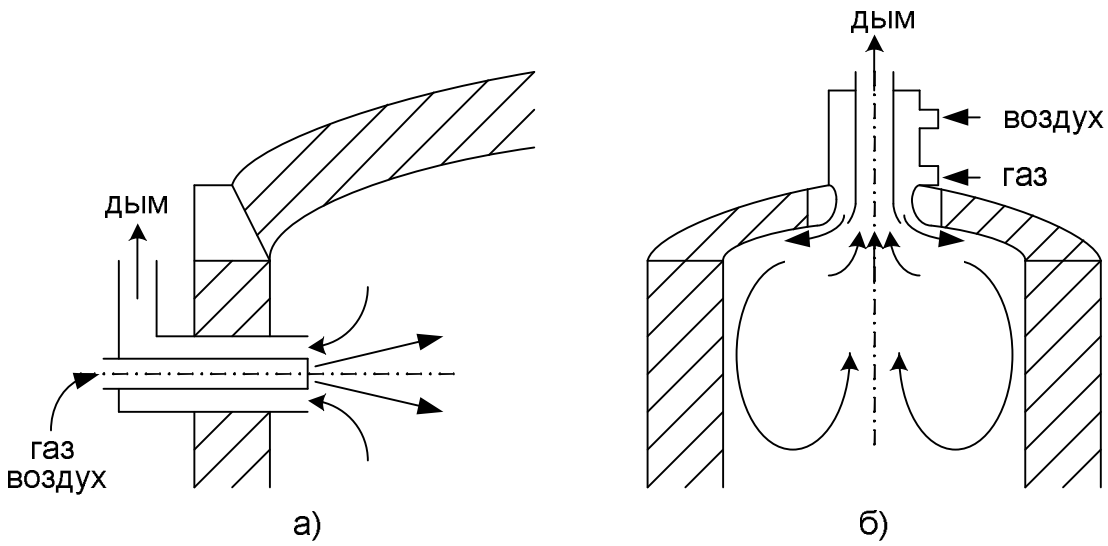
Сложность работы рекуперативной горелки заключается в необходимости осуществить в ограниченном пространстве противоположное движение факела и продуктов сгорания (рисунок 1).

Для струйной горелки (а) это приводит к усложнению конструкции, а для плоскопламенной [6], дающей разомкнутый факел, задача упрощается. Закрученный факел размыкается и растекается по своду, а в центре факела в приосевой горелке создается разрежение [7].

Таким образом, наиболее подходящим топливосжигающим устройством для стенда со сменной кладкой является рекуперативная плоскопламенная горелка.

Использование такой горелки приведет также к изменению режима тепловой работы. Поскольку факел растекается вдоль кладки, то максимум температур будет приближен к ее поверхности. При этом будет создан «прямой направленный радиационный режим» (ПНРР)» [1], который дает более быстрый нагрев. Это является еще одним преимуществом использования именно плоскопламенных горелок для рекуперации тепла уходящих газов.

В настоящее время проведено аналитическое исследование и выполнены расчеты по теплообмену и конструкции горелки, разработан эскизный вариант ее, который будет исследован при аэродинамических испытаниях.



а – струйная; б – плоскопламенная

Рисунок 1 – Схемы движения потоков в рекуперативных горелках

Библиографический список

1. Глинков М.А. Общая теория тепловой работы печей / М.А. Глинков, Г.М. Глинков. – М.: Металлургия, 1990. – 232 с.
2. Линчевский В. П. Топливо и его сжигание / В. П. Линчевский. – М.: Металлургиздат, 1959. – 298 с.
3. Тебеньков Б. П. Рекуператоры для промышленных печей / Б. П. Тебеньков. – М.: Металлургия, 1975. – 294 с.
4. Казанцев Е.И. Промышленные печи. Справочное руководство для расчетов и проектирования. 2-е издание, дополненное и переработанное, «Металлургия», 1975. – 368 с.
5. Современные горелочные устройства (конструкции и технические характеристики): справ. издание / А. А. Винтовкин [и др.]. – М.: Машиностроение, 2001. – 496 с.
6. Гусовский В.Л. Методические печи / В.Л. Гусовский, Л.Г. Оркин, В.М. Тымчак; под. ред. В.М. Тымчака. – М.: Металлургия, 1970. – 432 с.
7. Стерлигов В.В., Коротков С.Г. К определению диаметра зоны разрежения вихревого низконапорного инжектора / Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1986. – № 8. – С. 118 – 121.

УДК 669.168

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ ВАНАДИЕМ И АЗОТОМ

Осипова Ю.А., Медведева К.С., Балацкий Г.В., Тарков Р.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

Представлены результаты экспериментального исследования процесса микролегирования стали ванадием и азотом. Цель исследования – сравнение результатов легирования стали ванадием при использовании стандартного феррованадия, конвертерного ванадиевого шлака с продувкой газообразным азотом, а также азотированного феррованадия.

Ключевые слова: микролегирование, ванадий, газообразный азот, углеродотермическое восстановление.

При легировании стали ванадием основными его источниками являются феррованадий, получаемые непосредственно из ванадиевого шлака сплавы и лигатуры, а также ванадиевый чугун, ванадиевый шлак стандартного и специального состава, ванадийсодержащий металлопродукт, получаемый при дроблении ванадиевого шлака, металлизированные окатыши и экзотермические брикеты [1, 2].

Основные методы ввода азота в металл связаны с использованием материалов с высоким содержанием растворенного азота, соединений азота, легко разлагающихся при температурах металлургических процессов, с активацией молекулярного азота и растворением его в жидком металле.

Недостатками первых двух методов является необходимость производства специальных ферросплавов или химических соединений, нестабильность усвоения азота из них в процессе легирования и довольно высокая неоднородность содержания азота в готовом металле.

Очевидно, экологически и экономически целесообразно использовать газообразный азот для легирования металла. Однако сложности, возникающие из-за затрат энергии на активацию межмолекулярных связей газообразного азота, препятствуют широкому распространению легирования азотом из газовой фазы. Работы по освоению способов легирования металла азотом из газовой фазы активно ведутся уже не одно десятилетие как у нас в стране, так и за рубежом [3].

Цель исследований – сравнение результатов легирования стали ванадием при использовании стандартного феррованадия с продувкой азотом, азотированного феррованадия, ванадиевого шлака (КВШ) с продувкой газообразным азотом. Химический состав легирующих материалов приведен в таблице 1.

Химический состав ванадиевого шлака: 16,0 % V_2O_5, 20 % SiO_2, 5 % TiO_2, 10 % MnO, 30 % FeO.

Для проведения экспериментов были выплавлены исходные образцы, химический состав которых представлен в таблице 2.

Таблица 1 – Химический состав легирующих материалов

Марка	V	Si	Al	C	S	P	N
FeV40	37,8	1,8	2,1	0,30	0,08	0,07	-
ВД1	38,1	1,7	1,6	0,3	0,07	0,07	4,38

Таблица 2 – Химический состав исходных образцов

№ пробы	Массовая доля элементов, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	N
1	0,23	0,50	0,50	0,05	0,09	0,12	0,001	0,006
2	0,16	0,54	0,54	0,05	0,08	0,11	0,001	0,005
3	0,22	0,46	0,51	0,06	0,09	0,12	0,001	0,006
4	0,20	0,48	0,48	0,06	0,10	0,14	0,001	0,007
5	0,19	0,43	0,41	0,05	0,08	0,13	0,001	0,005
6	0,21	0,51	0,58	0,06	0,12	0,08	0	0,004
7	0,24	0,38	0,54	0,05	0,09	0,12	0,001	0,006
8	0,22	0,31	0,48	0,06	0,08	0,13	0,001	0,004
9	0,19	0,60	0,41	0,05	0,09	0,12	0,0003	0,005
10	0,24	0,39	0,50	0,04	0,05	0,09	0,001	0,006

Методика экспериментов заключалась в следующем. В печь сопротивления с трубчатым нагревателем помещали тигель с шихтовыми материалами, печь закрывали графитовой пробкой с отверстиями, в которые были вставлены две трубки из высокоглинозёмистого огнеупорного материала: по одной трубке азот поступал в печь для создания газовой среды, по другой – газ выходил из печи. Температура фиксировалась вольфрамрениевой термопарой типа ВР 5/20.

Были проведены три серии плавок.

В первой серии плавок осуществлялось легирование стали стандартным феррованадием марки FeV40 с одновременной продувкой азотом.

После расплавления исходного образца стали (таблица 2) при температуре 1823 К присаживали феррованадий, после изотермической выдержки в течение 5 минут начинали продувку азотом продолжительностью 30 минут.

Во второй серии плавок после расплавления исходного образца стали тигель накрывали крышкой с газоподводящими трубками: по одной трубке газ поступал в металл, а по другой – отводился из тигля, и начинали продув-

ку металла азотом. Длительность продувки составляла 20 мин, после чего на поверхность стали вводили брикеты, изготовленные из конвертерного ванадиевого шлака, смеси восстановителей (коксик и ферросилиций), извести. Составы брикетов были выбраны в соответствии с результатами термодинамического моделирования процесса углеродосиликотермического восстановления ванадия из пентаоксида ванадия конвертерного ванадиевого шлака [4, 5]. После изотермической выдержки в течение 5 мин при температуре 1823 К продолжали продувку стали азотом, длительность которой составляла 10 мин.

В третьей серии плавок микролегирование образцов металла осуществляли азотированным феррованадием марки ВД1.

Результаты химического анализа полученных образцов приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Химический состав полученного металла

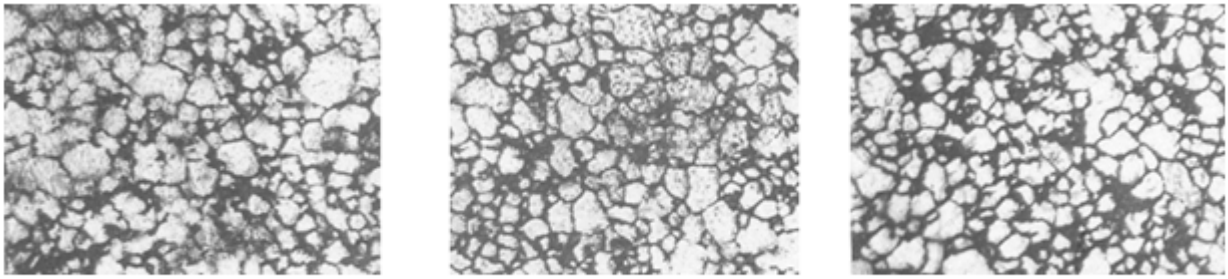
Серия плавок	№ исход. образца	Массовая доля элементов, %							
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	N
1	4	0,19	0,37	0,45	0,05	0,10	0,14	0,13	0,012
	7	0,23	0,27	0,48	0,05	0,09	0,12	0,12	0,011
	10	0,23	0,27	0,45	0,04	0,05	0,09	0,13	0,010
2	5	0,19	0,44	0,39	0,06	0,08	0,13	0,13	0,010
	6	0,20	0,50	0,55	0,05	0,12	0,08	0,13	0,009
	9	0,19	0,59	0,39	0,04	0,05	0,09	0,12	0,011
3 (азотированный феррованадий)	1	0,22	0,37	0,39	0,06	0,09	0,12	0,12	0,010
	2	0,24	0,39	0,41	0,05	0,08	0,11	0,13	0,009
	3	0,20	0,30	0,34	0,06	0,09	0,12	0,13	0,011

Количество феррованадия рассчитывали исходя из условия получения содержания ванадия в стали 0,15 % и усвоения ванадия из феррованадия 95 %, а из конвертерного шлака – 90 % и содержания азота в стали 0,010 – 0,015 %.

Анализ результатов исследований показал, что содержание азота в готовом металле колеблется от 0,009 до 0,012 %. Прирост содержания азота составляет в среднем 0,005 % и не зависит от способа азотирования стали.

Содержание ванадия в готовом металле при всех способах его введения в сталь составило 0,12 – 0,13 %.

На рисунке 1 приведена микроструктура образцов металла, полученного в ходе исследований.



а б в

а – при обработке металла азотом с присадкой феррованадия;
б – при обработке металла азотом с присадкой КВШ;
в – с присадкой азотированного феррованадия

Рисунок 1 – Микроструктура полученных образцов металла

Из результатов, представленных на рисунке 1, следует, что все образцы выплавленной стали имеют мелкозернистую структуру.

Таким образом, результаты исследований показали равнозначность рассмотренных способов микролегирования в достижении требуемых концентраций ванадия и азота в стали.

Библиографический список

1. Ровнушкин В.А. Легирование стали промежуточными продуктами ванадиевого передела / В.А. Ровнушкин, Л.А. Смирнов // Проблемы производства и применения стали с ванадием: материалы Международного семинара. – Екатеринбург: УрО РАН, 2007. – С. 95 – 121.
2. Соловьев М.А. Разработка брикетов для полупрямого легирования стали ванадием / М.А. Соловьев, Н.В. Толстогузов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1996. – № 2. – С. 8 – 12.
3. Гизатулин Р.А. Микролегирование стали азотом при продувке в ковше через донные и погружаемые фурмы / Р.А. Гизатулин, О.И. Нохрина, Н.А. Козырев // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 6. – С. 30 – 33.
4. Исследование условий процесса восстановления ванадия и железа из конвертерного ванадиевого шлака / М.А. Голодова, В.И. Дмитриенко, И.Д. Рожихина, О.И. Нохрина, И.А. Рыбенко // Известия вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 4. – С. 3 – 5.
5. Голодова М.А. Исследование процессов восстановления ванадия и оптимизация технологии обработки стали конвертерным ванадиевым шлаком: диссертация на соискание уч. степени канд. техн. наук. – Новокузнецк, 2012. – 151 с.

УДК: 539.31.32;669.715

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СВОЙСТВ БИНАРНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОСТАВА СПЛАВА

Леонов В.В., Никифоров А.Г.

Сибирский федеральный университет,
г. Красноярск, ag_nikiforov@mail.ru

Настоящая работа посвящена выявлению закономерности изменения свойств в бинарных системах на основе алюминия. Изменения анализировали только в области малых концентраций примеси, т.е. в областях твердых растворов на основе алюминия. Выявленные закономерности позволяют не только обобщить разрозненные экспериментальные данные, но и прогнозировать свойства еще не изученных сплавав на основе алюминия.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, температура ликвидуса, твердость, относительное удлинение, предел прочности, электросопротивление.

Исследовано много бинарных систем и свойства этих систем, но не приведено обобщение, не выявлены закономерности изменения свойств в зависимости от состава. Настоящая работа посвящена выявлению этих закономерностей. Причем анализ изменения свойств изучаемых систем, проводился для сплавов на основе алюминия в области малых концентраций примесей. В ходе исследований обнаружили, что на графики зависимости физических параметров от состава, в области твердых растворов, чаще всего носят линейный характер. Причем изменение тангенса угла наклона различных свойств (температуры ликвидуса, плотности, твердости, относительного удлинения, электросопротивления, предела прочности) зависят от вида примеси. Было выявлено, что элементы 2, 4, 5 периодов таблицы Д.И. Менделеева, приводят к увеличению тангенса угла наклона в зависимости от номера группы примеси. А элементы 3,6,7 периода влияют на изменение наклона этих же свойств, в сторону уменьшения в зависимости от номера группы примеси. Выявленные закономерности позволяют прогнозировать, как будут меняться физические свойства сплавов, при замене одного вещества на другое, при условии, что эти вещества относятся к одной группе в таблице Д.И. Менделеева.

Методика эксперимента

Измеряли тангенс угла наклона изменения нескольких свойств сплавов на основе алюминия в зависимости от концентрации примеси в области их малых концентраций, т.е. в области твердых растворов на основе алюминия, взятые из справочника* [1]. Далее построили изменение этих наклонов в зависимости от номера и периода расположения элемента примеси в периоди-

∗ Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. Т.1. 1959. – 752 с.

ческой системе Д.И. Менделеева и получили линейные закономерности. Получив линейные закономерности, далее построили корреляционные взаимозависимости между изменением различных свойств сплавов на основе алюминия и опять получили линейные зависимости. Эти корреляции позволяют прогнозировать влияние пока еще не исследованных элементов по влиянию уже исследованных свойств элементов. Контролировали тангенс угла наклона изменения следующих свойств сплавов: температуры ликвидуса, плотности, механического предела прочности, твердости предела текучести, электросопротивления, модуля упругости, относительного удлинения,в зависимости от концентрации примеси.

Выявленные закономерности представляли как графически, так и в виде математических уравнений, в зависимости от положения примесного элемента в периодической системе Д.И. Менделеева.

Построение графиков зависимости изменения свойств от положения элемента примеси в таблице Д.И. Менделеева.

Рассмотрим, как обрабатывались результаты и строились графики на примере зависимости температуры ликвидуса от концентрации примеси. При малых концентрациях примесных элементов, то есть в области твердых растворов на основе алюминия, температура ликвидуса, как правило, линейно изменялась при изменении концентрации примеси, что позволяло находить тангенсы угла наклона соответствующих прямых. В дальнейшем строилась зависимость изменения тангенса угла наклона ликвидуса dT/dC-у от номера группы положения примесного элемента в таблице Д.И. Менделеева (рисунок 1).

Получили следующие уравнения изменения dT/dC-у от номера группы примеси, расположенных в разных периодах в таблице Д.И. Менделеева, где R^2 – достоверность уравнения:

$$y = -0{,}85№ + 8{,}75,\ R^2 = 0{,}6628 \text{ период 2;}$$

$$y = 0{,}4405№ + 6{,}4897,\ R^2 = 0{,}2338 \text{ период 3.}$$

$$y = 0{,}9124№ + 3{,}5873,\ R^2 = 0{,}4848 \text{ период 4;}$$

$$y = 0{,}7644№ + 3{,}999,\ R^2 = 0{,}5796 \text{ период 5.}$$

$$y = -0{,}4336№ + 8{,}195,\ R^2 = 0{,}0415 \text{ период 6;}$$

$$y = 1{,}3№ + 2{,}24,\ R^2 = 1 \text{ период 7.}$$

Для периодов 2, 3, 4, 5 зависимость (изменения тангенса угла наклона ликвидуса от концентрации примеси) dT/dC от положения элемента примеси в таблице Д.И. Менделеева для сплавов на основе Al увеличивается, а для периодов 6, 7 уменьшается. Достоверность этих уравнений находится в пределах от 0,0415 до 1. При 0,0415 уравнения недостоверны, а при $R^2 = 1$ достоверны. Т.е. эту зависимость можно использовать для экстраполирования, интерполирования и выявлению изменения свойств мало или не изученных примесей. А для примесного элемента Pb идет отклонение в сторону увели-

чения от общей зависимости, т.е. можно принять это значение как выброс (не укладывается в общую зависимость).

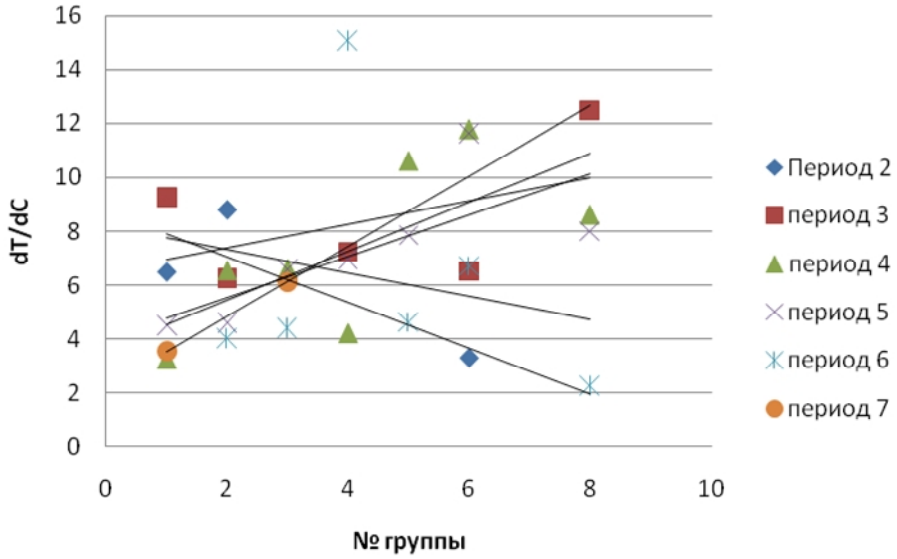


Рисунок 1 – Пример. Зависимость изменения тангенса угла наклона ликвидуса dT/dC (С/вес,%) от положения примесного элемента в таблице Д.И. Менделеева для сплавов на основе Al

Аналогичным образом были изучены изменения тангенсов угла наклона следующих свойств сплавов на основе алюминия: плотности dPo/dC, электросопротивления dρ/dC, твердости dH/dC, относительного удлинения dσ/dC, модуля нормальной упругости dλ/dC, предела прочности dσв/dC, а также текучести dφ/dC. Полученные данные позволяют выявить, как вышеприведенные свойства зависят от номера № группы примеси и периода. В свою очередь, на основе полученных закономерностей, можно прогнозировать изменение свойств еще не изученных сплавов.

Выводы:

В ходе работы проанализировали влияние 45 различных примесей на изменения свойств алюминия в зависимости от вида примеси и ее расположения в периодической системе Д.И. Менделеева. Обнаружили что элементы примеси такие как:

1. B, Li, Be, O, C, расположенные во 2 периоде, при увеличении номера группы следующим образом влияют на свойства алюминиевых сплавов. Наблюдается рост температуры ликвидуса, плотности, твердости и относительного удлинения. В то же время, удельное электрическое сопротивление и предел прочности уменьшаются.

2. Примеси Si, Mg, Na, S, расположенные в 3 периоде, увеличивают следующие свойства алюминия при увеличении номера группы: температуру ликвидуса, вязкость. Но, эти же примеси, уменьшают следующие свойства алюминия при увеличении номера группы, такие как: удельное электриче-

ское сопротивление, твердость, предел прочности, модуль нормальной упругости.

3. Примеси V, Ga, Ge, Fe, Ca, Co, Mn, Cu, As, Ni, Se, Ti, Cr, Zn, расположенные в 4 периоде, при увеличении номера группы, увеличивают следующие свойства алюминия: температуру ликвидуса, плотность, удельное электрическое сопротивление, твердость, предел прочности. Но эти же примеси уменьшают свойства алюминия при увеличении номера группы такие как: относительное удлинение, модуль нормальной упругости, вязкость.

4. Примеси In, Cd, Mo, Sn, Pd, Ag, Sr, Sb, Te, Zr, расположенные в 5 периоде, периодической системы Д.И. Менделеева при увеличении номера группы увеличивают следующие свойства алюминия: температуру ликвидуса, плотность, удельное электрическое сопротивление, модуль нормальной упругости, предел прочности, текучесть. Но при этом присходит уменьшение следующих свойств алюминия: твердости и относительного удлинения.

5. Примеси Ba, Bi, W, La, Pt, Hg, Pb, Tl, Ta, Ce, расположенные в 6 периоде, периодической системы Д.И. Менделеева увеличивают следующие свойства алюминия при увеличении номера группы: плотность. Но эти же примеси уменьшают следующие свойства алюминия при увеличении номера группы такие как: температуру ликвидуса, твердость, относительное удлинение, модуль нормальной упругости.

6. Примеси Au, Th, расположенные в 7 периоде, периодической системы Д.И. Менделеева уменьшают следующие свойства алюминия при увеличении номера группы: температуру ликвидуса, плотность.

УДК: 519.25;669.715

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПЕРВЫХ ПРОИЗВОДНЫХ ДЛЯ ВЫЯВЛЕНИЯ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ ВЗАИМОСВЯЗЕЙ МЕЖДУ РАЗЛИЧНЫМИ СВОЙСТВАМИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Леонов В.В., Никифоров А.Г.

Сибирский федеральный университет,
г. Красноярск, ag_nikiforov@mail.ru

Настоящая работа посвящена выявлению корреляционных взаимосвязей между изменениями свойств алюминиевых сплавов в бинарных системах, и выявлению закономерностей, как те или иные свойства сплавов изменяются при замене одного элемента примеси на другой. Свойства сплавов анализировали только в области малых концентраций примеси, т.е. в областях твердых растворов на основе алюминия.

Ключевые слова: корреляционный анализ, алюминиевые сплавы, бинарные системы, твердые растворы.

Физические и химические свойства веществ зависят от их атомной

структуры. Поэтому, можно предположить, что различные свойства этих веществ, взаимосвязаны. Исследовано много бинарных систем и свойства этих систем, но не приведено обобщение, не выявлены закономерности изменения свойств в зависимости от состава. Настоящая работа посвящена выявлению этих закономерностей, а также построению корреляцонных взаимосвязей между изменениями различных свойств. Причем анализ изменения свойств изучаемых систем, проводился для сплавов на основе алюминия в области малых концентраций примесей. В ходе работы были проанализированы следующие свойства: температура ликвидуса, плотность, твердость, предел прочности, относительное удлинение и электросопротивление. Оказалось, что в области твердых растворов, все вышеперечисленные свойства изменяются практически линейно в зависимости от концентрации примеси. Поэтому, измерив тангенс угла наклона полученных прямых, мы можем судить о быстроте изменения того или иного свойства. Одновременно было выявлено, что тангенсы угла наклона меняются при замене одной примеси на другую, причем, если вещества относятся к одной группе в периодической системе элементов, то эти изменения близки к линейным. Выявленные закономерности позволяют находить корреляционные взаимосвязи между изменениями различных свойств и на основе этих связей прогнозировать свойства еще не изученных сплавов. Изменения свойств и корреляции даны в виде математических уравнений с указанием их достоверности для удобства их использования.

Методика эксперимента

Измеряли тангенс угла наклона изменения нескольких свойств сплавов на основе алюминия в зависимости от концентрации примеси в области их малых концентраций, т.е. в области твердых растворов на основе алюминия, взятые из справочника* [1]. Далее построили изменение этих наклонов в зависимости от номера и периода расположения элемента примеси в периодической системе Д.И.Менделеева и получили линейные закономерности. Получив линейные закономерности, далее находили корреляционные взаимозависимости между изменением различных свойств алюминиевых сплавов и опять получили линейные зависимости. Эти корреляции позволяют прогнозировать, как будут влиять пока еще не исследованные элементы на те или иные свойства сплавов, по влиянию уже исследованных свойств элементов. В процессе исследования подвергались контролю изменения следующих свойств сплавов: температуры ликвидуса, плотности, механического предела прочности, предела текучести, твердости, электросопротивления, модуля упругости, относительного удлинения,в зависимости от концентрации примеси(вес.%).

Выявленные закономерности описывали математическими уравнениями. В дальнейшем, методами корреляционного анализа, были выявлены взаимосвязи между изменениями различных свойств в анализируемых системах.

---

* Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. Т.1. 1959. – 752 с.

Корреляция между изменениями свойств алюминиевых сплавов в зависимости от вида примеси.

Построили корреляционную зависимость между изменениями тангенса угла наклона для ликвидуса dT/dC-y от тангенса угла наклона плотности dp_0/dC-x. При увеличении dT/dC, уменьшается dp_0/dC , т.е. tg угла наклона корреляционной линии отрицательный.

$$y = -0{,}0118x + 4{,}4373,\ R^2 = 0{,}0303, \quad (1).$$

Большинство примесей имеют изменение тангенса угла наклона плотности (dp_0/dC) при изменении тангенса угла наклона ликвидуса (dT/dC), примерно от 0 до 15, но, так же есть и примеси, которые имеют изменение тангенса угла наклона плотности при изменении тангенса угла наклона ликвидуса, примерно от 210 до 220 и они являются выбросом. Если пренебречь выбросом, то уравнение (1) заменяется на уравнение (2).

$$y = -0{,}0368x + 4{,}6795,\ R^2 = 0{,}0251. \quad (2).$$

Построили корреляцию между изменениями свойств наклона ликвидуса dT/dC от наклона электросопротивления от dp/dC для сплавов на основе Al. При увеличении dT/dC, dp/dC почти не изменяется.

$$y = 0{,}0048x + 11{,}868,\ R^2 = 0{,}0002.$$

Большинство примесей имеют изменение наклона электросопротивления (dp/dC) при изменении наклона ликвидуса (dT/dC), примерно от 0 до 20, но так же есть и примеси, которые имеют изменение наклона электросопротивления (dp/dC) при изменении наклона ликвидуса (dT/dC), примерно от 210 до 220 и они являются выбросом.

Если пренебречь выбросом, то меняется уравнение: было $y = 0{,}0048x + 11{,}868$,стало $y = 0{,}6313x + 5{,}816$. Наряду с этим изменяется величина достоверности аппроксимации $R^2 = 0{,}0002$ было, $R^2 = 0{,}2093$ стало. Как видим, чем больше dT/dC, тем больше dp/dC, т.е. tg угла наклона положительный.

Построили корреляцию между изменениями свойств наклона ликвидуса dT/dC от наклона твердости dH/dC для сплавов на основе Al **.** Как видно из уравнения при увеличении dT/dC, уменьшается dH/dC. Чем больше dT/dC тем меньше dH/dC, т.е. tg угла наклона отрицательный.

$$y = -0{,}3821x + 35{,}097,\ R^2 = 0{,}1185\ .$$

Большинство примесей имеют изменение наклона твердости (dH/dC) при изменении наклона ликвидуса (dT/dC), примерно от 0 до 15.

Построили корреляцию между изменениями тангенса угла наклона относительного удлинения dσ/dC от тангенса угла наклона ликвидуса dT/dC (рисунок 1). Как видно из графика, tg угла наклона положительный. Соответствующее данному случаю уравнение выглядит следующим образом:

$$y = 1{,}7759x - 0{,}1062,\ R^2 = 0{,}691.$$

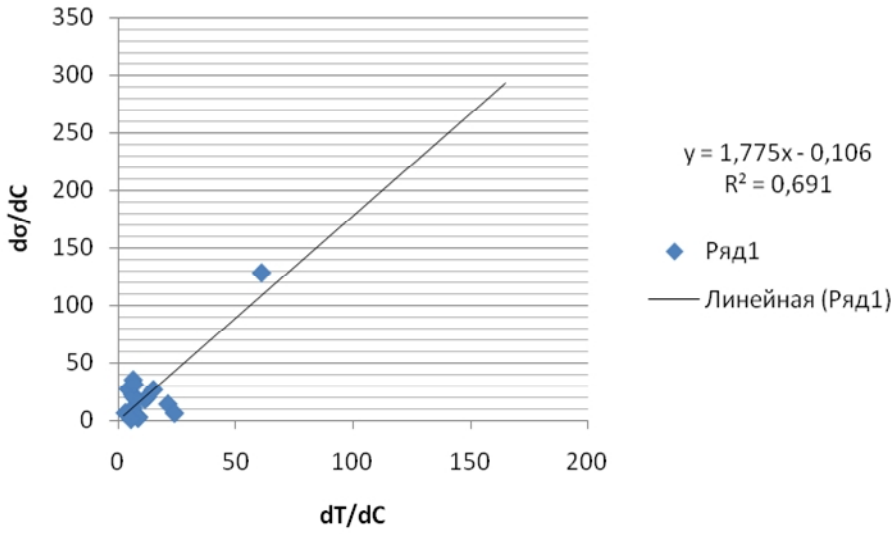


Рисунок 1 – Корреляция между тангенсами углов наклона при изменении относительного удлинения dσ/dC сплавов на основе алюминия и тангенсами углов наклона при изменении температуры ликвидуса dT/dC

Далее были найдены корреляционные взаимосвязи между тангенсами угла наклона для модуля нормальной упругости и тангенсом угла наклона температуры ликвидуса, между изменением предела прочности и изменением ликвидуса и еще ряд корреляционных зависимостей для различных физических величин. Мы их не приводим ввиду большого объема информации.

Выводы.

В ходе работы проанализировали влияние 45 различных примесей на изменения свойств алюминиевых сплавов в зависимости от вида легирующего элемента и соответствующего расположения данного элемента в периодической системе Д.И. Менделеева. Были выявлены корреляционные взаимосвязи между изменениями различных свойств алюминиевых сплавов в зависимости от вида примеси. На основании полученных данных были построены соответствующие уравнения, которые показали, что практически между всеми изученными нами физическими свойствами существует корреляционная зависимость, но в одних случаях связь довольно слабая, она позволяет только прогнозировать тенденцию в изменении того или иного свойства. В других случаях взаимосвязь такая, что позволяет вычислять, как одно свойство меняется, при изменении другого свойства. Все вышеприведенное позволяет утверждать, что найдена методика, которая позволяет прогнозировать изменение физических свойств бинарных сплавов при замене одного легирующего элемента на другой. Опираясь на полученные взаимосвязи, мы можем теоретически предсказать свойства еще не изученных сплавов, не прибегая к эксперименту, что позволяет экономить материальные и финансовые ресурсы.

Различные изменения наклона свойств коррелируют между собой, видим что:

– при увеличении наклона ликвидуса уменьшаются, изменения наклона: плотности, твердости, модуля нормальной упругости, предела прочности, и так же при увеличении наклона ликвидуса увеличиваются изменения наклона: относительного удлинения и текучести.

– при увеличении наклона плотности уменьшаются, изменения наклона: твердости, относительного удлинения, предела прочности , и так же при увеличении наклона плотности увеличиваются, изменения наклона: электросопротивления, модуля нормальной упругости, текучести .

– при увеличении наклона электросопротивления уменьшаются, изменения наклона: твердости, текучести,и так же при увеличении наклона электросопротивления увеличиваются, изменения наклона: относительного удлинения , модуля нормальной упругости, предела прочности.

– при увеличении наклона твердости уменьшаются, изменения наклона: текучести, предела прочности, и так же при увеличении наклона твердости увеличиваются, изменения наклона: модуля нормальной упругости, относительного удлинения .

– при увеличении наклона относительного удлинения уменьшается изменение наклона предела прочности,и так же при увеличении наклона относительного удлинения увеличиваются, изменения наклона: модуля нормальной упругости, текучести.

– при увеличении наклона модуля нормальной упругости увеличиваются, изменения наклона: предела прочности и текучести.

УДК 546.241

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ПЛАЗМОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО СИНТЕЗА КАРБИДА ТИТАНА

Гарбузова А.К., Руднева В.В., Галевский Г.В.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, kafcmet@sibsiu.ru

Исследован процесс плазмометаллургического синтеза карбида титана в наносостоянии, определены параметры синтеза (температура, соотношение компонентов, характеристики сырья), определена возможность получения карбида титана в виде нанопорошка с размером частиц 34 – 36 нм кубической формы.

Ключевые слова: карбид титана, нанопорошки, плазмометаллургический синтез.

Карбид титана TiC – износо- и коррозионностойкий, твердый, химически инертный материал, востребован для изготовления твердых сплавов, металлокерамического инструмента, жаропрочных изделий, защитных покрытий металлов [1]. Новые перспективы применения карбида титана открыва-

ются при использовании его в наносостоянии: поверхностное модифицирование сплавов, сверхтвердых материалов и др. [2 – 4]. Предложенная профессором Галевским Г.В. в 80-х годах 20 столетия технология плазменного синтеза карбида титана основана на карботермическом восстановлении диоксида титана в газовой фазе и реализуется с использованием трёхструйного прямоточного плазменного реактора мощностью до 50 кВт и азота в качестве плазмообразующего газа. Реализация предлагаемой плазмометаллургической технологии в полной мере делает её экологически безопасной, обеспечивающей получение карбида титана, близкого по составу к стехиометрическому, в виде нанопорошков с размером частиц 50–70 нм и возможность выделения в товарном виде нанодисперсного пиролитического углерода и продукта улавливания цианистого водорода – технического цианида натрия. Наряду с достоинствами в данной технологии имеются такие недостатки, как техническая и экономическая нецелесообразность использования в качестве карбидизатора пропан - бутановой смеси, требующей для переработки сложной по составу и генерации азотно-аммиачно-водородной плазмы, а также лабораторный уровень реализации.

Целью работы является создание научных и технологических основ плазмометаллургического синтеза карбида титана и его физико-химическая аттестация, для достижения которой ставились и решались следующие задачи: анализ современного состояния производства и применения карбида титана; определение характеристик трёхструйного плазменного реактора; модельно-математическое исследование взаимодействия сырьевого и плазменного потоков; прогнозирование основных технологических показателей плазмометаллургического производства карбида титана на основе результатов моделирования и выбор оптимального технологического варианта; реализация плазмометаллургической технологии производства карбида титана, его физико-химическая аттестация и определение технико-экономических показателей.

Для оптимизации параметров плазмометаллургического производства карбида титана выбран методологический подход, описанный в работах [5 – 10]. По результатам моделирования осуществлен выбор титансодержащего сырья. Из оксидного сырья этим требованиям отвечает TiO_2 марки Р-1, поставляемый в виде порошка крупностью -1 мкм. Однако производимые в настоящее в России порошки Ti марок ПТС, ПТМ, ПТОМ – грубозернистые и этим требованиям не удовлетворяют. Поэтому выбор сделан в пользу поставляемого зарубежными производителями микропорошка Ti марки ПТМк, крупностью менее 5 мкм, в целом доступного, но дорогостоящего.

Технологические исследования проводились с привлечением метода планируемого эксперимента, что позволило найти зависимости содержания в продуктах синтеза карбида титана и сопутствующих ему примесей от определяющих факторов. При экспериментальном исследовании в обоих случаях реализована полуреплика полного факторного эксперимента 2^{5-1}. Оптимизировалось содержание продуктов синтеза карбида титана и свободного угле-

рода. Обработка результатов проводилась по схеме с равномерным дублированием опытов. Для исследуемых технологических вариантов получены математические модели, описывающие зависимость содержания карбида титана в продуктах синтеза от основных параметров:

– вариант I:

$$y_1[TiC]= 17.3211 + 0{,}0105\cdot T_0 - 0.0156\cdot T_{зак}+0{,}1859\cdot C - 3{,}432\cdot[H_2] -0{,}4078\cdot Q +0.000004562\cdot T_0\cdot T_{зак}+0{,}000782\cdot T_0\cdot[H_2]- 0{,}0000567\cdot T_{зак}\cdot C-0{,}000435\cdot T_{зак}\cdot[H_2] + 0{,}0001353\cdot T_{зак}\cdot Q ;$$

$$y_2[C_{своб}]=-11{,}865+0{,}01667\cdot T_0+0{,}08736\cdot C+1{,}4624[H_2] + 0{,}09257\cdot Q - 0{,}00000576 \cdot T_0\cdot T_{зак} - 0{,}001273\cdot T_{зак} - 0{,}0000438\cdot T_0\cdot C - 0{,}000294\cdot T_0\cdot[H_2]+0{,}0000364\cdot T_{зак}\cdot C-0{,}000053\cdot T_{зак}\cdot Q+0{,}020853\cdot[H_2]\cdot Q;$$

– вариант II:

$$y_1[TiC]= -182{,}277+0{,}05187\cdot T_0+0{,}000927\cdot T_{зак}+0{,}9428\cdot C- 0{,}4464\cdot[H_2] - 0{,}1208\cdot Q - 0{,}0001878\cdot T_0\cdot C;$$

$$y_2[C_{своб}]=-13{,}162+0{,}01157\cdot T_{зак}+0{,}01588\cdot C–0{,}1244\cdot[H_2]+0{,}00013\cdot Q - 0{,}000001162 \cdot T_0\cdot T_{зак}+0{,}00279\cdot T_0+0{,}000057\cdot T_{зак}\cdot[H_2]+0{,}005707\cdot[H_2]\cdot Q,$$

где T_0 – начальная температура плазменного потока, К;

$T_{зак}$ – температура закалки продуктов синтеза, К;

C – количество углеводорода от стехиометрически необходимого для получения карбида титана, %;

$[H_2]$ – концентрации водорода в плазмообразующем газе, % об;

Q – количество атомарного азота в плазмообразующем газе от стехиометрически необходимого для образования циановодорода , %.

Содержание в продуктах синтеза карбида титана при использовании в качестве сырья: вариант I – порошка диоксида титана и природного газа; вариант II – порошка титана и природного газа является функцией пяти факторов (количества углеводорода, начальной температуры плазменного потока, температуры закалки продуктов синтеза, количества атомарного азота и концентрации водорода в плазмообразующем газе). Ранжирование факторов дает следующий ряд:

$$C > T_0 > T_{зак} > Q > [H_2].$$

Продукты синтеза представляют собой порошки цвета от серого до черного с удельной поверхностью для варианта I – 29000 – 32000 $м^2$/кг, для варианта II – 33000 – 35000 $м^2$/кг. Оптимальное сочетание технологических факторов для получения материалов с максимальным содержанием карбида титана соответствует следующим условиям: начальной температуре плазмы 5400 К, стехиометрическому соотношению реагентов, содержании 25% об. водорода в плазмообразующем газе и температуре закалки продуктов синтеза 2800 К. Полученные порошки содержат: вариант I – TiC – 92,13 %, $C_{своб}$ – 1,31 %, TiO_2 – 6,56 %, $N_{связ}$ – 0,82 %; вариант II – TiC – 93,42 %, $C_{своб}$ – 1,21

%, $Ti_{своб}$ – 5,37 %, $N_{связ}$ – 0,97 %. Содержание карбида титана, как в первом варианте, так и во втором, превышает 92 %, что при такой дисперсности порошков является практически максимальным и позволяет отказаться от дальнейшей оптимизации процессов.

Комплексная физико-химическая аттестация показала, что нанопорошок карбида титана представлен агрегатами шаровидной формы размером от 150 до 600 нм, образованных сообществом частиц кубической формы достаточно широкого размерного диапазона – от 10 до 60 нм. Ограненная форма частиц карбида титана свидетельствует об образовании их по механизму «пар – кристалл», предположительно при взаимодействии паров титана и циановодорода. Присутствие в продуктах синтеза агрегатов различного объема указывает на высокую вероятность дальнейшего укрупнения наночастиц при понижении температуры путем их коагуляции.

Результаты модельно-математического и экспериментального исследований позволили прогнозировать технологические показатели плазменного производства карбида титана для различного вида титансодержащего сырья и выбрать оптимальный технологический вариант. Оптимальные значения технологических факторов и основные характеристики карбида титана соответствуют следующим: крупность порошка титана, мкм – -5; количество карбидизатора, % от стехиометрического – 120–140; начальная температура плазменного потока, К – н.м. 5400; температура закалки, К – 2600–2800; выход карбида хрома, % масс. – 92; производительность, кг/ч – 3,7; удельная поверхность, $м^2$/кг – 33000-35000; размер частиц, нм – 34–36; форма частиц – огранённая, кубическая.

Технология плазмометаллургического синтеза титана реализована в трёхструйном прямоточном реакторе мощностью 150 кВт в условиях НПФ «Полимет» с использованием в качестве сырья титана и природного газа, содержащего метана до 94 % об. Для генерации плазменного потока используются три электродуговых подогревателя (плазмотрона) ЭДП–104А мощностью до 50 кВт каждый, установленные в камере смешения под углом 30 градусов к оси реактора. Подача высокодисперсного сырья в камеру смешения осуществляется с помощью водоохлаждаемой фурмы. В комплекс оборудования, обеспечивающего работу реактора, входят системы электро-газо- и водоснабжения, контрольно-измерительных приборов, автоматики, контроля состава плазмообразующего и отходящего из реактора газа, дозирования шихтовых материалов и улавливания продуктов.

Расчет экономических показателей выявил, что при объеме производства 26 т карбида титана в год отпускная цена составляет 400 $/кг, что свидетельствует о конкурентоспособности его на мировом рынке наноматериалов.

Выводы. На основании проведенных модельно-математических и технологических исследований определены оптимальные значения параметров синтеза нанокарбида хрома и его физико-химические характеристики. Установлено, что оптимальным технологическим вариантом плазменного произ-

водства карбида титана является карбидизация титана. На основании выбранного технологического варианта реализовано получение карбида титана карбидизацией в условиях НПФ «Полимет» на базе промышленного плазмотехнологического комплекса мощностью 150 кВт. Продуктом плазменного синтеза является соединение TiC. Определены оптимальные значения технологических факторов и допустимые пределы их изменения, а также основные характеристики карбида титана: крупность титансодержащего сырья, мкм - 5; количество карбидизатора, % от стехиометрически необходимого – 120–140; начальная температура плазменного потока, К – 5400; температура закалки, К – 2600–2800; выход карбида титана, % масс. – 92,0; производительность, кг/ч – 3,7; удельная поверхность, $м^2$/кг – 33000–35000; размер частиц – 34–36; форма частиц – ограненная кубическая. При отпускной цене 400 $/кг он может быть конкурентоспособен на мировом рынке наноматериалов, на котором на сегодняшний день ведущими зарубежными производителями нанопорошков карбидов установлен диапазон цен в пределах 1000–4000 $/кг.

Библиографический список

1. Кипарисов С.С. Карбид титана: получение, свойства, применение / С.С. Кипарисов, Ю.В. Левинский, А.П. Петров – М.: Металлургия, 1987. – 216 с.
2. Галевский Г.В. Некоторые вопросы применения нанофазных порошков тугоплавких соединений в качестве модифицирующих комплексов различного назначения / Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов // СибГИУ. – Новокузнецк, 1999. – Вып. 8. – С. 46 – 53.
3. Руднева В.В. Термоокислительная устойчивость нанопорошков тугоплавких карбидов и боридов / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. - № 4. – С. 20 – 24.
4. Руднева В.В. Особенности электроосаждения и свойства композиционных покрытий с нанокомпонентами / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. - № 3. – С. 39 – 43.
5. Ноздрин И.В. Исследование характеристик реактора для плазмометаллургического производства тугоплавких боридов и карбидов / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Изв. вузов. Чёрная металлургия. – 2011. – № 8. – С. 27 – 32.
6. Ноздрин И.В. Термодинамический анализ процессов плазменного синтеза карбида хрома / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 3 – 7.
7. Ноздрин И.В. Модельно-математическое исследование условий эффективной переработки хромсодержащего сырья в плазменном реакторе / И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. - № 2. – С. 13 – 18.
8. Ноздрин И.В. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов вана-

дия и хрома в условиях плазменного потока / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 12 – 17.
9. Ноздрин И.В. Плазменный синтез и физико-химическая аттестация нанокарбида хрома / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 12. – С. 3 – 8.
10. Ширяева Л.С. Исследование плазменного синтеза нанокарбида хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов // СибГИУ. – Новокузнецк, 2012. – Вып. 29. – С. 94 – 101.

УДК 661.665

УПРОЧНЯЮЩИЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ С НАНО- И МИКРОПОРОШКАМИ КАРБИДА ТИТАНА

Гарбузова А.К., Руднева В.В., Галевский Г.В., Ноздрин И.В.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, kafcmet@sibsiu.ru

Исследованы условия электроосаждения и свойства гальванических композиционных покрытий на основе никеля с микро- и нанопорошками карбида титана. Показано, что более перспективным является использование нанопорошка. Приведены рекомендации по применению покрытий для защиты деталей от износа и коррозии.

Ключевые слова: гальванические композиционные покрытия, никель, карбид титана, микропорошок, нанопорошок.

Гальванические композиционные покрытия (ГКП) на основе никеля характеризуются наибольшим объемом использования в различных отраслях производства, составляющим 75 % от общего объёма гальванически осаждаемых металлов. Основными функциями никелевых покрытий являются защита от коррозии и механических повреждений, улучшение прочностных характеристик и износостойкости изделий, особенно эксплуатируемых в условиях сухого трения, решение определённых декоративно-эстетических задач.

В технологии ГКП кристаллизация металла осуществляется из электролитов-суспензий, содержащих в качестве добавки так называемую упрочняющую фазу (наполнитель или модификатор), представляющую собой, как правило, вещество в порошкообразном состоянии, частицы которого включаются в формирующуюся на поверхности изделия металлическую матрицу. Применение в технологии ГКП нанопорошков различных веществ способствует формированию покрытий с однородной мелкозернистой структурой, практически беспористых, с высоким уровнем физико-механических

свойств и позволяет создавать композиционные материалы нового назначения. В связи с этим это направление становится приоритетным в исследовании и технологии ГКП. Эффективность такого подхода показана ранее в работах [1 – 10], в которых описаны условия получения нанопорошков карбидов и применения их в гальванике.

Целью настоящей работы является изучение особенностей формирования и свойств композиционных покрытий на основе никеля, содержащих в качестве упрочняющей фазы нано– и микропорошок карбида титана TiC.

Для модифицирования никелевой матрицы использовался нанопорошок карбида титана, полученный карбидизацией порошка металлического титана марки ПТМк природным газом с содержанием метана до 94 % об. В потоке азотной плазмы с начальной температурой 5400 К и закалкой при температуре 2800 К, обозначаемый в дальнейшем как НП TiC; микропорошок карбида титана TiC, полученный измельчением в мельнице с твёрдосплавными шарами и футеровкой порошка карбида титана стандартной гранулометрии (-63 мкм) в течение 80 часов (МП TiC).

Исследовалось влияние катодной плотности тока и концентрации порошков в электролите на содержание упрочняющей фазы в покрытиях и их свойства. Повышение катодной плотности тока в пределах от 0,1 до 1,0 кА/м^2 для нанопорошка и 0,7 кА/м^2 для микропорошка приводит к увеличению содержания упрочняющей фазы в покрытии: для НП–TiC с 0,52 до 0,88 , МП–TiC с 0,61 до 1,18 % масс. В то же время чётко прослеживается тенденция к увеличению содержания упрочняющей фазы от её крупности: при катодной плотности тока 1,0 кА/м^2 содержание упрочняющей фазы в покрытии составляет для НП – TiC 0,88 и МП TiC 1,18 % масс. В присутствии упрочняющей нанодисперсной фазы верхний предел рабочей плотности тока электролита составляет 1,0 кА/м^2, что выше, чем для получения никелевых покрытий в данном электролите (0,5 кА/м^2). При катодной плотности тока 1,2 кА/м^2 покрытия образуются тёмного цвета, хрупкие и шероховатые, легко отслаивающиеся от основы. Это объясняется увеличением pH в прикатодном слое, обусловленным выделением на катоде водорода и, как следствие этого, образованием и соосаждением с никелем его гидроксидов.

Исследование влияния концентрации порошков в электролите проводилось при pH электролита 5,0, температуре 323 К и катодной плотности тока 1,0 кА/м^2 для нанопорошка и 0,7 кА/м^2 для микропорошка. С повышением концентрации нанопорошка в электролите – суспензии до 5–10 кг/м^3 содержание упрочняющей фазы в ГКП также растёт, в дальнейшем при концентрации нанопорошков 15 – 30 кг/м^3 практически не меняется, а в области концентраций 45 – 80 кг/м^3 несколько снижается.

Микротвёрдость ГКП определяется содержанием в них упрочняющей фазы и размерами её частиц. Микротвёрдость ГКП Ni – TiC составляет 4,2 – 4,4 ГПа, что в 2,0 раза выше, чем у никелевой матрицы, в 1,45 раза выше чем у ГКП с МП TiC. Прочность сцепления ГКП Ni–НП TiC со стальной основой составляет 30,7 – 32,8 МПа. Такие коррозии при толщине композиционного

покрытия 40 мкм составляют в ГКП Ni – НП 0,011 – 0,014 мкА/см^2, ГКП Ni–МП 0,060 – 0,062 мкА/см^2, в никелевом покрытии 0,162 мкА/см^2.

Полученный комплекс свойств ГКП – НП TiC позволяет рекомендовать их для защиты деталей, работающих в агрессивных средах, а также деталей, работающих на износ.

Библиографический список

1. Ноздрин И.В. Исследование характеристик реактора для плазмометаллургического производства тугоплавких боридов и карбидов / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Изв. вузов. Чёрная металлургия. – 2011. – № 8. – С. 27 – 32.
2. Ноздрин И.В. Термодинамический анализ процессов плазменного синтеза карбида хрома / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 3 – 7.
3. Ноздрин И.В. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов ванадия и хрома в условиях плазменного потока / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 12 – 17.
4. Ноздрин И.В. Плазменный синтез и физико-химическая аттестация нанокарбида хрома / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 12. – С. 3 – 8.
5. Ширяева Л.С. Исследование плазменного синтеза нанокарбида хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов // СибГИУ. – Новокузнецк, 2012. – Вып. 29. – С. 94 – 101.
6. Ширяева Л.С. Исследование композиционных электрохимических покрытий никель – нанокарбонитрид хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Гальванотехника и обработка поверхности. – 2014. – Т. XXII. – № 2. – С. 51 – 57.
7. Ноздрин И.В. Структура и свойства композиционных покрытий никель – нанопорошок карбонитрида хрома / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева // Наноинженерия. – 2013. – № 7(25). – С. 36 – 42.
8. Ширяева Л.С. Производство и применение карбида титана (оценка, тенденции, прогнозы) / Л.С. Ширяева, А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2014. – № 2(195). – С. 100 – 109.
9. Ноздрин И.В. Особенности свойств композиционного материала никель – нанодисперсный диборид хрома / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Заготовительные производства в машиностроении. – 2011. – № 9. – С. 46 – 48.
10. Руднева В.В. Особенности электроосаждения и свойства композиционных покрытий с нанокомпонентами / В.В. Руднева, Г.В. Галевский // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 3. – С. 39 – 43.

УДК. 661.65

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ИСХОДНОЙ ШИХТЫ НА МОРФОЛОГИЮ И СВОЙСТВА ПОРОШКА КАРБИДА ХРОМА

Дюкова К.Д., Крутский Ю.Л., Баннов А.Г.

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, e-mail: dyukova_kx701@mail.ru

Приведены данные сравнительного анализа влияния механической активации компонентов исходной шихты на морфологию, состав и свойства порошка высшего карбида хрома. Образцы были получены карботермическим методом из порошков оксида хрома и нановолокнистого углерода. Для механоактивации компонентов шихты была использована шаровая планетарная мельница.

Ключевые слова: высший карбид хрома, нановолокнистый углерод, карботермический синтез, механоактивация.

Карбиды хрома – тугоплавкие соединения, сочетающие такие свойства как: высокая твердость, высокая теплопроводность, хорошая коррозионная стойкость. Высший карбид хрома (Cr_3C_2) находит применение в качестве покрытий и компонентов керметов [1 – 3]. Используется как катализатор и ингибитор роста зерна в W-Co сплавах [4 – 5].

Методы синтеза карбида хрома отличаются использованием различного исходного сырья, температурными интервалами протекающих реакций, аппаратурным оформлением и т.д. Для получения высокочистого порошкообразного карбида хрома целесообразно использовать относительно несложный карботермический метод [1, 6]. Недостатком этого способа можно считать относительно большой размер получаемых частиц (40–60 мкм). Известно, что предварительная обработка исходных реагентов шихты позволяет получать частицы меньшего размера.

Механоактивацию используют для активации компонентов шихты или как непосредственный способ синтеза. Имеются сведения, что механическая активация применяется для получения высшего карбида хрома методом из элементов [7, 8]. Достаточно редко встречаются работы, посвященные применению механоактивации для подготовки компонентов шихты при карботермическом методе синтеза.

В данной работе приведены результаты исследования влияния механической активации компонентов шихты на синтез и свойства порошков карбида хрома Cr_3C_2.

Для оценки влияния механической активации были получены три различных образца. В качестве источников углерода использовался нановолокнистый углерод (НВУ), измельченный в мельнице (при параметрах: ускорение шаров 15g, время активации 5 мин, отношение массы загрузки НВУ

к массе шаров 10:150), и НВУ, измельченный в ступке. В обоих случаях размер полученных частиц составлял менее 100 мкм.

Углеродный материал был получен при каталитическом пиролизе метана [9].

Получение шихты производилось механической активацией компонентов (при параметрах: ускорение шаров 15g, время активации 5 мин, отношение массы загрузки шихты к массе шаров 9:150) и совместным просеиванием компонентов. Готовая шихта прогревалась в печи Таммана при температуре 1300 °С и атмосферном давлении в течение трех часов.

Данные по способу получения щихты и маркировке образцов приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Маркировка образцов

Маркировка образца	Тип углеродного материала	Способ смешения компонентов шихты
МС-1300	НВУ, измельченный в шаровой мельнице	Совместное просеивание
ММ-1300	НВУ, измельченный в шаровой мельнице	Механическая активация
СС-1300	НВУ, измельченный в ступке	Совместное просеивание

Механоактивация компонентов шихты проводилась в шаровой планетарной мельнице АГО-2С.

Полученные образцы анализировались с помощью методов рентгенофазового анализа, растровой электронной микроскопии, синхронного термического анализа, низкотемпературной адсорбции азота.

По результатам рентгенофазового анализа было установлено, что при использовании активированного НВУ (измельченного в шаровой мельнице) на дифрактограмме образца, помимо пиков, относящихся к фазе Cr_3C_2, возникают пики, фазы Cr_7C_3 (рисунок 1). Для образца, при приготовлении которого использовался измельченный НВУ характерны более выраженые пики фазы Cr_7C_3, что свидетельствует о неполном прохождении реакции. Лучшие результаты показал образец, полученный при активации НВУ и смешанной шихты. На дифрактограмме образца присутствует только фаза Cr_3C_2.

То есть механоактивация только углеродного компонента исходной шихты не позволяет добиться получения однофазного продукта и в данном случае необходимо проводить активацию уже готовой шихты.

На рисунке 2 приведены снимки РЭМ полученных образцов. Установлено, что механическая активация НВУ, вопреки ожиданиям, привела к формированию крупных частиц с размерами 6-10 мкм с шероховатой поверхностью (рисунок 2, а). Шероховатая поверхность частиц, вероятно была сформирована из-за того, что НВУ были сильно разупорядочен в результате

измельчения. В этом случае использование именно такого углеродного материала делает поверхность частиц более развитой. Механическая активация, предположительно, увеличивает реакционную способность НВУ и приводит к формирования более крупных частиц карбидов.

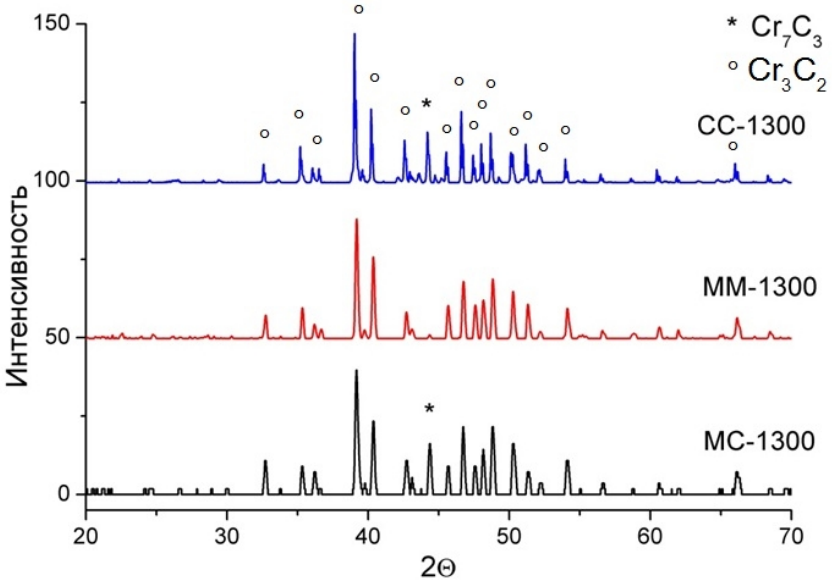
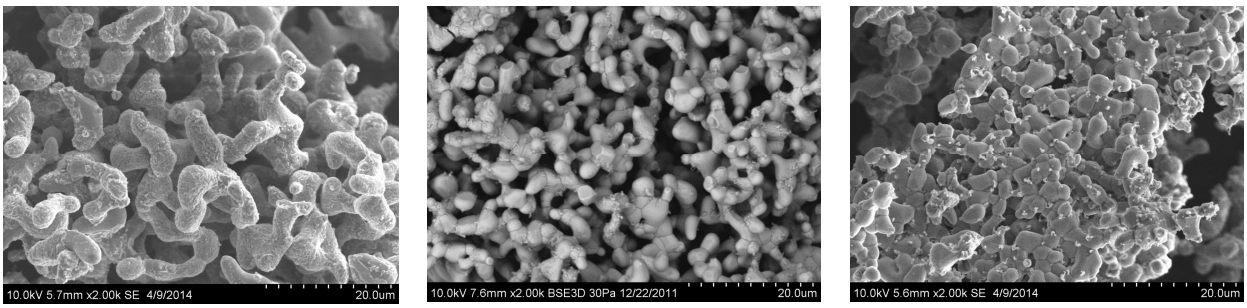


Рисунок 1 – Дифрактограммы образцов карбида хрома



а б в

а – МС-1300; б – СС-1300; в – ММ-1300

Рисунок 2 – Снимки РЭМ образцов карбида хрома

Размеры частиц образцов ММ-1300 и СС-1300 примерно одинаковы и составляют 3–7 мкм. Частицы имеют преимущественно гладкую поверхность и округлую форму. Небольшие образования на поверхности частиц карбида хрома образца СС-1300, вероятно, относятся к остаткам непрореагировавшего углеродного материала.

Для всех образцов характерно образование агломератов. Однако наиболее сильно частицы аггломерированы в образце ММ-1300. Что, вероятно, является следствием двойной механоактивации шихты.

Как видно из снимков, способ получения шихты существенно влияет на морфологию и размер частиц карбида хрома.

В таблице 2 приведены результаты измерений удельной поверхности образцов и расчетов размера частиц.

Таблица 2 – Данные по удельной поверхности образцов карбида хрома

Номер образца	МС-1300	ММ-1300	СС-1300
Удельная поверхность, м2/г	3,7	3,8	4,8
Расчетный размер частиц, нм	284	268	190

Данные низкотемпературной адсорбции подтверждают, что образец СС-1300 обладает маленькими размерами частиц, которые образуют «пористую» структуру. Удельная поверхность образцов с механоактивацией только НВУ и НВУ и шихты примерно одинаковы, несмотря на то, что размеры частиц сильно отличаются. Это, вероятно, связано с тем, что поверхность образца полученного при активации только НВУ шероховатая.

В таблице 3 приведены данные термического анализа.

Таблица 3 – Данные термического анализа образцов карбида хрома

Образец	Температура начала окисления, °С	Температура конца окисления, °С	Изменение массы, %
МС-1300	613	1000	+28,14
ММ-1300	540	1000	+26,92
СС-1300	615	1000	+26,16

По результатам термического анализы установлено, что наименьшей температурой начала окисления обладает образец ММ-1300. Значения стойкости образцов к окислению немного ниже значений, приводимых в литературе для крупнодисперсных порошков (ок. 700 °С). Таким образом, можно заключить, что данные порошки обладают хорошей термической стойкостью.

Сравнительные эксперименты показали, что механоактивация только углеродного материала (НВУ) не позволяет добиться получения однофазного порошка карбида хрома. Кроме того, такой метод приводит к формированию крупных частиц карбида хрома. Однофазный продукт получается при повторной активации шихты. Частицы такого порошка получаются довольно мелкие, но агрегированные. Термическая стойкость всех порошков находится примерно на одном уровне и довольно высока.

Библиографический список

1. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений/ Под. ред. Косолаповой Т.Я. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.
2. Francis D. Catching up to Nanotechnology, Mechanical Engineering. 2000, №7 p. 34.
3. Самсонов Г.В., Тугоплавкие соединения: Справочник / Г.В. Самсонов, И.М. Виницкий. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с

4. Jonathan Ellis, Michael Haw Materials World, Vol. 5 No. 11, pp. 136-37, November 1997.
5. Харламов А.И., Кириллова Н.В. Каталитические свойства порошков тугоплавких соединений переходных металлов. Карбиды и нитриды. Порошковая металлургия, 1983, № 2. – С. 55 – 67.
6. Алексеев А.Г., Бовкун Г.А., Болгар А.С. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений справ / А.Г. Алексеев, Г.А. Бовкун, А.С. Болгар; под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлругия, 1986.
7. Ivanov E., Golubkova G. Mechanical alloying of Cr-C mixtures.
and low temperature synthesis of chromium carbides // Journal of Alloys and Compounds. 1992, Vol. 190, PP 25–26.
8. Sharafi S., Gomari S. Effects of milling and subsequent consolidation treatment on the microstructural properties and hardness of the nanocrystalline chromium carbide powder deposition // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials.2012,Vol.30, Iss.1, PP 57–63.
9. Kuvshinov G.G., MogilnykhYu.I., Kuvshinov D.G., Zaikovskii V.I., Avdeeva L.B. Particularity of filamentous carbon formation in CH4 decomposition on Ni – containing catalysts. Carbon 1998; 36(1):87-99.

УДК 546.05

СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА

Тимофеева А.А., Баннов А.Г., Юсин С.И., Дюкова К.Д.

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, timofeeva_anastasia@mail.ru

Данная работа была посвящена синтезу и исследованию характеристик терморасширенного графита. Терморасширенный графит был получен из оксида графита. Для минимизации количества опытов и нахождения оптимальных параметров синтеза использовался метод направленного планирования эксперимента. Полученные образцы исследовались с помощью энергодисперсионной спектроскопии, растровой электронной микроскопии и низкотемпературной адсорбции азота.

Ключевые слова: терморасширенный графит, оксид графита, планирование эксперимента.

Одним из новых углеродных материалов, широко используемых в промышленности, является терморасширенный графит (ТРГ). ТРГ представляет собой низкоплотный углеродный материал, насыпная плотность которого достигает значений до 0,001 – 0,15 г/см^3, удельная поверхность до 300 м^2/г с преимущественным наличием макро- и мезопор. Обладает широким спектром уникальных свойств, делающими его востребованным в промышленности: низкой насыпной плотностью, развитой поверхностью, способностью к

формованию (прокатке, прессованию) без добавления связующего, химической стойкостью, высокой тепло- и электропроводностью. Неармированные материалы и уплотнения из ТРГ устойчивы на воздухе до 500 – 550 °С, в среде водяного пара – до 650 °С, в инертной атмосфере – до 3000 °С; выдерживают термоудары, а также низкие температуры вплоть до минус 240 °С [1 – 2].

В настоящее время терморасширенный графит применяется во многих областях промышленности:

– в металлургии (для изготовления плавильных тиглей и лодочек, труб;

– испарителей, кристаллизаторов, футеровочных плит, чехлов для термопар и т.д.;

– в атомной технике (в виде блоков, втулок, колец в реакторах, как замедлитель тепловых нейтронов и конструкционный материал (с содержанием примесей не более 2 – 10 % по массе));

– в ракетной технике (для изготовления сопел ракетных двигателей, деталей);

– внешней и внутренней теплозащиты и др.;

– в химическом машиностроении (для изготовления теплообменников, трубопроводов, запорной арматуры и др. для работы с активными средами) [3 – 4].

Благодаря высоким текстурным характеристикам, в сочетании с повышенной электропроводностью, ТРГ идеально подходит для использования в качестве электродных материалов суперконденсаторов.

Процесс синтеза терморасширенного графита является немаловажным, так как от него напрямую зависят свойства выходного материала. В настоящее время проводится большой объем исследований по установлению оптимальных параметров синтеза терморасширенного графита, направленный на повышение не только ресурсо- и энергоэффективности технологического процесса, но и на улучшение физико-механических свойств материала. Для внедрения новых технологических процессов получения ТРГ необходимо проводить широкий комплекс исследований.

В данной работе проводился синтез терморасширенного графита и исследование характеристик полученного материала. В процессе синтеза варьировались следующие параметры: скорость нагрева, максимальная температура нагрева, время изотермической выдержки. Полученные образцы исследовались с помощью энергодисперсионной спектроскопии, растровой электронной микроскопии, низкотемпературной адсорбции азота, вольтамперометрии, дифференциальной сканирующей калориметрии, термогравиметрии.

Прекурсором для получения терморасширенного графита в данной работе служил оксид графита – материал, полученный воздействием сильных окислителей на графит (метод Хаммерса). Терморасширенный графит получали из двух различных образцов: № 1-Т – более окисленного образца оксида графита и № 2-Т – менее окисленного образца оксида графита, получен-

ных по методике, указанной в работе [5]. Размеры частиц образцов составляли менее 250 мкм. В процессе синтеза варьировались три параметра: скорость нагрева (°С/мин), максимальная температура нагрева (°С) и время выдержки на изотермической полке при максимальной температуре нагрева (мин). Образцы массой 1г. загружались в стальные барабаны с плотно закручивающейся крышкой, затем в печи устанавливался определенный режим с тремя заданными параметрами. Температурный режим состоял из динамического нагрева образца от комнатной температуры до температуры выдержки, самой изотермической выдержки и охлаждения в отключенной печи.

Для исследования влияния параметров синтеза терморасширенного графита на его характеристики была поставлена задача математического планирования эксперимента [6].

В качестве объекта исследования рассматривались два образца терморасширенного графита – более окисленный и менее окисленный оксид графита. В процессе планирования было выделено три фактора: скорость нагрева, максимальная температура нагрева и время изотермической выдержки. Данные параметры обозначались в маркировке образца. Например, образец №1-Т-5-250-55 – это образец ТРГ, полученный при скорости нагрева 5 К/мин, при нагреве в печи до температуры 250°С и изотермической выдержке в течении 55 мин. Рассмотрению подлежали следующие параметры оптимизации для образцов терморасширенного графита:

– Выход ТРГ;

– Соотношение элементов О/С;

– Насыпная плотность;

– Удельная емкость в суперконденсаторах.

При обработке полученных данных была составлена таблица трехфакторного эксперимента с тремя параметрами оптимизации. Были рассчитаны коэффициенты регрессии для трех параметров оптимизации и составлены уравнения зависимости выходных характеристик от параметров синтеза.

Были получены данные по ДСК кривым образцов терморасширенного графита (таблица 1), которые использовались для изучения динамики терморасширения образцов. Температура начала расширения материала варьируются в интервале от 90 до 130 ºС в зависимости от степени окисленности прекурсора – оксида графита. Наибольшей температурой начала расширения обладает образец № 2-Т. Сравнивая температуры начала расширения образцов и насыпные плотности полученного материала, можно сделать вывод о том, что большими температурами расширения обладают материалы с меньшей насыпной плотностью.

Таблица 1 – Данные о температурах процесса расширения образцов

Образец	Температура начала пика, ºС	Максимум пика, ºС	Окончание пика, ºС
№ 1-Т	97,2	116,9	151,5
№ 2-Т	125,9	131,8	156,1

Были получены данные по энергодисперсионной спектроскопии (таблица 2). Соотношение O/C показывает какое количество кислорода осталось в полученном образце, т.е. насколько хорошо произошло терморасширение. Чем ниже содержание кислорода в материале, тем ниже его насыпная плотность. Выход материала варьировался в диапазоне от 50 до 85 %, насыпная плотность в пределах 0,4 – 0,04 г/см^3.

Таблица 2 – Данные о соотношении O/C образцов терморасширенного графита

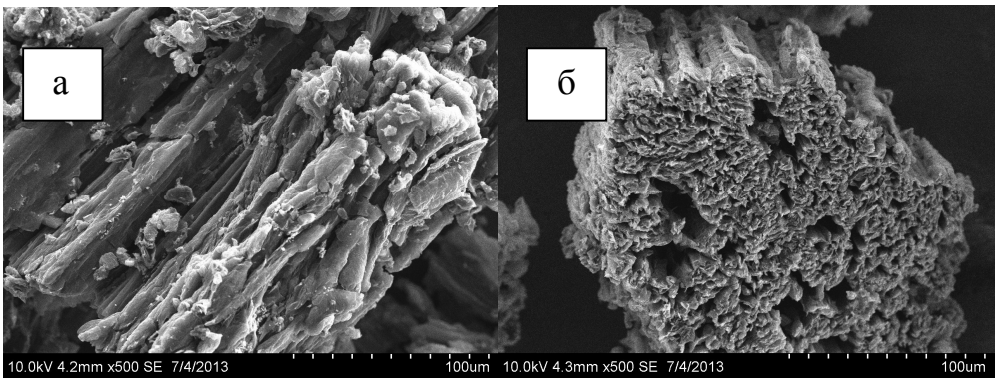
№ опыта	Образец	O/C (атом.)
1	№ 1-Т-5-350-5	0,187
2	№ 2-Т-5-350-5	0,250
3	№ 1-Т-15-350-55	0,155
4	№ 2-Т-15-350-55	0,186
5	№ 1-Т-15-250-5	0,322
6	№ 2-Т-15-250-5	0,446
7	№ 1-Т-5-250-55	0,401
8	№ 2-Т-5-250-55	0,290

Были получены данные по низкотемпературной адсорбции азота (таблица 3). Как видно из таблицы 3, более высокие показатели удельной поверхности были зафиксированы у терморасширенного графита, полученного из образца менее окисленного оксида графита.

Таблица 3 – Данные об удельной поверхности и емкости образцов терморасширенного графита

Образец	Удельная поверхность, м^2/г (удельная емкость, Ф/г)	Удельная емкость ТРГ, Ф/г
№ 1-Т-15-250-5	5	99
№ 2-Т-5-250-55	70	87
№ 1-Т-5-250-55	5	105

Микрофотографии показали высокую пористость и не структурированность образцов (рисунок 1), следовательно, у материала высокие показатели удельной поверхности. Материал представляет вспененный графитовый материал, в результате расширения которого, была сформирована устойчивая система пор. Поскольку в исходном оксиде графита присутствовало некоторое количество диоксида марганца, то в ТРГ существуют незначительные примеси данного соединения в количестве не более 0,15 масс.%. Включения диоксида марганца и обуславливают высокую удельную емкость материала в суперконденсаторах.



а – № 1-Т-5-350-5; б – № 2-Т-5-350-5

Рисунок 1 – Микрофотографии образцов

Исследование динамики процесса терморасширения показало, что наиболее успешные образцы, обладающие наименьшей насыпной плотностью, обладают наивысшими температурами расширения.

Установлено, что высокая степень терморасширения дает низкую удельную емкость. Слишком низкая степень терморасширения также дает низкую удельную емкость. Только при определенном соотношении диоксида марганца и терморасширенного графита можно получить достаточно высокие показатели удельной емкости, причем для различных образцов эти показатели отличаются.

Были достигнуты некоторые оптимальные показатели характеристик образцов:

– наибольший выход терморасширенного графита составил 82,5 %;

– наибольшая удельная емкость – 129 Ф/г;

– наименьшая насыпная плотность – 0,048 г/см^3;

– минимальная температура начала расширения образцов составила 97 ºС.

Были установлены оптимальные параметры синтеза терморасширенного графита.

Результаты исследования позволят улучшить качество изготавливаемых изделий из терморасширенного графита, повысят их производственные характеристики, упростят производство, сделают его более ресурсо- и энергоэффективным, а также, за счет улучшения отдельных характеристик позволяю применять в качестве катализаторов и в суперконденсаторах.

Библиографический список

1. Keiko F. Thermophysical properties and reaction rate of composite reactant of calcium chloride and expanded graphite/ F. Keiko, S. Hiroshi // Nature Chemistry. – 2010. – Т. 1. – № 11. – С. 1015 – 1024.
2. Schniepp, C.H. Functionalized Single Graphene Sheets Derived from Splitting Graphite Oxide / C.H. Schniepp, J. Li, M.J. McAllister, H. Sai, M. Herrera-

Alonso, H.D. Adamson, R.K.Prud'homme, R. Car, D.A. Saville, I. A. Aksay // The journal of physical chemistry B Letters. – 2006. – Т.1. – № 110. – С. 8535 – 8539.
3. Афанасов, И.М. Пористые углеродные материалы на основе терморасширенного графита/ И.М. Афанасов, О.Н. Шорникова, И.И. Власов, Е.В. Коган, А.Н. Селезнев, В.В. Авдеев // Неорганические материалы. – 2009. – Т. 45. – № 2. – С. 171 – 175.
4. Финаенов, А.И. Электрохимическое получение терморасширяющихся соединений графита для углеродсодержащих композитов/ А.И. Финаенов, А.С. Кольченко, С.Л. Забудьков, Э.В. Финаенова, В.В. Краснов // Неорганические материалы. – 2011. – Т. 67. – № 9. – С. 39 – 45.
5. Баннов, А.Г. Синтез и исследование свойств оксида графита и терморасширенного графита / А.Г. Баннов, А.А. Тимофеева, В.В. Шинкарев, К.Д. Дюкова, А.В. Ухина, Е.А. Максимовский, С.И. Юсин // Физикохимия поверхности и защита материалов. – 2014. – Т. 50. – № 2. – С.166 – 173.
6. Адлер, Ю.П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Ю.П. Адлер, Е.В. Маркова, Ю.В. Грановский. – М.: Наука, 1976. – 278 с.

УДК 53.03.05

ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА УГЛЯМИ КУЗБАССА

Нохрина О.И., Ходосов И.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк

Представлены результаты изучения возможности использования каменных углей Кузбасса в качестве восстановителей при получении металлизированных продуктов путем твердофазного восстановления.

Ключевые слова: твердофазное восстановление, твердые восстановители, металлизированное сырье.

Использование твердого топлива в качестве восстановителя при получении металлизированных продуктов является перспективным направлением металлургии железа. По сравнению с традиционными способами металлизации, основанными на применении в качестве восстановителя конвертируемого природного газа, применение твердого топлива позволяет значительно снизить себестоимость продукции за счет более низкой стоимости сырья и возможности создания компактных промышленных агрегатов [1]. В условиях Кузбасса наиболее рациональным представляется вовлечение каменных углей в процессы получения металлизированных продуктов.

С целью изучения влияния физико-химических свойств углей на процессы твердофазного восстановления железа из оксидов железной руды был

проведен ряд экспериментов с использованием в качестве твердых восстановителей различных технологических марок углей. Для изучения процесса были изготовлены и исследованы брикетированные композиции, состоящие из железной руды, углеродистого восстановителя и связующего. При изготовлении брикетов использовали материалы крупностью менее 0,125 мм. В качестве связующего применяли бентонит. В качестве твердых углеродистых восстановителей использовали: уголь бурый марки Б2 (разрез Итатский); уголь длиннопламенный марки Д (Талдинсое месторождение); уголь слабоспекающийся марки СС (Беловский угленосный район); коксовый орешек (ОАО «Алтай-кокс»). Химический и фазовый состав железной руды и технические характеристики восстановителей приведены в таблицах 1 и 2 соответственно.

Таблица 1 – Фазовый и химический состав железной руды

Фазовый состав	
Много:	гематит (Fe_2O_3)
Присутствует:	магнетит ($FeO \cdot Fe_2O_3$), гетит (α–FeOOH), кварц (SiO_2), каоленит ($Al_4[Si_4O_{10}](OH)_8$)
Немного:	хлорит железа, полевой шпат

Химический состав, %

$Fe_{общ.}$	SiO_2	Al_2O_3	P_2O_5	S	CaO	MgO	влага
52,3	14,24	2,51	0,072	0,42	0,94	0,76	5,78

Таблица 2 – Технические характеристики восстановителей

Восстановитель	Характеристика			
	Содержание [C] в рабочей массе,%	A^d (зола),%	V^{daf} (летучие),%	W^r (влага),%
Уголь – 2Б	49,1	7,83	46,76	35,3
Уголь – Д	55,6	5,64	43,53	15,4
Уголь – СС	70,02	6,4	34,3	6,7
Кокс	84,56	9,41	1,83	3

Состав золы

	Fe_2O_3	Al_2O_3	CaO	MgO	P_2O_5	SiO_2	S
Уголь – 2Б	10,30	5,40	45,30	5,90	0,20	26,90	0,68
Уголь – Д	8,17	25,60	9,70	3,70	1,80	50,00	0,61
Уголь – СС	17,46	26,55	1,2	1,58	0,5	51,1	0,02
Кокс	13,12	23,72	5,15	1,76	0,69	47,9	0,02

Исследования включали изучение кинетики твердофазного восстановления железа из оксидов железной руды. Эксперименты проводили с применением метода непрерывного взвешивания [2]. Экспериментальным материалом являлись брикетированные рудовосстановительные смеси. Количество восстановителя в смеси соответствовало необходимому для полного восстановления железа, согласно стехиометрии реакции:

$$Fe_2O_3 + 3C = 2Fe + 3CO. \quad (1)$$

Методика экспериментов заключалась в следующем. Тигель с брикетом вводили в горячую зону печи сопротивления нагретой до температур эксперимента. После чего с интервалом в 1 мин регистрировали убыль массы. Эксперименты проводили при температурах 1273, 1373, 1473 К, продолжительность изотермической выдержки составляла 90 мин. Фазовый и структурный анализ полученных материалов выполняли на дифрактометре ДРОН-2 и микроскопе GX-51. В полученных в результате экспериментов материалах методами химического анализа определяли содержание $Fe_{общ}$, $Fe_{мет}$, расчетным путем определяли степень металлизации – $\varphi_{мет}$, согласно формулы:

$$\varphi_{мет} = Fe_{мет} / Fe_{общ} \times 100, \quad (1)$$

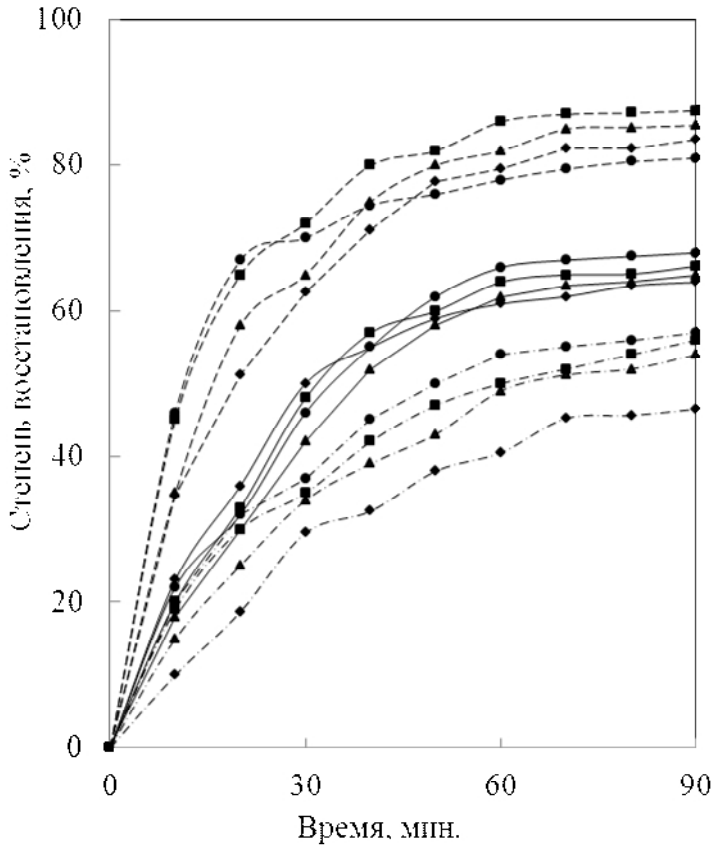
где $Fe_{мет}$ – содержание железа металлического, %;

$Fe_{общ}$ – содержание железа общего (сумма окисленного и металлического железа), % [1].

Расчет степени восстановления проводили с учетом потери массы навески с поправками на содержание в смеси влаги и улета летучих. Критерием 100 % восстановления считали потерю навеской массы, соответствующей суммарному образованию монооксида углерода по реакции (1) [2]. В результате обработки экспериментальных данных построены кинетические кривые восстановления железа из оксидов железной руды с использованием в качестве восстановителей углей разных технологических марок и кокса (рисунок 1).

Из приведенных на рисунке 1 данных видно, что длительность восстановления составляет 60 мин при использовании в качестве восстановителя всех исследуемых марок углей и кокса. Наибольшая степень восстановления при температуре изотермической выдержки 1473 К была достигнута при использовании в качестве восстановителя длиннопламенного угля, при температуре изотермической выдержки 1373 и 1273 К наибольшая степень восстановления у брикетов, составленных с использованием в качестве восстановителя бурого угля.

Результаты исследований кинетики твердофазного восстановления железа из оксидов железной руды можно интерпретировать следующим образом.



температура выдержки: – 1273 К; — – 1373 К; ---- –1473 К;
восстановитель: ◆ – коксовый орешек; ▲ – уголь СС;
■ – уголь Д; ● – уголь Б2

Рисунок 1 – Зависимость степени восстановления от времени изотермической выдержки

В процессах твердофазного восстановления железа из оксидов железной руды участвуют продукты термического разложения углей. Для каждой технологической марки угля характерно различное протекание процессов термической деструкции [3]. Уголь, находящийся в рудоугольной смеси, в условиях недостатка кислорода внутри брикета газифицируется с образованием CO, H_2, $C_{ат}$, в результате чего происходит изменение восстановительной способности угля и структуры материала. Таким образом, восстановительный потенциал угля при твердофазном восстановлении зависит от скорости и характера процесса его газификации. С.Т. Ростовцев относит к числу факторов, оказывающих влияние на процесс газификации угля, физическое состояние углерода, в частности размеры и степень совершенства кристаллов графита. Чем больше расстояние между базисными плоскостями кристаллической решетки углеродистого восстановителя, тем легче происходит процесс его термической деструкции. Неплотное расположение плоскостей решетки наблюдается у молодых видов топлив, например у бурого угля; наи-

более плотная укладка является характерной для графита [4]. Содержание летучих компонентов косвенно определяет степень метаморфизма угля. Обобщая вышеизложенное, можно сделать вывод, что угли с высоким содержанием летучих являются более активными восстановителями. Данный вывод подтвержден порядком расположения кинетических кривых (рисунок 1) при температурах экспериментов 1273 и 1373 К.

Повышение температуры изотермической выдержки до 1473 К увеличивает скорость протекания восстановительных процессов. Однако последовательность расположения кинетических кривых отличается от последовательности при температурах изотермической выдержки 1373 и 1273 К, что, вероятно, связано с образованием легкоплавкой шлаковой фазы. Наличие шлаковой фазы подтверждено результатами минералогического анализа. Определено различное содержание шлакообразных включений в структурах полученных материалов. Наибольшее содержание шлака в брикетах, в которых в качестве восстановителя использовали бурый уголь. Образованию шлаковой фазы, вероятно, способствует и высокое содержание оксидов кальция в золе бурого угля. Образование шлаковой фазы приводит к уменьшению реакционной поверхности и соответственно, к уменьшению скорости восстановительных процессов.

Продуктом восстановительного обжига во всех опытах является губчатый материал с развитым в той или иной степени металлическим каркасом. Результаты исследования показали влияние физико-химических свойств углей на формирование структуры материала и интенсивность протекания восстановительных процессов. Летучие компоненты углей интенсифицируют восстановительные процессы. Применение угля в качестве твердого восстановителя при твердофазном восстановлении железа из оксидов железной руды позволяет получить металлизированные продукты с содержанием металлического железа 80 – 85 %, что делает их пригодными для использования при выплавке стали.

Библиографический список

1. Юсфин Ю.С. Новые процессы получения металла / Ю.С. Юсфин, А.А. Гиммельфарб, Е.В. Маркова, Ю.В. Грановский. – М: Наука, 1976. – 278 с.
2. Углеродотермическое восстановление ильменитовых концентратов в твердой фазе / А.В. Сафонов, Н.Ф. Якушевич, Б.М. Лебошкин, С.О. Гордин // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия – 2004. – № 2. – С. 19 – 22.
3. Кинетика восстановления железорудного концентрата углем / А.М. Амдур, А.М. Потапов, А.Л. Разницина, М. Лхамсупен // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2012. – № 8. – С. 17 – 20.
4. Ростовцев С.Т. Теория металлургических процессов / С.Т. Ростовцев. – М.: Металлургиздат, 1944. – 307 с.

УДК 661.665

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СЫРЬЕВОГО И ПЛАЗМЕННОГО ПОТОКОВ ПРИ СИНТЕЗЕ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНА

Галевский Г.В., Ефимова К.А., Ширяева Л.С., Руднева В.В., Гарбузова А.К.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, kafcmet@sibsiu.ru

Представлены результаты компьютерного моделирования взаимодействия титансодержащего сырьевого и азотного плазменного потока в условиях промышленного трехструйного реактора. Определены условия эффективного испарения сырья и сформулированы требования к нему.

Ключевые слова: карбид титана, борид титана, плазменный синтез, нанопорошки

Моделирование взаимодействия сырьевого и плазменного потоков при синтезе карбида и борида титана проведено с целью прогнозирования характеристик сырья и оценки гидродинамических и энергетических режимов его переработки. Эффективность такого подхода подтверждена ранее в работах [1 – 5]. При моделировании рассматривались все виды доступного титансодержащего сырья: титан и его оксид. В качестве углеводородного сырья использовался природный газ, плазмообразующего газа – азот.

Сопоставление различных технологий получения порошков тугоплавких соединений свидетельствует о том, что для достижения наноуровня в первую очередь востребованы технологии, основанные на применении высококонцентрированных энергетических потоков для газификации сырья и формирования целевого продукта при объемной конденсации из газовой фазы. Среди подобных технологий плазменный способ отличается сравнительной простотой реализации и является наиболее изученным и конкурентоспособным. Процессы плазменного синтеза условно можно подразделить на три стадии: 1) эволюция исходного сырья, включающая его движение в потоке газа-теплоносителя, нагрев и фазовые переходы; 2) химические реакции, т.е. сам синтез; 3) формирование дисперсного продукта (конденсация, коалесценция, кристаллизация, коагуляция). На завершенность первой стадии, являющейся в случае использования дисперсного сырья лимитирующей и определяющей в связи с этим количественный выход целевого продукта, существенные ограничения накладывают высокие скорости движения реагирующих сред, составляющие в каналах трехструйных прямоточных реакторов в зависимости от рабочих параметров плазмотронов 30 – 60 м/с и тем самым способствующие сокращению времени пребывания сырья при температурах перехода его в паровую фазу (10^{-4} – 10^{-5} с). В связи с этим из всех факторов, влияющих на степень превращения исходного сырья, а именно: теплофизи-

ческих и термодинамических свойств плазмы и сырья, соотношения массовых расходов плазмообразующего газа и сырья, начальной температуры плазмы, конструктивных особенностей реактора, удельных энергозатрат, организации процесса смешения дисперсного сырья с плазмой и др. – основным лимитирующим фактором является теплообмен высокотемпературного потока газа с движущимися в нем частицами обрабатываемого материала. Следовательно, высокие степени превращения сырья на первой стадии синтеза могут быть достигнуты при таких гидродинамических и энергетических параметрах реакторов, которые обеспечивают за весьма ограниченное время подвод от теплоносителя к дисперсному сырью количества энергии, достаточного для требуемых теплофизических и физико-химических превращений. Однако экспериментальное исследование этой стадии синтеза затруднено ввиду её кратковременности и отсутствия надежно работающих в подобных условиях средств диагностики и контроля и сводится в связи с этим, как правило, к модельно-математическому, позволяющему при определенной «идеализации» процесса выявить влияние на степень перехода сырья в газовую фазу температуры и скорости газового потока в зоне ввода сырья, расхода реагентов, условий ввода и размеров частиц сырья.

Существующие математические модели первой стадии плазменных процессов синтеза с использованием дисперсного сырья, обзор и подробный анализ которых приведен в [6], являются в основном одномерными, рассматривающими безградиентный нагрев частиц, движущихся в потоке с постоянными или изменяющимися параметрами. В большинстве моделей принимаются постоянными значения коэффициентов межкомпонентного теплообмена, свойства плазмы, такие как теплопроводность и теплоемкость, свойства дисперсного материала, температура потока. Потери тепла в стенку не учитываются, принимаются средние по экспериментальным данным или вычисляются по зависимостям для турбулентного режима на стабилизированном участке. При расчетах не учитывается влияние концентрации твердого сырья на теплообмен плазмы со стенками реактора, не всегда учитываются значительный температурный перепад в пограничном слое частицы. Такие допущения снижают практическую ценность результатов моделирования. Действительно, изменение коэффициента теплоотдачи от плазменного потока к стенке канала на длине реактора в 1 калибр в зависимости от рабочих параметров плазмотронов может изменяться от 350 – 400 до 200 – 250 Вт/(м^2·К), т.е. на 35 – 40 %, образование гарниссажа на стенках реактора приводит к снижению коэффициента теплоотдачи на 15 – 35 % [7 – 9]. Для азота и воздуха при температурах выше и ниже 4000 К различие в значениях теплоемкости и коэффициента теплопроводности может превышать 100 – 300 %.

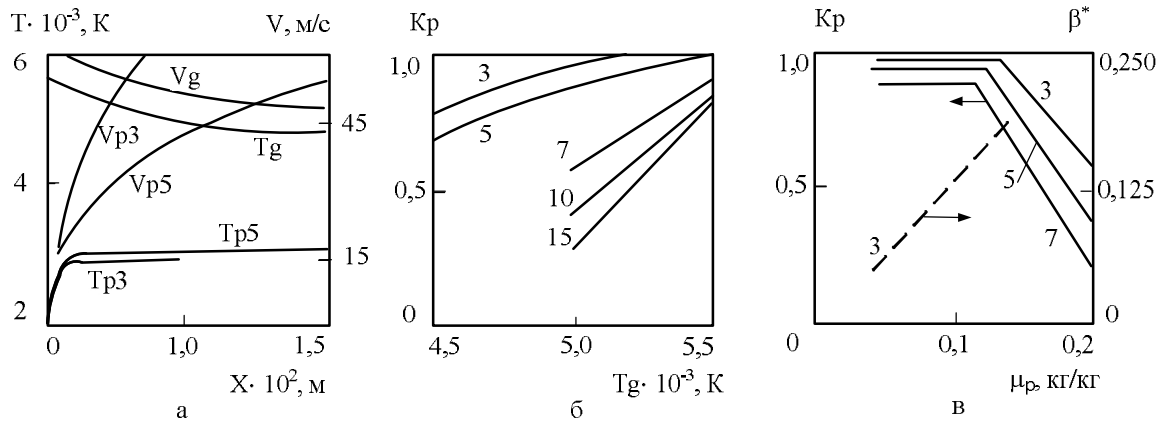
Таким образом, при некоторой разноплановости подходов модельно-математическое исследование сводится к совместному решению уравнений движения частиц сырья, межкомпонентного теплообмена и теплообмена плазменного потока со стенками реактора, т.е. представляет собой случай

математического моделирования сложных металлургических систем. При этом число допущений может достигнуть 10, в связи с чем задача не имеет точного решения, а моделирование носит прогнозный характер. Поэтому необходим критический подход к выбору модели и оценке результатов исследования. Однако интерес исследователей к математическому моделированию стадии испарения дисперсного сырья устойчиво сохраняется длительное время, что объясняется высокой практической значимостью результатов.

Для моделирования взаимодействия сырьевого и плазменного потока при синтезе карбида и борида титана использовалась математическая модель А.Л. Моссэ – Г.В. Галевского [10]. Модель включает пять блоков: блок задания начальных условий; блок изменения гидродинамических условий, описывающий движение частиц и плазменного потока уравнениями диаметра конуса разлета частиц из фурмы подачи дисперсного сырья, движения частиц, неразрывности потока, пролетаемого частицей в реакторе расстояния; блок изменения тепловых условий, описывающий теплообмен плазменного потока со стенками канала реактора уравнениями теплофизических свойств газа при среднемассовой температуре потока и температуре частицы, баланса тепла для реактора, баланса тепла для газа, теплового потока от плазмы к стенке реактора; блок изменения тепловых условий, описывающий теплообмен плазменного потока с дисперсным сырьем уравнениями коэффициента межкомпонентного теплообмена, баланса тепла для дисперсного материала, степени испарения; блок оценки достоверности результатов плазменной обработки оксидного сырья, основанный на обобщающем положении о лимитировании процессов плазменного восстановления степенью перехода сырья в газовую фазу и на экспериментальном определении степени восстановления по составу газовой фазы.

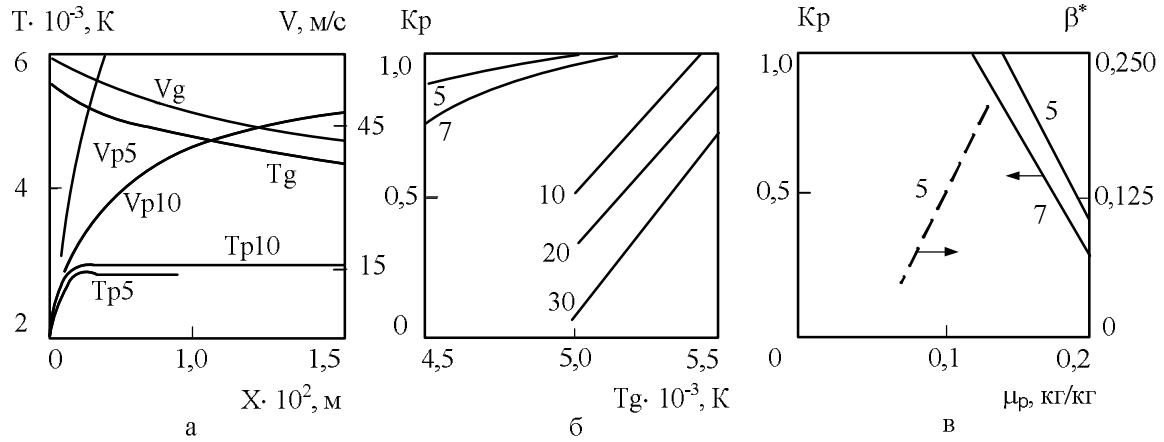
Компьютерное моделирование обеспечивает при заданных характеристиках сырья, геометрических характеристиках и параметрах работы реактора расчет расстояния, которое частица пролетает в реакторе, продолжительности «жизни» частиц, температуры плазменного потока, частицы и стенки канала реактора, скорости плазменного потока и частицы, степени испарения частиц, доли энергии, переданной газом стенке реактора, частицам и оставшейся в потоке.

Результаты модельно-математического исследования влияния на степень испарения начальной температуры плазменного потока, крупности сырья и массовой расходной концентрации ($\mu_p=G_p/ (G_g + G_t)$ приведены на рисунках 1 и 2. Можно видеть, что степень испарения зависит от крупности, массовой расходной концентрации и начальной температуры плазменного потока. В зависимости от крупности время испарения частиц составляет 0,1 – 1 мс. При этом рабочие параметры реактора обеспечивают полное испарение порошков диоксида титана крупностью не более 5 мкм, Ti- не более 10 мкм. По результатам моделирования осуществлен выбор титансодержащего сырья. Из оксидного сырья этим требованиям отвечает TiO_2 марки Р-1, поставляемый в виде порошка крупностью -1 мкм [11].



а – изменение среднемассовой температуры и скорости плазменного потока и частиц по длине реактора (N=75 кВт, G_g=9·10^{-3} кг/с); б – влияние начальной температуры плазменного потока на степень испарения частиц; в – влияние массовой расходной концентрации на степень испарения частиц и долю энергии, переданной частицам (N=75 кВт, G_g=9·10^{-3} кг/с); 3,5,10,15 – размер частиц, мкм

Рисунок 1 – Гидродинамические и энергетические режимы переработки оксида титана (IV) в трёхструйном прямоточном реакторе



а – изменение среднемассовой температуры и скорости плазменного потока и частиц по длине реактора (N=75 кВт, G_g=9·10^{-3} кг/с); б – влияние начальной температуры плазменного потока на степень испарения частиц; в – влияние массовой расходной концентрации на степень испарения частиц и долю энергии, переданной частицам (N=75 кВт, G_g=9·10^{-3} кг/с)

Рисунок 2 – Гидродинамические и энергетические режимы переработки титана в трёхструйном прямоточном реакторе

Однако производимые в настоящее в России порошки Ti марок ПТС, ПТМ, ПТОМ – грубозернистые и этим требованиям не удовлетворяют. Поэтому выбор сделан в пользу поставляемого зарубежными производителями микропорошка Ti марки ПТМк, крупностью менее 5 мкм, в целом доступного, но дорогостоящего [12].

Библиографический список

1. Ноздрин И.В. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов ванадия и хрома в условиях плазменного потока / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 12 – 17.
2. Ноздрин И.В. Плазменный синтез и физико-химическая аттестация нанокарбида хрома / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, В.В. Руднева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 12. – С. 3 – 8.
3. Ширяева Л.С. Исследование плазменного синтеза нанокарбида хрома / Л.С. Ширяева, И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. трудов // СибГИУ. – Новокузнецк, 2012. – Вып. 29. – С. 94 – 101.
4. Ноздрин И.В. Модельно-математическое исследование условий эффективной переработки хромсодержащего сырья в плазменном реакторе / И.В. Ноздрин, В.В. Руднева, Л.С. Ширяева, М.А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 2. – С. 13 – 18.
5. Ноздрин И.В. Термодинамический анализ процессов плазменного синтеза карбида хрома / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. – № 10. – С. 3 – 7.
6. Моссэ А.Л. Обработка дисперсных материалов в плазменных реакторах / А.Л. Моссэ, И.С. Буров. – Минск: Наука и техника, 1980. – 208 с.
7. Руднева В.В. Компьютерное моделирование режимов эффективной переработки дисперсного сырья в плазменном реакторе / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, Е.К. Юркова // Системы автоматизации в образовании, науке и производстве: тр. VI Всерос. научн.-практ. конф. СибГИУ.– Новокузнецк, 2007. – С. 343–346.
8. Ноздрин И.В. Исследование характеристик реактора для плазмометаллургического производства тугоплавких боридов и карбидов / И.В. Ноздрин, Л.С. Ширяева, Г.В. Галевский, В.В. Руднева // Изв. вузов. Чёрная металлургия. – 2011. – № 8. – С. 27 – 32.
9. Руднева В.В. Исследование теплотехнических характеристик трехструйного плазменного реактора / В.В. Руднева, Г.В. Галевский, С.Г. Галевский, Е.К. Юркова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 2. – С. 57 – 68.
10. Руднева В.В. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния: Монография: в 3 т. Дополнительный том. Плазмометаллургическое производство карбида кремния: развитие теории и совершенствование технологии / В.В. Руднева. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 387 с.
11. Боровинская И.П. Применение титана в процессах СВС / И.П. Боровинская, В.К. Прокудина, В.И. Ратников // Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2010. – № 4. – С. 26–33.
12. Электронный каталог ГПНТБ России [Электронный ресурс]: база данных содержит сведения о всех видах лит., поступающей в фонд ГПНТБ России. – Режим доступа: [http://tokem.narod.ru, 12.02.2013] – Загл. с экрана.

УДК 621.746:669.018.294.2:519.876.2

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ МАССОПЕРЕНОСА ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

ЧИСЛАВЛЕВ В.В., ФЕЙЛЕР С.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк. E-mail: chisl.vv@yandex.ru

Разработана трехмерная математическая модель движения металла в четырехручьевом промежуточном ковше блюмовой машины непрерывного литья заготовок. Представлены начальные и граничные условия моделирования, выполнен анализ результатов математического моделирования движения потоков металла в объеме промежуточного ковша. Данные численных экспериментов использованы при разработке рекомендаций по оптимизации промежуточных ковшей.

Ключевые слова: математическое моделирование, непрерывная разливка стали, промежуточный ковш, массоперенос, рельсовая сталь.

Непрерывная разливка стали является наиболее эффективной ресурсо- и энергосберегающей технологией завершающего этапа сталеплавильного производства. Одной из основных задач непрерывной разливки является повышение качества непрерывнолитой заготовки, что может быть достигнуто при расширении функциональных возможностей промежуточного ковша за счет рафинирования металла от неметаллических включений и регулирования температурного режима [1], что приобретает особую значимость при разливке рельсовой стали.

На ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» разливка рельсовой стали осуществляется на реконструированной в 2012 г. четырехручьевой блюмовой машины непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Для производства высококачественных заготовок сечением 300×360 мм МНЛЗ оборудована системами электромагнитного перемешивания и мягкого обжатия. Тем не менее задача обеспечения чистоты непрерывнолитых заготовок по неметаллическим включениям остается актуальной и может быть решена за счет организации движения потоков металла в промежуточном ковше.

Наиболее полное и достоверное представление о массообменных процессах в металлургических агрегатах можно получить с использованием математических моделей, максимально отражающих реальное протекание физических процессов.

Математическое моделирование позволяет получить общую картину течения жидкости в объеме агрегата и визуализировать поля скоростей, давлений или температур [2].

Интенсивное развитие вычислительной техники и численных методов в последние годы, позволяют успешно использовать математическое моделирование тепломассообмена и гидрогазодинамики для совершенствования

различных технологических процессов [3].

Для исследования гидродинамических процессов при непрерывной разливке рельсовой стали в условиях ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» разработана трехмерная математическая модель. Модель рассматривалась как стационарная, турбулентная, с однофазным представлением расплава стали.

Для математической модели были приняты следующие допущения:

– сталь рассматривалась как ньютоновская жидкость, несжимаемая и неразрывная;

– струя расплава, поступающая из сталеразливочного в промежуточный ковш идеально организована;

– уровень расплава в промежуточном ковше постоянный;

– зеркало металла в промежуточном ковше неподвижно и покрыто слоем защитного шлака;

– скорость расплава на выходе из промежуточного ковша зависит только от скорости на входе и от площади поперечного сечения входного и выходного отверстий (рассчитывается из условия сохранения постоянного количества расплава в промежуточном ковше);

– внешние силовые воздействия на расплав (инжекция воздуха, электромагнитное поле и др.) отсутствуют;

– в модели учитывается турбулентный характер движения расплава;

– промежуточный ковш имеет вертикальную плоскость симметрии.

В качестве исходных данных для построения геометрической модели расчетной области использовались геометрические размеры промежуточного ковша блюмовой МНЛЗ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» (рисунок 1).

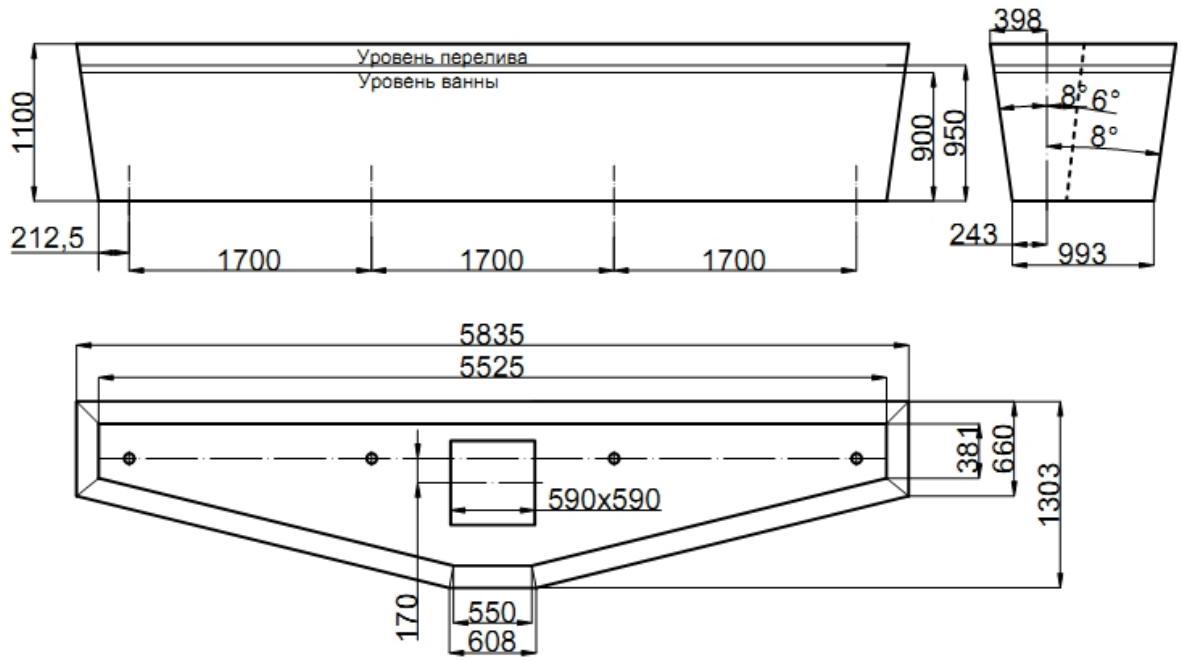


Рисунок 1 – Геометрические параметры промежуточного ковша блюмовой МНЛЗ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

В качестве расчетной области принят внутренний объем промежуточного ковша, занимаемый жидкой сталью. Для построения конечно-элементной модели вся расчетная область была разделена на 51000 конечных объёмов (ячеек) преимущественно пирамидальной формы. При этом, как показано на рисунке 2, для повышения точности расчетов, сетку создавали неравномерной, таким образом, чтобы в областях с большим градиентом скорости (области разливочных стаканов, стопоров и защитной трубы) размер ячеек был меньше, чем в областях с меньшим градиентом.

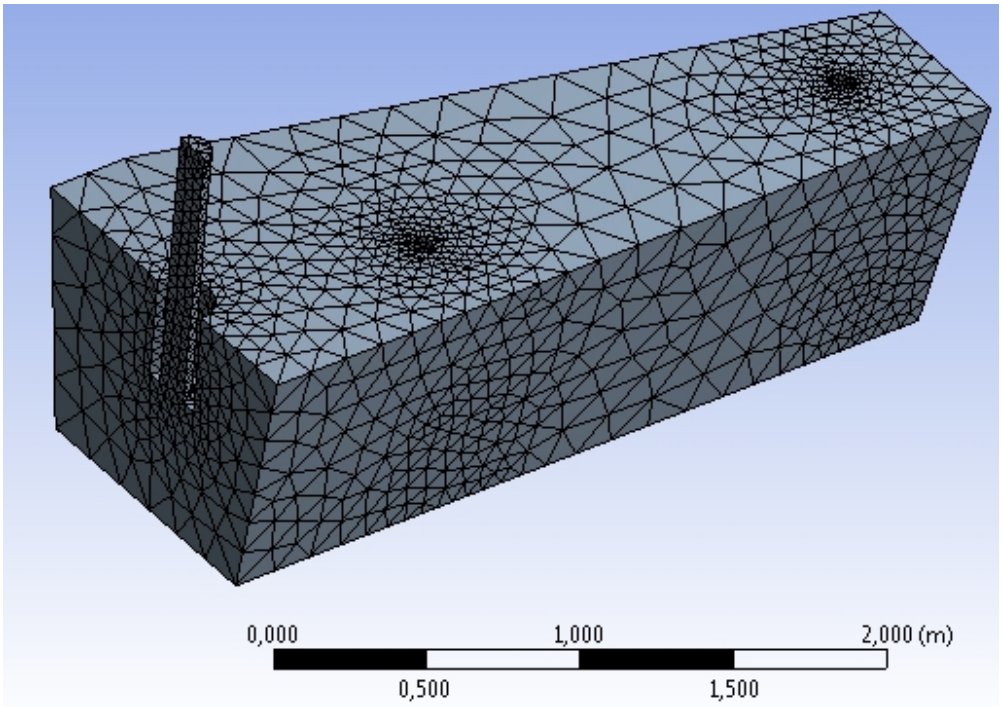


Рисунок 2 – Вид конечно-элементной модели расчетной области четырехручьевого промежуточного ковша

Известно, что движение вязкой несжимаемой жидкости в трехмерном пространстве, в поле массовых сил описывается системой уравнений Навье-Стокса. Для замыкания данной системы ее необходимо дополнить еще одним уравнением, в качестве которого используется уравнение неразрывности.

Уравнение неразрывности для стационарного (установившегося) течения, соответствующее закону сохранения массы, имеет вид [3]:

$$\frac{\partial}{\partial x}(\rho V_x) + \frac{\partial}{\partial y}(\rho V_y) + \frac{\partial}{\partial z}(\rho V_z) = 0, \qquad (1)$$

где V_x, V_y, V_z – компоненты вектора скорости в направлениях x, y и z соответственно, м/с;

ρ – плотность, кг/м^3;

x, y, z – глобальные декартовые координаты;

t – время, с.

Закон сохранения импульса, связывающий напряжения и скорость деформации жидкости для трех направлений, представлен в виде уравнений Навье-Стокса [2, 3]:

$$\frac{\partial}{\partial x}(\rho V_x V_x) + \frac{\partial}{\partial y}(\rho V_x V_y) + \frac{\partial}{\partial z}(\rho V_x V_z) = \rho g_x - \frac{\partial P}{\partial x} + \\ + \frac{\partial}{\partial x}\mu_{эф}\frac{\partial V_x}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y}\mu_{эф}\frac{\partial V_x}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z}\mu_{эф}\frac{\partial V_x}{\partial z} + T_x, \quad (2)$$

$$\frac{\partial}{\partial x}(\rho V_x V_y) + \frac{\partial}{\partial y}(\rho V_y V_y) + \frac{\partial}{\partial z}(\rho V_y V_z) = \rho g_y - \frac{\partial P}{\partial y} + \\ + \frac{\partial}{\partial x}\mu_{эф}\frac{\partial V_y}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y}\mu_{эф}\frac{\partial V_y}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z}\mu_{эф}\frac{\partial V_y}{\partial z} + T_y, \quad (3)$$

$$\frac{\partial}{\partial x}(\rho V_x V_z) + \frac{\partial}{\partial y}(\rho V_y V_z) + \frac{\partial}{\partial z}(\rho V_z V_z) = \rho g_z - \frac{\partial P}{\partial z} + \\ + \frac{\partial}{\partial x}\mu_{эф}\frac{\partial V_z}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y}\mu_{эф}\frac{\partial V_z}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z}\mu_{эф}\frac{\partial V_z}{\partial z} + T_z, \quad (4)$$

где g_x, g_y, g_z – компоненты вектора ускорения свободного падения в направлениях x, y и z, соответственно, м/с^2;

$\mu_{эф}$ – эффективная вязкость, Па·с;

P – давление, Н/м^2;

T_x, T_y, T_z – компоненты вектора вязких потерь в направлениях x, y и z, соответственно, определяемые по уравнениям:

$$T_x = \frac{\partial}{\partial x}\mu\frac{\partial V_x}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y}\mu\frac{\partial V_y}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial z}\mu\frac{\partial V_z}{\partial x}, \quad (5)$$

$$T_y = \frac{\partial}{\partial x}\mu\frac{\partial V_x}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial y}\mu\frac{\partial V_y}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z}\mu\frac{\partial V_z}{\partial y}, \quad (6)$$

$$T_z = \frac{\partial}{\partial x}\mu\frac{\partial V_x}{\partial z} + \frac{\partial}{\partial y}\mu\frac{\partial V_y}{\partial z} + \frac{\partial}{\partial z}\mu\frac{\partial V_z}{\partial z}, \quad (7)$$

Эффективная вязкость учитывает ламинарную вязкость μ (которая определяется свойствами расплава) и турбулентную вязкость μ_t (которая рассчитывается по модели турбулентности)

$$\mu_{эф} = \mu + \mu_t, \quad (8)$$

Математическая модель учитывает такие свойства жидкой стали как плотность, вязкость, теплопроводность и теплоемкость. При этом теплоёмкость и теплопроводность задавались постоянными, а плотность и вязкость зависимыми от температуры. Температура жидкой стали была принята на

основании регламента, установленного в технологической инструкции по непрерывной разливке для блюмовой МНЛЗ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» для стали марки Э76Ф и составляла 1786 К, скорость разливки составляла 0,7 м/мин. Физические свойства жидкой стали, используемые при моделировании представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Физические свойства жидкой стали, используемые при моделировании

Параметр	Значение
Теплоемкость, Дж/(кг·К)	840 [2]
Теплопроводность, Вт/(м·К)	27 [2]

Плотность и вязкость жидкой стали рассчитывалась по уравнениям [2, 3]:

$$\rho = 8523 - 0{,}8358 \cdot T \ , \tag{9}$$

$$\mu = 0{,}0035 \exp \cdot \left[10699{,}32 \cdot \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{1473} \right) + 3{,}8 \cdot 10^{-11} \cdot \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{1473} \right)^2 , \right], \tag{10}$$

где Т – температура, К.

Для описания турбулентности была использована модель переноса сдвиговых (касательных) напряжений Ментера – Shear Stress Transport Model (SST) [5]. Данная модель, по совокупности своих качеств является одной из лучших среди существующих моделей турбулентности [4, 5].

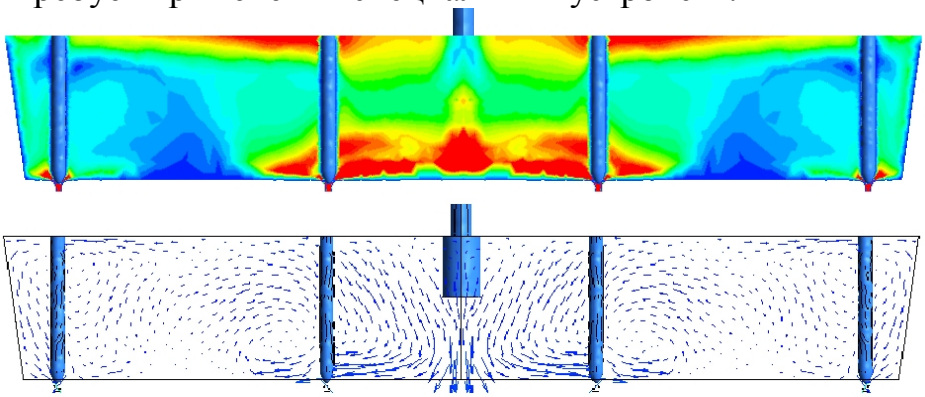
SST модель представляет собой комбинацию k-ε и k-ω моделей, обеспечивающую сочетание лучших качеств этих давно известных моделей [2]. Так, k-ε модель, предложенная Харлоу [6] хорошо зарекомендовала себя при расчете свободных и струйных сдвиговых течений, а k-ω модель обеспечивает существенно более точное описание пристеночных пограничных слоев [7].

Результаты математического моделирования представлены на рисунке 3.

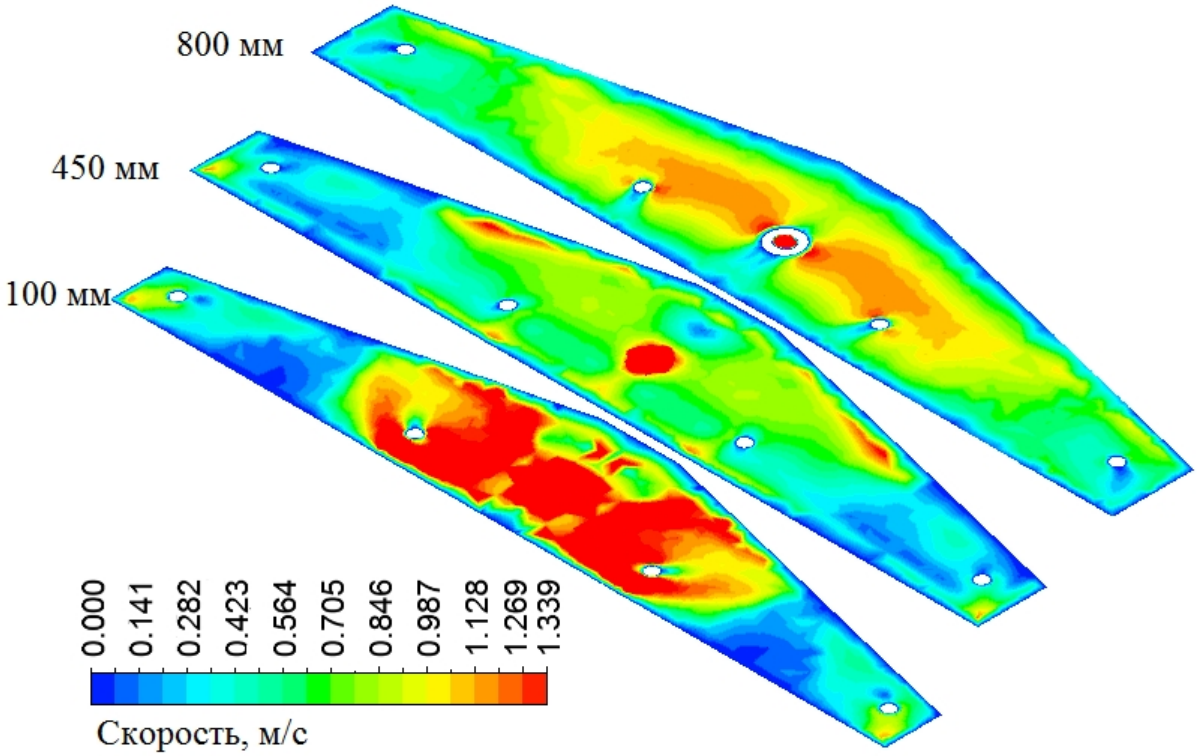
Установлено, что в центральной части, под действием напора вертикальной струи, поступающей из сталеразливочного ковша в промежуточный, через защитную трубу, образуются мощные вихревые потоки. Далее наблюдается возникновение придонных и обратных потоков. Скорость придонных потоков в центральной части максимальна. Также видны, короткие придонные пути движения металла и контуры циркуляции. Снижение скорости потоков происходит при движении к периферийным разливочным стаканам. Заметно снижение скорости потоков между центральными и периферийными стопорами в придонных и срединных слоях. Наблюдаются микровихри около выходных отверстий и увеличение скорости, связанные, по-видимому, с небольшой площадью поперечного сечения разливочных стаканов.

Таким образом, разработанная математическая модель процесса массопереноса позволяет исследовать траекторию движения и скорость расплава в объеме промежуточного ковша. Анализ результатов исследования пока-

зал неравномерное распределение скорости потоков по длине и высоте ковша. Очевидно, что конструкция промежуточного ковша не является оптимальной и требует применения специальных устройств.



а



б

Рисунок 3 – Контурная карта результирующей скорости движения расплава параллельно плоскости XOY (а) и в отдельных сечениях промежуточного ковша относительно днища (б)

Библиографический список

1. Протопопов Е.В. Численное моделирование гидродинамики металла в промежуточном ковше слябовой МНЛЗ / Е.В. Протопопов, С.В. Фейлер, В.П. Комшуков [и др.] // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: – сб. науч. тр. М. – Новокузнецк, 2008 г. – вып.22. – С. 65-73.

2. Смирнов А.Н. Непрерывная разливка сортовой заготовки: Монография. / А.Н. Смирнов, С.В. Куберский, А.Л. Подкорытов, В.Е. Ухин, А.В. Кравченко, А.Ю. Оробцев. – Донецк: Цифровая типография, 2012. – 417 с.
3. Mazumdar D., Evans J.W. Modeling of steelmaking processes. – Boca Raton, London, New York: CRS Press, Taylor and Francis Group, 2010. – 463 p.
4. Menter F.R. Two-equation eddy viscosity turbulence models for engineering applications // AIAA J. 1994. 32, № 11. P.1299–1310.
5. Никущенко Д.В. Применение расчетного комплекса FLUENT для моделирования течений вязкой несжимаемой жидкости: Учеб. пособие. СПб.: Изд. СПбГМТУ, 2005. – 97 с.
6. Harlow F. H., Nakayama H. Transport of turbulence energy decay rate // Los Alamos Science Lab., University California Report LA-3854, 1968.
7. Wilcox D.C. A two-equation turbulence model for wall-bounded and free-shear flows // AIAA Paper 1993–2905.

УДК 621.74.042:669.187.56

СТРУКТУРА И СОСТАВ КАРБИДНЫХ ФАЗ В ЛИТЫХ СПЛАВАХ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Еремин Е.Н., Филиппов Ю.О., Маталасова А.Е., Пономарев И.А., Гуржий А.С.

Омский государственный технический университет, г. Омск, weld_techn@mail.ru

Изучены структура и состав карбидных фаз в никелевом сплаве. Показано, что карбиды в объеме металла располагаются в виде пластин, обуславливающих низкие показатели механических свойств сплава. Дано объяснение причин образования такой морфологии карбидных фаз. Предложен путь улучшения структуры карбидных фаз.

Ключевые слова: никелевый сплав, карбидные фазы, структура, свойства

Сплавы на никелевой основе широко используются в авиационном двигателестроении. Достаточно большое применение для изготовления лопаток газовых турбин авиационных двигателей большой мощности нашли отливки из сплава ЖС6У. Основные сведения о структуре и свойствах сплава известны. Однако, полученные свойства как образцов, как и турбинных лопаток, изготовленных из разных плавок, часто значительно различаются. В связи с этим все еще актуальны исследования литого металла разных плавок для углубленного изучения закономерностей, определяющих связь структуры и свойств получаемых отливок.

Современные жаропрочные сплавы на никелевой основе содержат небольшие количества углерода. Карбидные фазы, формирующиеся в сплавах, составляют, как правило, 1 – 2 вес. %. В то же время, выделяясь преимуще-

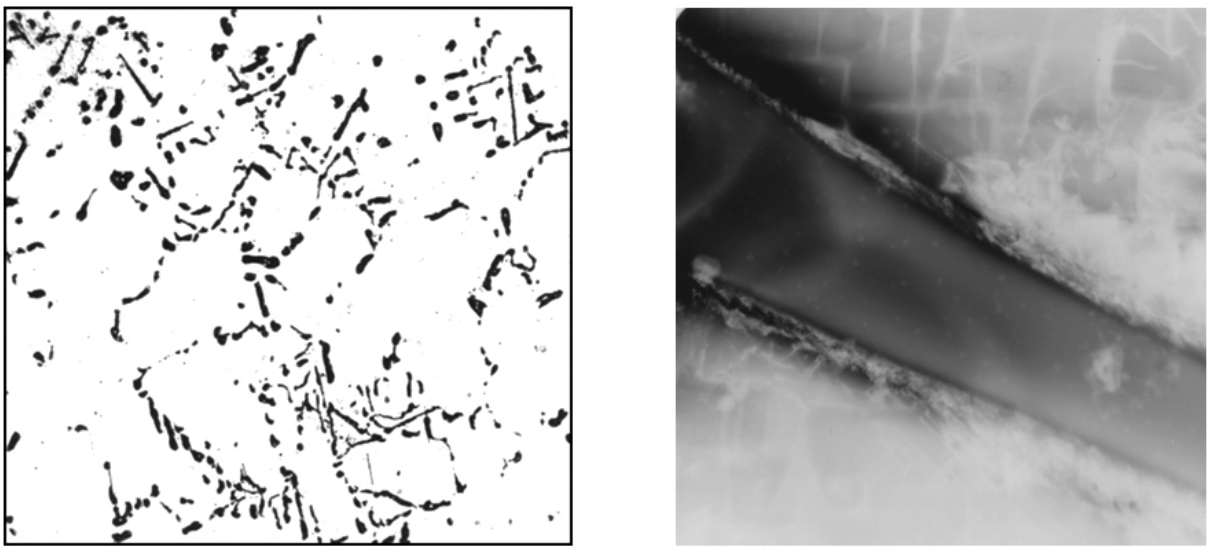
ственно по границам зерен, карбиды оказывают существенное влияние на пластические свойства сплавов. Кроме того, они связывают легирующие элементы сплава и тем самым снижают прочность твердого раствора [1]. При этом, в высокожаропрочных сложнолегированных сплавах типа ЖС в рабочих условиях по границам зерен зарождаются трещины, которые, как правило, огибают включения карбидов и первичной γ'-фазы. Отмечено, что выделения карбоборидной эвтектики не препятствуют распространению трещины, и она в ряде случаев проходит через них. Отличие карбидов и боридов по периоду и типу решетки от γ- и γ'- фазы при наличии крупных выделений способствует ослаблению межфазных границ [2].

В то же время, несмотря на достаточно большое количество публикаций, посвященных исследованию литых жаропрочных сплавов, топография и морфология карбидных фаз изучены недостаточно.

Целью настоящей работы является изучение состава и структуры карбидных фаз в литом никелевом сплаве. Слитки выплавляли в вакуумной индукционной установке У-117.

Исследования проводили методами оптической, электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа (МРСА) и рентгеноструктурного анализа.

На рисунке 1 приведена типичная форма эвтектических карбидов, образующихся в сплаве в процессе кристаллизации отливки.



а б

а – общая картина (×200); б – электронное изображение (×17000)

Рисунок 1 – Морфология карбидной фазы сплава ЖС6У

В структуре сплава на всей площади шлифа наблюдаются колонии карбидов иглообразной формы, выстроенные в цепочки в виде шрифтовой морфологии, называемые «китайскими иероглифами». Это можно объяснить тем, что начало выделения карбидной фазы происходит на поздних стадиях кристаллизации сплава, когда уже имеется 60 – 70 % твердой матричной осно-

вы [3]. По границам таких карбидов обнаружена оторочка выделений (рис. 1, б), состав которой Е.Н. Кабловым определен как γ’-фаза [4]. Такая морфология карбидов оказывает отрицательное влияние на свойства никелевых сплавов.

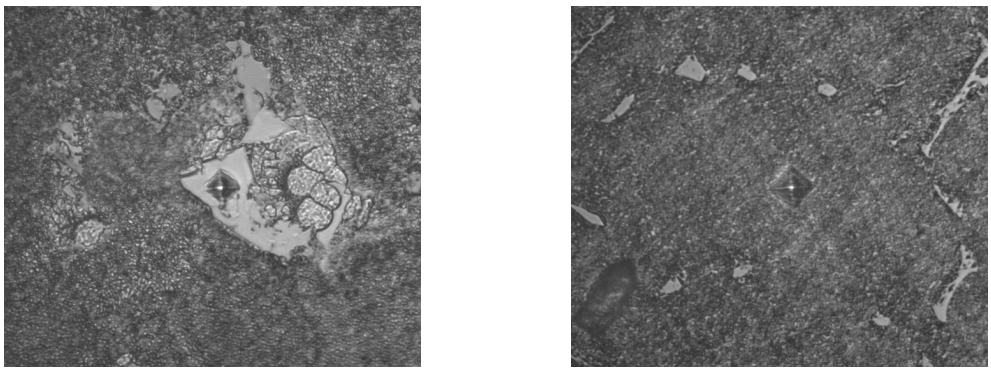
Дюрометрические исследования сплава ЖС6У показали существенные различия в микротвердости структурных составляющих сплава (таблица 1).

Таблица 1 – Микротвердость структурных составляющих немодифицированного сплава

Номер укола	1	2	3	4	5
Твердость, HV	1239	1863	1323	535	567

Номера уколов в таблице соответствуют: 1 – 3 – карбиды; 4, 5 – матрица.

Исследуемые структурные составляющие в сплаве ЖС6У приведены на рисунке 2.

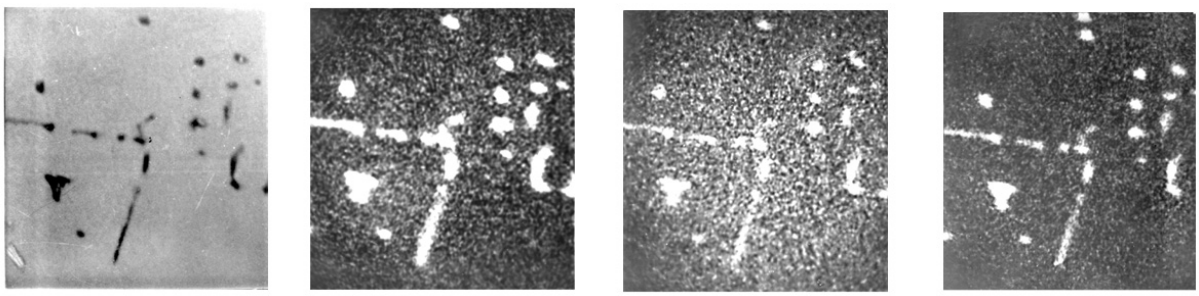


а б

а – карбиды; б – матрица

Рисунок 2 – Исследуемые структурные составляющие в сплаве ЖС6У

Распределение элементов в матрице и карбидах литого сплава ЖС6У (рисунок 3) показывает, что в сплаве существуют включения на совместной основе титана, вольфрама и ниобия.



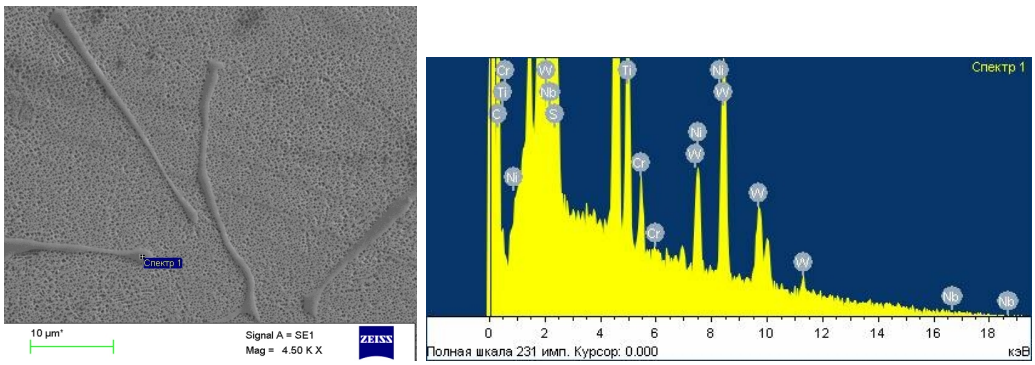
1 Ti W Nb

1 – структура исследуемого участка сплава

Рисунок 3 – Состав карбидной фазы сплава ЖС6У (качественный) в K_L электронах основных элементов

По характеру их распределения есть основание предполагать, что они сосуществуют в виде скоплений в отдельных довольно больших областях, располагаясь чаще всего в непосредственной близости друг от друга.

Для определения химического состава карбидов проведено облучение областей карбидов и получены спектры поглощения (рисунок 4).



а б

Рисунок 4 – Структура карбидов (а, ×4500) и соответствующие спектры поглощения областей их облучения (б)

Результаты по определению химического состава карбидов в сплаве представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Химический состав карбидов

Элемент	весовой %	атомный %
C	28,22	72,94
Ti	20,48	13,28
Cr	0,92	0,55
Ni	2,74	1,45
Nb	17,55	5,84
W	29,05	4,95

Наличие такой морфологии карбидной фазы обуславливает низкие пластические свойства сплава [4].

Видно, что в составе карбидов шрифтовой морфологии очень высока концентрация углерода, вольфрама, титана и ниобия. Количественный анализ показывает, что включения содержат около 3 % никеля и 1 % хрома, что следует отнести за счет вклада матрицы. Таким образом, эти карбиды относятся к типу MC.

Для жаропрочных сплавов на никелевой основе оптимальной считается структура межзереннных прослоек, в которой частицы карбидной фазы разделены или окружены соразмеренными с ними частицами упрочняющей такие сплавы γ'-фазы [5].

В сплаве при температурах, близких к средней температуре раствори-

мости γ′-фазы, в межзеренных прослойках интенсивно идет карбидообразование, и этот процесс заметно превалирует над выделением в межзеренных прослойках γ′-фазы. Наличие некоторого количества межзеренных частиц γ′-фазы в сплаве не способствует увеличению пластичности и ударной вязкости. Очевидно, в этом случае сказывается то обстоятельство, что не обеспечиваются выделения карбидных фаз оптимальных форм и размеров [1]. В сплаве отмечается значительное количество межзеренных карбидов титана и ниобия и незначительное количество межзеренных частиц γ′-фазы. Это объясняется существенным увеличением интенсивности процесса карбидообразования и уменьшением вероятности и длительности прохождения диапазона температур гетерогенного выделения γ′-фазы [6]. Увеличение доли межзеренных частиц γ′-фазы за счет уменьшения количества карбидных частиц будет приводить к повышению пластичности (как длительной, так и кратковременной) и ударной вязкости [7]. Для повышения эффективности этого процесса было бы желательно получить мелкодисперсные высокопрочные карбиды взамен крупных выделений карбидов вольфрама шрифтовой морфологии.

Поскольку уменьшить концентрацию титана и вольфрама без соответствующей компенсации нельзя (оба эти элемента играют важную роль в упрочнении γ’-фазы и γ-твердого раствора), целесообразно рассмотреть другие возможности воздействия на морфологию и топографию карбидных фаз в сплаве. Одним из таких методов является объемное модифицирование инокуляторами [8].

Из полученных данных вытекает вывод о необходимости детального изучения вопроса об оптимальном соотношении модифицирующих добавок с целью дальнейшего повышения свойств никелевых сплавов.

Библиографический список

1. Пигрова, Г.Д. Карбидные фазы в жаропрочных сплавах на никелевой основе [Текст] / Г.Д. Пигрова, Е.Е. Левин //Физика металлов и металловедение. – 1972. – Т. 33. – Вып. 6. – С. 1297 – 1309.
2. Гольдер, Ю.Г. Исследование состава карбидов в сплаве ЖС6У методом микрорентгеноспектрального анализа [Текст] / Ю.Г. Гольдер, Е.Т. Кулешова, О.Н. Подвойская [и др.] // Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. – М.: Наука, 1978. – С. 146 – 151.
3. Еремин, Е.Н. Исследование фазовых превращений в сплаве ЖС6У методами термического анализа [Текст] / Е.Н. Еремин, Ю.О. Филиппов, Г.Н. Миннеханов [и др.] // Омский научный вестник. – 2013. – № 1 (117). – С. 63 – 68.
4. Каблов, Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) [Текст] / Е.Н. Каблов. – М.: МИСИС, 2001. – 632 с.
5. Кишкин, С.Т. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов [Текст] / С.Т. Кишкин, А.В. Логунов, Н.В. Петрушин [и др.] // Авиационные материалы: Сб. тр. – М.: ВИАМ, 1987. – С. 6 – 18.

6. Пигрова, Г.Д. Состав γ’-фазы при длительном старении некоторых жаропрочных сплавов на никелевой основе [Текст] / Г.Д. Пигрова, Е.Е. Левин // Физика металлов и металловедение. – 1971. – Т. 31. – Вып. 2. – С. 373 – 378.
7. Петрушин, Н.В. Структурная стабильность никелевых жаропрочных сплавов при высоких температурах [Текст] / Н.В. Петрушин, А.В. Логунов, В.А. Горин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1984. – № 5. – С. 36 – 39.
8. Еремин, Е.Н. Топография и морфология упрочняющих фаз в модифицированном жаропрочном никелевом сплаве [Текст] / Е.Н. Еремин, Ю.О. Филиппов, Г.Н. Миннеханов // Вестник Сибирского отделения академии военных наук. – 2011. – № 10. – С. 168 – 173.

УДК 533.9:539.4.015.2

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СИЛУМИНА*

Алсараева К.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3], Громов В.Е.[1], Коновалов С.В.[1], Бондаренко К.Ю.[1], Комиссарова И.А.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, e-mail: alsaraeva_kv@physics.sibsiu.ru
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН,
[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск

Методами сканирующей электронной микроскопии проведены исследования структуры модифицированного слоя и поверхности разрушения силумина, подвергнутого электронно-пучковой обработке и многоцикловым усталостным испытаниям до разрушения. Выявлен режим облучения, позволяющий повысить усталостную долговечность материала до 3,5 раз, и обсуждены возможные причины эффекта.

Ключевые слова: силумин, структура, высокоинтенсивный импульсный электронный пучок, усталостная долговечность.

Усталостное разрушение деталей является одной из наиболее часто встречающихся причин выхода из строя оборудования, механизмов, машин и сооружений. Проблема предотвращения усталостных разрушений (увеличения срока службы) ответственных деталей является весьма актуальной. Как правило, усталостные трещины, зарождаются в поверхностном слое де-

* Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания № 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы и гранта РФФИ № № 14-38-50548 мол_нр.

тали [1]. Поэтому состояние поверхностного слоя оказывает существенное влияние на усталостную долговечность материала. Эффективным методом поверхностного упрочнения и, как следствие, повышения усталостного ресурса [2, 3] является обработка поверхности материала высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия.

Целью настоящей работы является анализ закономерностей модификации структуры эвтектического силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и выявление механизмов, ответственных за разрушение силумина, подвергнутого многоцикловым усталостным испытаниям.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследований был использован силумин АК12 [4]. Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического несимметричного консольного изгиба. Образцы имели форму параллелепипеда с размерами 8×14×145 мм. Имитация трещины осуществлялась надрезом в виде полуокружности радиуса 10 мм. Температура испытаний 300 К, частота нагружения образцов изгибом составляла 15 Гц при нагрузке 10 МПа. Облучение поверхности образцов, приготовленных к усталостным испытаниям, осуществляли на установке «СОЛО» [5] при следующих параметрах: энергия электронов 16 кэВ; частота следования импульсов 0,3 $с^{-1}$; длительность импульса пучка электронов 50 и 150 мкс; плотность энергии пучка электронов (10 – 25) Дж/$см^2$; количество импульсов воздействия 1, 3, 5. Облучали лицевую поверхность образцов, т.е. поверхность образца, находящуюся над надрезом, имитирующим трещину. На каждый режим облучения испытывали не менее 5 образцов. Исследования поверхности разрушения осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии.

Результаты исследования и их обсуждение

Характерной особенностью силумина эвтектического состава является наличие большого количества первичных кристаллитов кремния преимущественно в форме пластин, которые располагаются хаотически, либо декорируют границы зерен сплава. Размеры пластин исследуемого в настоящей работе силумина в плоскости шлифа изменяются в пределах от единиц до десятков микрометров. Очевидно, что материал, содержащий такое количество хрупких включений разнообразной формы и размеров, будет обладать большим разбросом характеристик усталостной долговечности.

Действительно, выполненные испытания на усталостную долговечность выявили весьма широкий набор результатов, которые существенным образом зависят как от структуры образца, так и от режима его облучения (рисунок 1).

Для структурных исследований поверхности обработки и поверхности разрушения силумина были выбраны образцы, показавшие минимальную (при режимах облучения № 1 – 15 Дж/$см^2$; 150 мкс; 3 имп. и № 2 – 20 Дж/$см^2$; 150 мкс; 1 имп.) и максимальную (при режиме облучения № 3 – 20 Дж/$см^2$; 150 мкс; 5 имп.) усталостную долговечность.

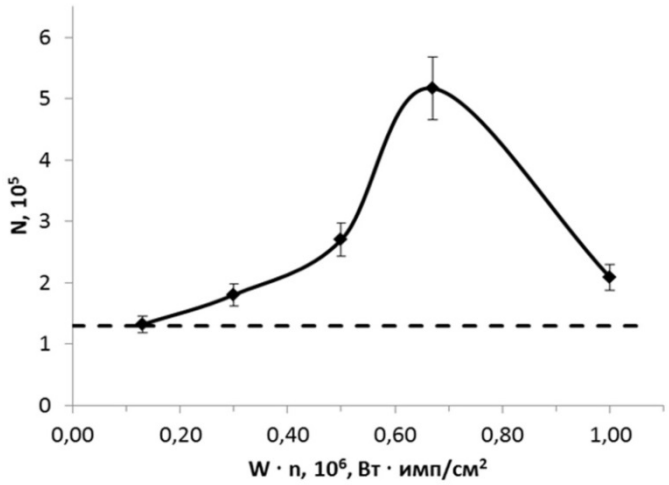
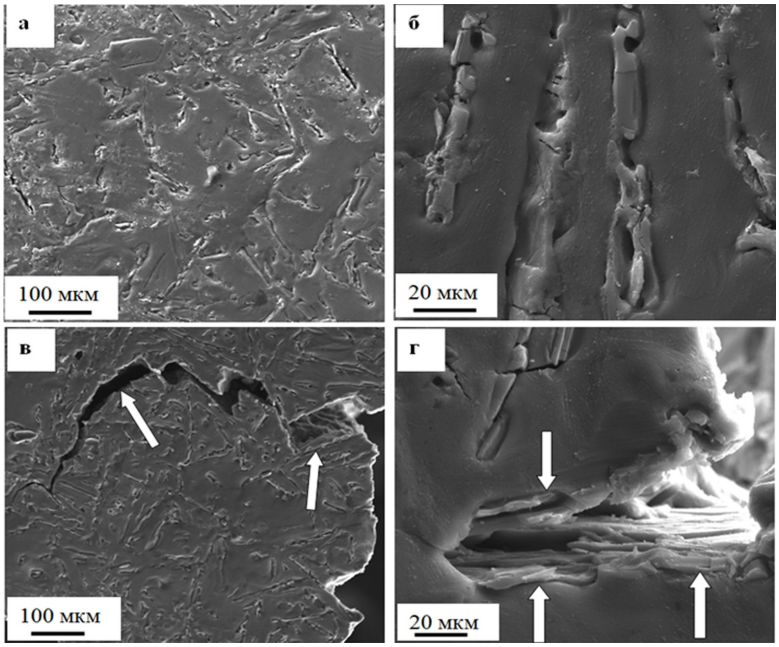


Рисунок 1 – Зависимость среднего количества циклов до разрушения N от произведения плотности мощности W_S на количество импульсов воздействия пучка электронов n. Пунктирной линией указаны значения усталостной долговечности исходного материала

Как отмечалось выше, усталостная долговечность материала существенным образом зависит от структуры поверхностного слоя испытываемого образца. Анализ структуры, формирующейся при облучении силумина по режиму № 1, показавшему при усталостных испытаниях минимальную долговечность, позволяет заключить, что электронно-пучковая обработка приводит лишь к частичному плавлению пластин избыточного кремния (рисунок 2, а). Процесс оплавления пластин сопровождается формированием многочисленных микропор, расположенных вдоль границы раздела пластина/матрица, и микротрещин, расположенных в пластинах (рисунок 2, б). Пластины кремния являются концентраторами напряжений. Усталостные испытания приводят к разрушению пластин и формированию протяженных микротрещин (рисунок 2, в, г). Таким образом, облучение поверхности силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в режиме оплавления включений избыточного кремния сопровождается формированием в поверхностном слое микропор и микротрещин, ослабляющих материал. Последнее является определяющим фактором, способствующим незначительному повышению (см. рисунок 1) усталостной долговечности материала.

Характерные изображения структуры, формирующейся при облучении высокоинтенсивным импульсным электронным пучком по режиму № 3 силумина, показавшего при испытаниях максимальную усталостную долговечность, представлены на рисунке 3, а, б. На поверхности облучения формируется однородная структура зеренного (ячеистого) типа (размер зерен эвтектики изменяется в пределах 30 – 50 мкм). Зерна разделены прослойками кремния, поперечные размеры которых не превышают 20 мкм (рисунок 3, б). Концентраторы напряжений, способные являться источниками разрушения образца, на кромке излома не обнаруживаются (рисунок 3, в). Трещины, параллельные поверхности разрушения, располагаются на некотором удалении

от нее (рисунок 3, г). Это, очевидно, указывает на то, что концентратор, явившийся причиной разрушения образца, располагался под поверхностью, по всей видимости, на границе раздела жидкой и твердой фаз.



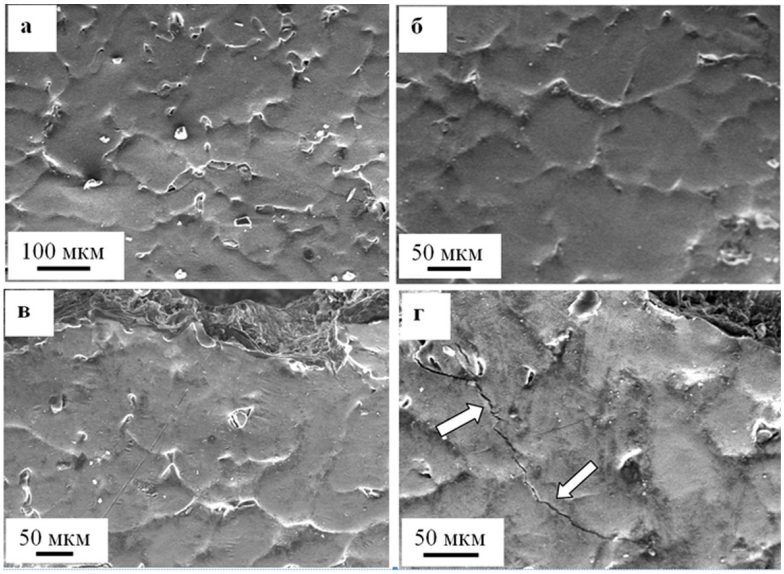
а, б – состояние перед усталостными испытаниями; в, г – состояние после усталостных испытаний (стрелками на в указана трещина, сформировавшаяся при усталостных испытаниях; на г – указаны пластины кремния, разрушенные в процессе испытаний)

Рисунок 2 – Структура поверхности силумина, обработанного электронным пучком по режиму № 1

Таким образом, анализ поверхности силумина, облученного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, показал, что высокоскоростное плавление и последующая кристаллизация поверхностного слоя с образованием структуры ячеистого типа с распределенными по границам ячеек прослойками избыточного кремния, позволяет повысить усталостную долговечность эвтектического силумина в среднем более чем в 3,5 раза по отношению к исходному состоянию (см. рисунок 1).

Анализ структуры поверхностного слоя образцов силумина, показавших сравнительно низкий уровень усталостной долговечности (при режимах облучения № 1 и 2), позволил выявить источник разрушения материала. Как и следовало ожидать, концентратором критических напряжений являлись крупные пластины кремния, расположенные на поверхности (рисунок 2, в, г) и в приповерхностном слое (рисунок 4, а, б) образца. При облучении поверхности силумина электронным пучком по режиму № 3 плавится поверхностный слой толщиной не менее 20 мкм (рисунок 4, в). Высокоскоростная кристаллизация приводит к формированию структуры, размеры кристаллитов которой изменяются в пределах от 100 до 250 нм (рисунок 4, г). Очевид-

но, формирование подобной субмикро-наноразмерной структуры и является определяющей причиной, способствующей многократному увеличению усталостной долговечности силумина.



а, б – состояние перед усталостными испытаниями; в, г – состояние после усталостных испытаний (стрелками на г указана микротрещина, сформировавшаяся в процессе усталостных испытаний)

Рисунок 3 – Структура поверхности силумина, обработанного электронным пучком (режим № 3)

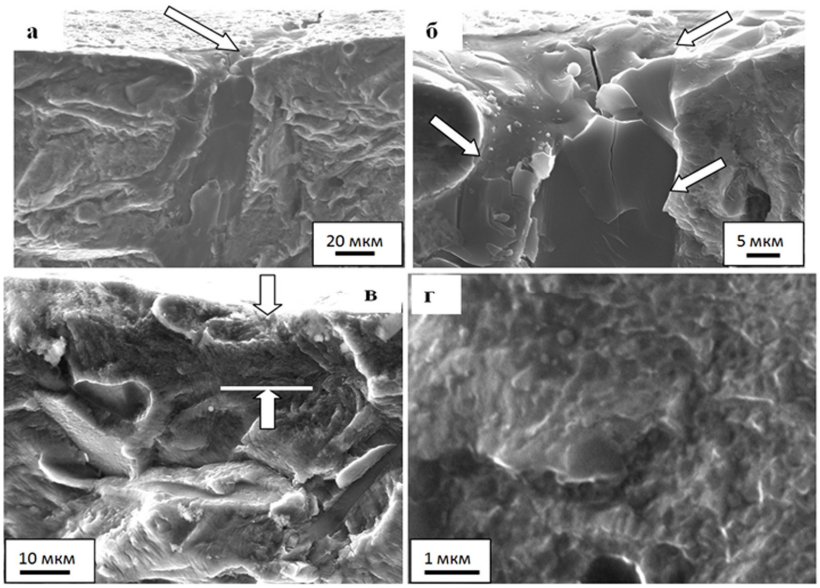


Рисунок 4 – Электронно-микроскопическое изображение поверхности усталостного разрушения силумина при режиме облучения № 2 (а, б) и при режиме облучения № 3 (в, г) (стрелками на а, б указаны пластины кремния; на в – толщина расплавленного электронным пучком слоя силумина)

Заключение

Осуществлено модифицирование поверхности эвтектического силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, проведены многоцикловые усталостные испытания и выявлен режим облучения, позволивший повысить усталостную долговечность материала более чем в 3,5 раза. Показано, что основной причиной увеличения усталостной долговечности силумина является формирование субмикро- и наноразмерной структуры.

Библиографический список

1Фрактография и атлас фрактограмм / Под ред. Дж. Феллоуза. – М.: Металлургия, 1982.
2. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А., Райков С.В., Коновалов С.В. Масштабные уровни структурно-фазовых состояний и усталостная долговечность рельсовой стали после электронно-пучковой обработки // Успехи физики металлов. – 2013. – Т 14. – № 1. – С. 67 – 80.
3. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Гришунин В.А., Тересов А.Д., Коновалов С.В. Структура поверхностного слоя и усталостная долговечность рельсовой стали, облученной высокоинтенсивным электронным пучком // Физическая мезомеханика. – 2013. – Т. 16. – № 2. – С. 47 – 53.
4. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. – М.: Металлургия, 1977.
5. Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А. и др. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой. – Минск: Белорусская наука, 2013. – 287 с.

УДК 53.098; 539.376

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ПУЧКАМИ ЭЛЕКТРОНОВ НА СТАЛИ РАЗЛИЧНЫХ КЛАССОВ ПРИ УСТАЛОСТИ

Коновалов С.В.[1], Воробьев С.В.[1], Комиссарова И.А.[1], Бондаренко К.Ю.[1], Иванов Ю.Ф.[2], Громов В.Е.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, e-mail: konovalov@physics.sibsiu.ru
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, e-mail: yufi55@mail.ru

Выполнен анализ влияния электронно-пучковой обработки на структуру и фазовый состав сталей разных структурных классов, подвергнутых многоцикловой усталости. Показано, что обработка электронными пучками приводит к существенному модифицированию структуры и формированию градиентных структурно-фазовых состояний.

Ключевые слова: электронно-пучковая обработка, стали, многоцикло-

вая усталость, структура, фазовый состав.

Интенсивное использование металлов и сплавов в различных отраслях промышленности и техники выдвинуло в ряд актуальных проблему улучшения их физических и механических свойств, а также эксплуатационных характеристик [1 – 3].

В настоящее время проблема улучшения эксплуатационных свойств решается многими методами, в том числе путем нанесения покрытий, с помощью ионной имплантации и другими воздействиями концентрированными потоками энергии. Одним из наиболее перспективных способов модифицирования структуры приповерхностного слоя изделий из различных материалов в настоящее время является электронно-пучковая импульсная обработка.

В результате исследований экспериментально установлено значительное (до 3,5 раз) увеличение усталостной выносливости сталей различных структурных классов, обработанных низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками. Методами современного физического материаловедения выполнены комплексные исследования структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры, поверхности разрушения сталей после электронно-пучковой обработки (ЭПО) и последующего усталостного нагружения и установлены причины увеличения усталостной выносливости [4 – 6].

Сталь 08Х18Н10Т

Сталь 08Х18Н10Т в исходном состоянии является поликристаллическим материалом, зерна которого содержат микродвойники и дислокационную субструктуру (ДСС). В объеме и вдоль границ зерен, а также в виде строчек дендритной ликвации располагаются частицы карбидной фазы; размеры карбидных частиц изменяются в пределах 10–100 нм. ЭПО поверхности стали сопровождается преобразованием структуры поверхностного слоя, заключающемся: в существенном снижении среднего размера зерен; в формировании ячеек дендритной кристаллизации; в полном растворении частиц исходной карбидной фазы; в выделении наноразмерных частиц второй фазы.

ЭПО стали в зависимости от плотности энергии и длительности воздействия пучка электронов позволяет осуществлять обработку материала в предплавильном режиме, в режиме начального плавления поверхности, в режиме устойчивого плавления поверхностного слоя толщиной до нескольких десятков микрометров. Установлено, что усталостная долговечность стали 08Х18Н10Т существенным образом зависит от плотности энергии пучка электронов (при фиксированных значениях длительности, частоты следования и количества импульсов воздействия пучка электронов), достигая максимального значения при E_S = 25 Дж/см^2. Разрушение стали 08Х18Н10Т, не обработанной электронным пучком в условиях многоцикловой усталости (N = ~1,8·10^5 циклов), обусловлено совокупностью следующих факторов: формированием пиковых значений внутренних полей напряжений близи границы раздела карбид / матрица и созданием локальных участков с так называемой критической структурой, не способной к дальнейшей

эволюции, т.е. исчерпавшей ресурс пластичности (усталостной долговечности) материала. Установлено, что удаление частиц карбидной фазы из поверхностного слоя стали 08Х18Н10Т путем ЭПО повышает ее усталостную долговечность.

Сталь 20Х13

Исходное состояние стали 20Х13 сформировано путем аустенизации и последующей закалки в масле, что привело к образованию поликристаллического агрегата, средний размер зерен которого: продольный 19,8 мкм; поперечный 12,4 мкм. В результате термической обработки в стали сформирована мартенситная структура, особенностью которой является присутствие субмикронных частиц карбида типа $M_{23}C_6$, расположенных в объеме и по границам зерен.

ЭПО стали приводит к: образованию градиентной многофазной структуры; растворению присутствующих в стали облучением глобулярных частиц карбида типа $M_{23}C_6$ субмикронных размеров (данные частицы являются потенциально опасными элементами структуры, способными вызвать преждевременное разрушение стали при ее усталостных испытаниях); снижению концентрации хрома в поверхностном слое; формированию структуры ячеистой кристаллизации. Все эти факторы способствует существенному увеличению усталостной долговечности стали после ЭПО.

Сталь 20Х38Н18

Термическая обработка (нагрев до 1423 К (2 ч) с последующим охлаждением на воздухе) привела к формированию в стали поликристаллической структуры со средним размером зерен 41,4 мкм. В объеме зерен выявляются хаотически распределенные дислокации и дислокации, формирующие сетки ($<\rho> \sim 4 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$). Характерным элементом зеренной структуры стали исходного состояния являются микродвойники. Исследуемая сталь не является однофазным материалом. Вдоль границ зерен и в объеме зерна, выявляются частицы второй фазы. Размеры частиц, расположенных вдоль границ зерен, изменяются в пределах от 40 до 100 нм – поперечные; и от 0,2 до 1,0 мкм – продольные.

Установлено, что ЭПО приводит к перераспределению типов ДСС (после ЭПО в поверхностном слое и в слое, расположенном на глубине ~10 мкм, преобладающим типом ДСС является сетчатая, относительное содержание которой, по мере удаления от поверхности облучения, возрастает, повышая степень организации дислокационной подсистемы стали). Это способствует формированию градиентной структуры и приводит к существенному (в ~ 2,3 раза) измельчению зеренной структуры стали. Изменения, происходящие в структуре и параметрах стали при ЭПО свидетельствуют о формировании подповерхностного слоя (слоя, расположенного на глубине до 80 мкм), обладающего повышенными прочностными характеристиками.

Библиографический список

1. Комшуков В.П., Черепанов А.Н., Протопопов Е.В., Селезнев Ю.А., Фойгт

Д.Б., Ганзер Л.А. Исследование влияния модифицирования металла нанопорошковыми материалами на качество сортовой непрерывнолитой заготовки // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 8. – С. 57 – 63.
2. Павлов В.В. Дефекты и качество рельсовой стали / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева и др. – М.: Теплотехник, 2006. – 218 с.
3. Феоктистов А.В., Деев В.Б., Селянин И.Ф. Влияние термовременных выдержек расплава белого хромистого чугуна на его износостойкость // Известия вузов. Черная металлургия. – 2000. – № 12. – С. 41.
4. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., С.В. Горбунов и др. Многоцикловая усталость нержавеющей стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком: структура поверхностного слоя // Известия вузов. Физика. – 2011. – № 5. – С. 61 – 69.
5. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Сизов В.В. и др. Увеличение усталостной долговечности нержавеющей стали электронно-пучковой обработкой // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2012. – № 1. – С. 66–75.
6. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Бессонов Д.А. и др. Фазовый состав и дефектная субструктура стали 20Х13, обработанной электронным пучком в режиме оплавления поверхности // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2012. – Т.8. – № 3. – С. 28 – 33.

УДК 621:628.542

АНАЛИЗ ЭФФЕКТИВНОСТИ УТИЛИЗАЦИИ ПРОМЫШЛЕННЫХ ОТХОДОВ МЕТОДОМ ПИРОЛИЗА*

АВДЕЕВА Т.П., РОЗЕН А.Е.

Пензенский государственный университет,
г. Пенза, metal.@ pnz qu.ru

Приведены результаты испытаний утилизации промышленных отходов на опытном образце пиролизной установке, изготовленной в Пензенском государственном университете. Оценка эффективности процесса пиролиза для всех типов промышленных отходов осуществлялась по величинам концентрации газообразных загрязняющих веществ и пыли на выходе в атмосферный воздух и биологическим исследованиям, позволяющим оценить класс опасности отходов после процесса пиролиза.

Ключевые слова: Утилизация промышленных отходов, метод пироли-

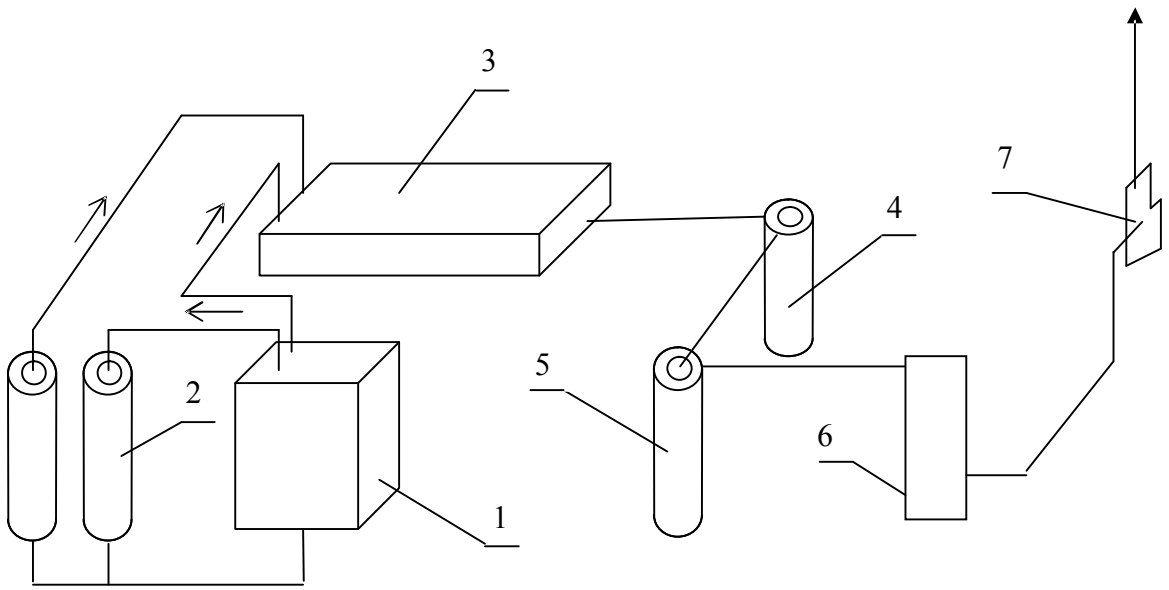
* Работа выполнена в рамках Федеральной целевой программы «Национальная система химической и биологической безопасности Российской Федерации (2009 – 2014)», утвержденной постановлением Правительства от 27 октября 2008 года № 791 по научной теме «Разработка технологий, обеспечивающих ликвидацию различных химически опасных отходов, находящихся на территории накопителей, свалок и захоронений, на основе методов сверхкритического водного окисления и пиролиза в восстановительной среде без процесса горения».

за, концентрация загрязняющих веществ в атмосферном воздухе, класс опасности отхода.

Проблема утилизации отходов является важнейшей международной задачей. В настоящее время в различных странах разрабатываются и используются установки пиролиза, которые позволяют наряду с бытовыми отходами обезвреживать и производственные отходы. Общим для всех установок пиролиза характерно практически полное отсутствие загрязнения воздушной и водной сред.

В Пензенском государственном университете изготовлен опытный образец пиролизной установки представленной на рисунке 1, которая сейчас прошла промышленные испытания.

Принцип работы установки основан на технологии пиролиза, который представляет процесс предварительного разложения органической составляющей отходов в бескислородной атмосфере, после чего образовавшаяся концентрированная парогазовая смесь направляется в камеру дожигания, где в режиме управляемого дожига газообразных продуктов происходит перевод токсичных веществ в менее или полностью безопасные.



1 – реактор; 2 – колонны; 3 – теплообменник; 4 – циклон сухой очистки; 5 – циклон с водяной пленкой (ЦВП); 6 – установка «холодной» плазмы; 7 – вентилятор

Рисунок 1 – Схема пиролизной установки

Для оценки экологических показателей работы установки и процесса пиролиза проведены опытные испытания для промышленных отходов ОАО «Волгохимпрома» г. Волгограда, отходов твердого осадка сточных вод ОАО «МАЯК» г. Пензы, отходов нефтешлама и древесной пыли.

Измерения концентрации газообразных загрязняющих веществ и пыли

выполнялись лабораторией охраны окружающей среды и промышленной санитарии Государственной корпорации по атомной энергии «Росатом» ФГУП ФНПЦ «ПО «СТПРТ» им. М.В. Проценко».

Комплекс биологических исследований по определению степени уничтожения высокотоксичных отходов из исходной смеси в экологически безопасные компоненты методом высокотемпературного пиролиза выполнен ФБУ «Государственным научно-исследовательским институтом промышленной экологии» на базе Регионального центра государственного экологического контроля и мониторинга по Пензенской области. Определение класса опасности отходов проводили экспериментальным методом в соответствии с приказом Министерства природных ресурсов от 15 июня 2001 года № 511 «Об утверждении критериев отнесения опасных отходов к классу опасности для окружающей природной среды».

Экспериментальный метод основан на биотестировании отходов. Опыты проведены на дафниях, пресноводных водорослях и по изменению интенсивности бактериальной люминесценции.

В процессе пиролиза выполнялся контроль за температурой газа, поступающего в атмосферный воздух. На входе в теплообменник температура газа составляет 190 – 195 °С. После прохождения газа через теплообменник температура его значительно понижается в среднем на 100 °С.

После прохождения газа в циклоне с водяной пленкой (ЦВП) температура понижается до 26 – 27 °С. В атмосферный воздух газ поступает с температурой окружающей среды – 27 – 28 °С (при проведении измерений температура в атмосфере была в среднем 27 – 29 °С).

Таким образом, несмотря на высокие температуры газа при процессе пиролиза, конструкция установки и ее элементы позволяют снизить температуру газа, поступающего в атмосферный воздух. Это снижает загрязнение атмосферного воздуха тепловыми выбросами.

Измерения концентрации газообразных загрязняющих веществ и пыли выполнялись лабораторией охраны окружающей среды и промышленной санитарии Государственной корпорации по атомной энергии «Росатом» ФГУП ФНПЦ «ПО «СТПРТ» им. М.В. Проценко».

Комплекс биологических исследований по определению степени уничтожения высокотоксичных отходов из исходной смеси в экологически безопасные компоненты методом высокотемпературного пиролиза выполнен ФБУ «Государственным научно-исследовательским институтом промышленной экологии» на базе Регионального центра государственного экологического контроля и мониторинга по Пензенской области. Определение класса опасности отходов проводили экспериментальным методом в соответствии с приказом Министерства природных ресурсов от 15 июня 2001 года № 511 «Об утверждении критериев отнесения опасных отходов к классу опасности для окружающей природной среды».

Экспериментальный метод основан на биотестировании отходов. Опыты проведены на дафниях, пресноводных водорослях и по изменению интен-

сивности бактериальной люминесценции.

Результаты пиролиза отходов ОАО «ВОЛГОХИМПРОМА» (г. Волгоград)

Хлорсодержащие отходы ОАО «ВОЛГОХИМПРОМА» представляют собой вещество пастообразной формы серого цвета, отличающееся сильным сложным химическим запахом. В соответствии с приказом МПР №511 от 15 июня 2001 г. вещество относится ко 2 классу опасности для окружающей природной среды.

Процесс пиролиза проведен при различной массе отходов, загружаемых в реактор: 5, 13, 15, 20 и 26 кг. Время протекания процесса пиролиза составляет от 30 до 45 мин. Наиболее эффективно процесс пиролиза протекает при температуре газа в реакторе 740 °С.

По окончании процесса пиролиза образуется сыпучее вещество серого цвета без запаха. Показатель безопасности кратности разведения (БКР) для исходного вещества и вещества, полученного, после пиролиза приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Требуемое разведение водных вытяжек из проб отходов «Волгопрома»

Отходы ОАО «ВОЛГОХИМПРОМА»	Показатель БКР до пиролиза	Показатель БКР после пиролиза
Для дафний	737	64
Для водорослей	316	28
Для люминесцентных бактерий	1:10000	1:100

На основании исследований проведенных на биотестах образовавшееся вещество имеет класс опасности 4, а показатели БКР резко уменьшаются. Таким образом, после процесса пиролиза вещество становится менее опасным.

В процессе пиролиза проведен анализ состава загрязняющих веществ и их количественное содержание, в газе, поступающем в атмосферный воздух. Измерения проведены в газоходе перед выходом газа в атмосферный воздух.

Перечень газообразных веществ, их ПДК и концентрация в газовоздушной смеси, поступающей в атмосферу, приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Перечень газообразных веществ, их ПДК и концентрация в газовоздушной смеси, поступающей в атмосферу

Загрязняющее вещество	Концентрация мг/м³	ПДК в атмосферном воздухе мг/м³
Хлористый водород	0,23	0,2
Углерода оксид	0,5	5
Оксид азота	0,03	0,4
Диоксид азота	0,012	0,085

Серы диоксид	0,0024	0,5

Из анализа приведенных данных следует, что имеется незначительное превышение концентрации по сравнению с атмосферным воздухом только по хлористому водороду. По всем другим веществам превышение отсутствует.

По массе убыль вещества составляет 40 %.

При пиролизе отходов образуется значительное количество пыли (взвешенных частиц).

Для очистки газа от пыли в установке предусмотрена двухступенчатая очистка. Поэтому измерения концентрации пыли проводились в трех точках: в газоходе перед ЦВП, в газоходе перед плазменной установкой и в отводящем газоходе.

Циклон ЦВП обеспечивает очистку газа от пыли на 89,7 %, а установка плазмы на 86,5 %. Таким образом, концентрация пыли перед ЦВП, равная 255 мг/м³ снижается до 3,5 мг/м³. Общая эффективность очистки газа от пыли составляет 98,6 %.

Результаты пиролиза отходов твердого осадка сточных вод ОАО «МАЯК» (г. Пенза)

Отходы ОАО «МАЯК» представляют собой кусочки размоченного картона с содержанием влажности около 100 %. Вещество относится ко 2 классу опасности для окружающей природной среды.

Процесс пиролиза проведен при различной массе отходов, загружаемых в реактор: 10, 15, и 20 кг. Время протекания процесса пиролиза составляет около 2 часов.

По окончании процесса пиролиза образуется сыпучее вещество серого цвета без запаха. На основании исследований проведенных на биотестах образовавшееся вещество имеет класс опасности 4. Показатель безопасности кратности разведения (БКР) для исходного вещества и вещества, полученного после пиролиза, приведен в таблице 3.

Таблица 3 – Требуемое разведение водных вытяжек из проб отходов ОАО «Маяк» (г. Пенза)

Отходы ОАО «МАЯК»	Показатель БКР до пиролиза	Показатель БКР после пиролиза
Для дафний	536	43
Для водорослей	41	15
Для люминесцентных бактерий	1:1000	1 :100

После процесса пиролиза вещество становится менее опасным.

По массе убыль вещества составляет более 95 %.

В процессе пиролиза проведен анализ состава загрязняющих веществ и их количественное содержание, в газе, поступающем в атмосферный воздух.

Перечень газообразных веществ, их ПДК и концентрация в газовоз-

душной смеси, поступающей в атмосферу, приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Перечень газообразных веществ, их ПДК и концентрация в газовоздушной смеси, поступающей в атмосферу

Загрязняющее вещество	Концентрация мг/м³	ПДК в атмосферном воздухе, мг/м³
Хлористый водород	0,028	0,2
Углерода оксид	0,6	5
Оксид азота	0,006	0,4
Диоксид азота	0,01	0,085
Сероводород	0,0016	0,008

Из анализа приведенных данных следует, что отсутствует превышение ПДК загрязняющих веществ по сравнению с атмосферным воздухом.

Результаты пиролиза отходов нефтешлама

Отходы нефтешлама представляют собой смесь песка и отработанного минерального масла, содержащегося в количестве 20 % от массы отхода. Вещество относится ко 2 классу опасности для окружающей природной среды.

Процесс пиролиза проведен при массе отхода, загружаемого в реактор, 12 кг. Время протекания процесса пиролиза составило 1 час. По окончании процесса пиролиза образуется сыпучее вещество без содержания масла.

На основании исследований проведенных на биотестах образовавшееся вещество имеет класс опасности 4. Показатель безопасности кратности разведения (БКР) для вещества полученного после пиролиза приведен в таблице 5.

По массе убыль масла составила 100 %.

Таблица 5 – Требуемое разведение водных вытяжек из проб отходов нефтешлама

Отходы нефтешлама	Показатель БКР до пиролиза	Показатель БКР после пиролиза
Для дафний	4410	76
Для водорослей	6806	81
Для люминесцентных бактерий	1:10000	1:100

Результаты пиролиза отходов древесной пыли

Отходы древесной пыли представляют собой смесь отходов мебельного производства. Вещество относится ко 2 классу опасности для окружающей природной среды.

Процесс пиролиза проведен при массе отхода, загружаемого в реактор, 28 кг. Время протекания процесса пиролиза составило 3 часа. По окончании процесса пиролиза образуется сыпучее вещество.

На основании исследований проведенных на биотестах коксозольный остаток пиролизной переработки древесной пыли относится к 4 классу опасности. Показатель безопасности кратности разведения (БКР) для вещества полученного после пиролиза приведен в таблице 6.

Таблица 6 – Требуемое разведение водных вытяжек из проб отходов древесной пыли

Отходы древесной пыли	Показатель БКР до пиролиза	Показатель БКР после пиролиза
Для дафний	74	67
Для водорослей	37	15
Для люминесцентных бактерий	1:10	1:100

По массе убыль древесной пыли составила 98 %.

Время пиролиза и убыль отхода по массе для исследованных отходов приведены в таблице 7.

Таблица 7 – Время пиролиза и убыль отхода по массе

Наименование промышленного отхода	Время пиролиза	Убыль отхода по массе, %
Отходы ОАО «ВОЛГОХИМПРОМА» (г. Волгоград)	30–45мин	40
Отходы твердого осадка сточных вод ОАО «МАЯК» (г. Пенза)	2 ч	95
Отходы нефтешлама	1 ч	100
Отходы древесной пыли	3 ч	98

Выводы

1. Опытный образец пиролизной установки обеспечивает утилизацию разных твердых промышленных отходов. Это отвечает современным требования в решении проблемы переработки и утилизации отходов.

2. На основании проведенных исследований установлено, что в процессе пиролиза в атмосферу выделяются газообразные вещества. Однако во всех случаях концентрация загрязняющих веществ значительно ниже ПДК атмосферного воздуха.

3. Наличие в установке нескольких ступеней очистки пиролизного газа от взвешенных веществ обесечивает эффективность очистки 98%.

4. В результате исследования установлено, что по времени процесс переработки отходов ОАО «ВОЛГОХИМПРОМА протекает более эффективно по сравнению с другими видами отходов.

5. Убыль отходов по массе для исследованных образцов различна. Наиболее эффективно процесс пиролиза протекает при переработке отходов нефтешлама, отходов древесной пыли и отходов твердого осадка сточных вод ОАО «МАЯК» г. Пензы. Соответственно процент убыли по массе соста-

вил 100, 98 и 95 %.
УДК 666.974.2

ПРИМЕНЕНИЕ КРЕМНЕГРАФИТОВЫХ И АЛЮМОХРОМОВЫХ ОТХОДОВ ПРОМЫШЛЕННОСТИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ЯЧЕИСТЫХ ЖАРОСТОЙКИХ БЕТОНОВ НА ФОСФАТНОМ СВЯЗУЮЩЕМ

ПАК Ч.Г., БАТРАШОВ В.М., СЕРОВ П.И.

Пензенский государственный университет, г. Пенза, e-mail: shift150887@mail.ru

Разработан жаростойкий ячеистый материал с температурой применения 1350 – 1500 °С на основе фосфатного связующего, дисперсного алюминия и огнеупорных отходов промышленности. Материал не требует термообработки и высокотемпературного обжига, готов к применению в качестве футеровки высокотемпературных агрегатов.

Ключевые слова: жаростойкий бетон, отходы промышленности, фосфатное связующее, прочность, термостойкость, средняя плотность.

Одним из направлений повышения технико-экономических показателей работы тепловых агрегатов машиностроения является применение футеровок, изготовленных из жаростойких теплоизоляционных материалов. В нашей стране и за рубежом для этих целей, в основном, применяются ячеистые жаростойкие бетоны, изготовляемые по газобетонной или пенобетонной технологии. Промышленностью *преимущественно выпускаются газобетоны, реже – пенобетоны, так как пенобетон обладает более низкими физико-механическими свойствами***.** Свойства жаростойкого газобетона зависят от вида вяжущего и огнеупорных тонкомолотых добавок, применяемых для его изготовления. В настоящее время для изготовления жаростойкого газобетона применяются портландцемент, глиноземистый и высокоглиноземистый цементы, воздушные вяжущие (жидкое стекло) и химические вяжущие (ортофосфорная кислота, фосфатные связующие). Максимальная температура применения жаростойкого газобетона на портландцементе с тонкомолотыми добавками составляет 900 ^{o}С, на жидком стекле – 1000 – 1200 ^{o}С, на глиноземистом – 1300 ^{o}С [1]. Повышение температуры применения жаростойких ячеистых бетонов было достигнуто за счет применения высокоглиноземистого цемента и фосфатных связующих – 1500 ^{o}С [1,2].

В УралНИИстромпроекте разработана технология получения жаростойкого ячеистого бетона, не требующего термообработки. Поризация и твердение бетона происходит за счет газо- и тепловыделения экзотермической реакции между дисперсным алюминием и фосфатным связующим. Преимуществом данной технологии является также возможность изготовления изделий любой геометрической формы и размеров. Были получены жаростойкие бетоны средней плотностью 400-1100 кг/м^3 с температурой при-

менения 1400 – 1700 °С [3]. В качестве наполнителей, наряду с традиционными (шамот, корунд), технология позволяет применять дисперсные огнеупорные промышленные.

В Пензенском государственном университете на основе алюмоборфосфатного связующего были разработаны составы ячеистого жаростойкого бетона средней плотностью 700 – 1000 кг/м^3, прочностью при сжатии 3,8 – 5,2 МПа, коэффициентом теплопроводности 0,18 – 0,22 Вт/(м·К), термостойкостью 33 – 51 воздушных теплосмен и температурой применения 1350 – 1500 °С [4, 5]. В качестве дисперсных наполнителей в работе были применены: шамотный порошок производства ОАО «Сухоложский огнеупорный завод» (Свердловская область), кремнеграфитовые отходы ОАО «Новочеркасский электродный завод» и отработанный алюмохромовый катализатор ИМ-2201 ОАО «Каучук» (г. Стерлитамак) по ТУ 2173-01073776139-2009. Химический состав и свойства дисперсных наполнителей приведены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 – Химический состав наполнителей

Тонкомолотая добавка	Содержание, %										
	Al_2O_3	SiO_2	Cr_2O_3	TiO_2	CaO	MgO	Fe_2O_3	$C_{общ}$	K_2O	Na_2O	п.п.п.*
Шамот	38,4	57,2	–	0,62	0,85	0,43	2,5	–	–	–	–
Отработанный катализатор ИМ-2201	60–75	8–11	8–20	–	>1,5	>1,0	>1,3	–	1,2	0,32	1,19
Кремнеграфитовые отходы	18,5	62,8	–	–	–	–	–	26,7	–	–	18,6
* – потери при прокаливании.											

Таблица 2 – Физико-механические свойства исходных материалов

Материал	Насыпная плотность, кг/м^3	Удельная поверхность, см^2/г	Огнеупорность, °С
Шамот фракции 0,05 – 3 мм	1460	750 – 800	1670
Шамот тонкомолотый	1300	2500 – 3000	1670
Отработанный катализатор ИМ-2201	1100	2145	1900
Кремнеграфитовые отходы	1090	2000 – 2500	1700

Представленные отходы используются при производстве жаростойких материалов, в том числе и ячеистых на различных фосфатных связующих. Шамот широко применяется в жаростойких материалах практически на всех видах вяжущих в качестве тонкомолотых добавок и заполнителей. На основе шамота и фосфатных связующих получают поризованные материалы с температурой применения до 1500 °С [6]. При взаимодействии фосфатных связующих с шамотом в процессе нагревания происходит образование таких высокоогнеупорных соединений как $AlPO_4$ в кристобалитовой форме, кристобалит и муллит.

Алюмохромовый отход марки ИМ-2201 образуется в больших объемах при производстве синтетического каучука и другой продукции на предприятиях нефтехимической промышленности. Отработанный катализатор – алюмохромовый отход представляет собой тонкодисперсный порошок бледно-зеленого цвета. Согласно техническим условиям этот материал имеет название «Катализатор диалюминий триоксид с примесью дихромтриоксида».

На основании проведенного ситового анализа, как видно из рисунка 1, основная масса алюмохромового отхода состоит из зерен 0,2 – 0,315 мм (≈ 57 %).

Температура плавления алюмохромового отхода зависит главным образом от содержания плавней и колеблется в пределах 2050 – 2100 °С.

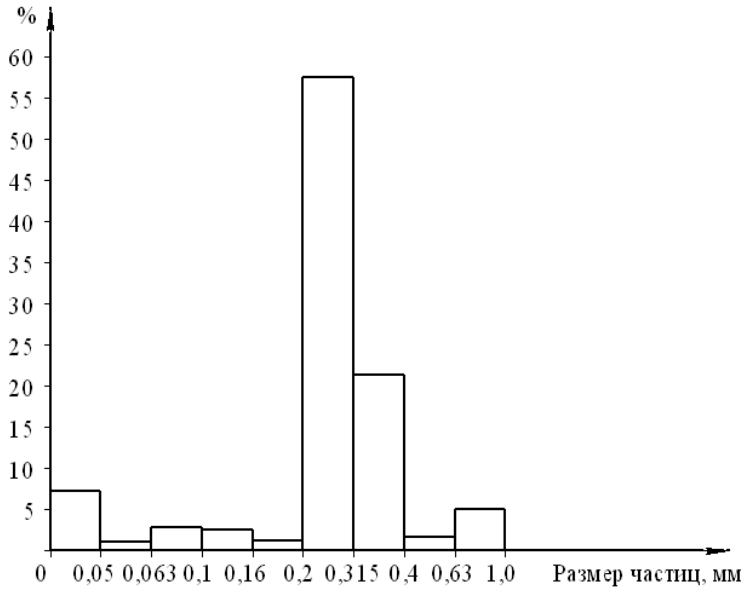
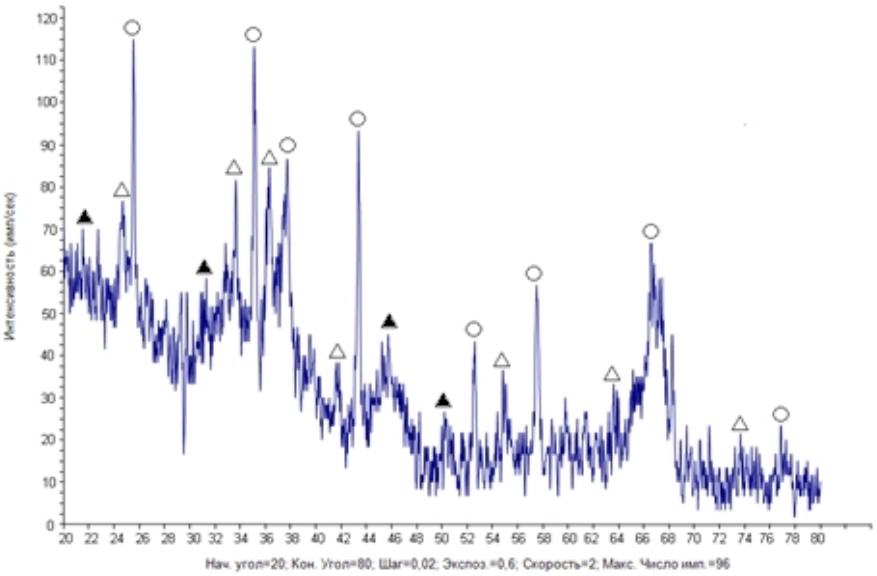


Рисунок 1 – Диаграмма распределения частиц отработанного алюмохромового катализатора ИМ-2201

Минеральный (фазовый) состав алюмохромового отхода, определенный рентгенофазовым и петрографическими анализами (рисунок 2), представлен в основном корундом α-Al_2O_3 и гамма-модификацией глинозема γ-Al_2O_3, а также оксидом хрома Cr_2O_3, являющимся структурно-химическим искусственным аналогом природного минерала эсколаита. В небольшом количестве имеется аморфный диоксид кремнияSiO_2.

Для оценки морфологических особенностей поверхности порошка алюмохромового отхода были исследованы порошки с применением сканирующего (растрового) электронного микроскопа (рисунок 3). Частицы алюмохромового отхода имеют окатанную форму с незначительными отклонениями по средним размерам. В процессе экзотермической реакции исходных компонентов выделяются пары воды и водород, которые вспучивают и поризуют смесь. Форма и размеры наполнителей непосредственно влияют на процесс химической реакции, а также на формирование структуры поризованной композиции. Окатанная форма наполнителя и незначительные отклонения по размерам снижают сопротивление, оказываемое на выделяющийся газ, проходящий через смесь, тем самым происходит более равномер-

ное структурообразование жаростойкого ячеистого бетона.



○ – α-Al_2O_3; Δ – Cr_2O_3; ▲ – SiO_2

Рисунок 2 – Рентгенограмма порошка ИМ-2201

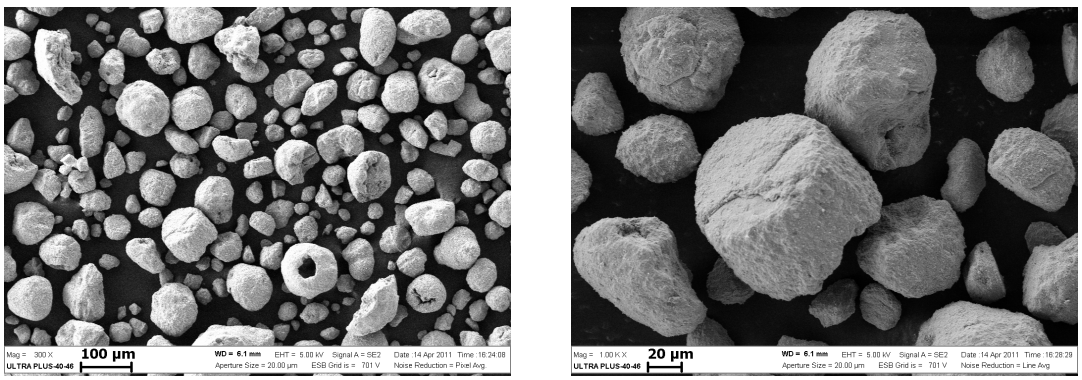


Рисунок 3 – Электронные фотографии порошка ИМ-2201

Анализ литературных данных показывает, что фосфатные композиции на основе алюмохромсодержащих материалов – алюмохромового отхода – характеризуются высокими жаростойкими свойствами, а так же более высокой водостойкостью, так как в их составе присутствуют фосфаты хрома, имеющие более низкую температуру твердения по сравнению с фосфатами алюминия. Кроме того, материалы алюмохромфосфатного состава не размягчаются при первом нагревании в интервале температур 900 – 1200 ^oC [7]. Это положительно сказывается на свойствах жаростойкого поризованного бетона. К их недостаткам следует отнести значительную усадку при 1400 ^oC. Ввиду того, что алюмохромовый отход содержит значительное количество хрома, являющегося в некоторой степени пассиватором коррозии алюминия, для поризации таких композиций необходим повышенный расход дисперсного алюминия и связующего (последней также из-за высокой дисперсности алюмохромового отхода) [8]. Поэтому отработанный алюмохромовый катализатор целесообразно использовать в смеси с алюмосиликатными материа-

лами – молотым шамотом. Как показывает анализ литературных данных, оптимальное количество алюмохромового отхода – 15 – 20 % от массы наполнителей. При большем содержании заметно понижается прочность при сжатии и значительно возрастает расход связующего.

Карбидкремниевые огнеупорные изделия имеют высокую термическую стойкость, низкий коэффициент термического расширения [9]. Поэтому применение карбидкремниевых материалов в качестве наполнителей в жаростойких бетонах позволяет повысить их термическую стойкость. Кремнеграфитовые отходы образуются из боя кремнеграфитовых тиглей, служащих для производства красителей. Исходными компонентами для изготовления тиглей служат огнеупорная глина, графит тигельный, карбид кремния зернистости от 120 до 125 мкм и металлический кремний. В процессе изготовления тиглей и их эксплуатации образуется значительное количество отходов.

Исследования проводились на пробах отходов, отработанных на Новочеркасском электродном заводе. Отходы подвергались дроблению и дальнейшему помолу.

Основная часть кремнеграфитовых отходов после помола представлена частицами размерами 50–315 мкм (рисунок 4).

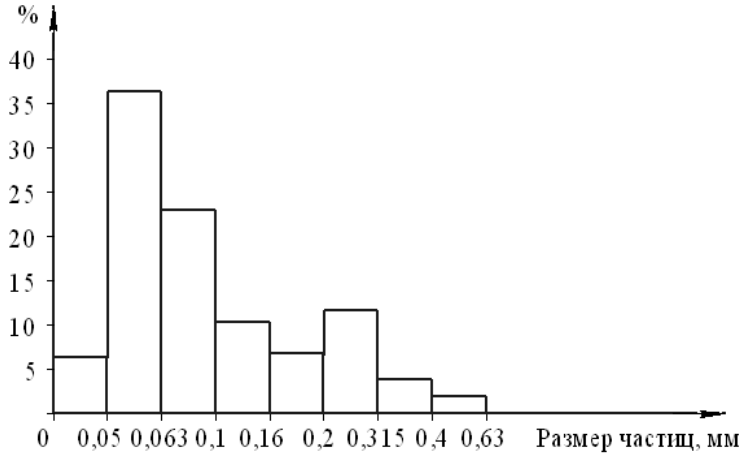
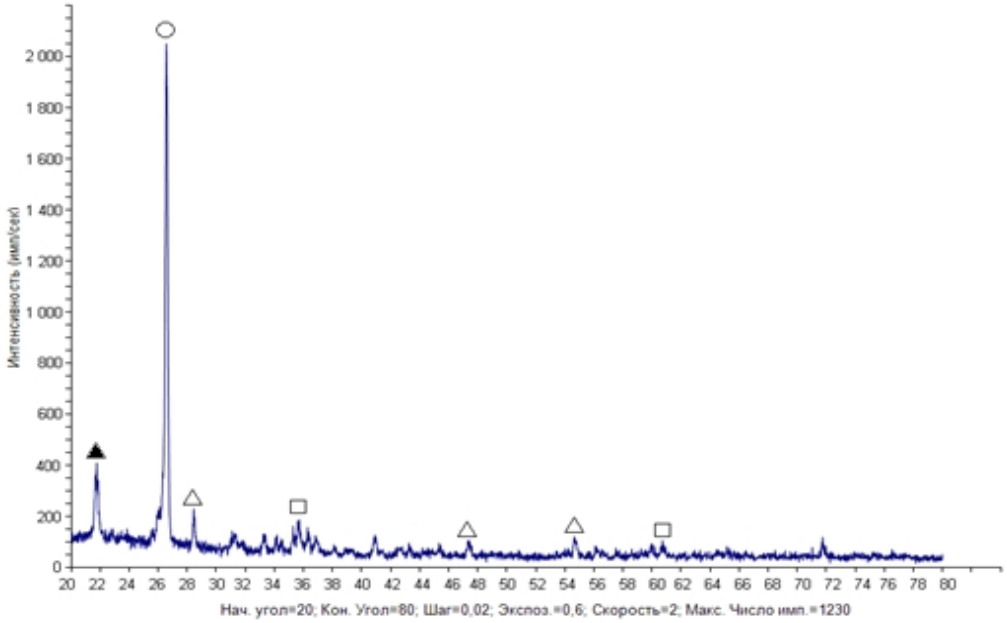


Рисунок 4 – Диаграмма распределения частиц отходов кремнеграфитовых тиглей Новочеркасского электродного завода

В результате физико-химических исследований (рисунок 5) установлено, что фазовый состав кремнеграфитовых отходов представлен муллитом, карбидом кремния, что определяет их высокую огнеупорность – 1400 °С. В процессе нагревания они теряют до 20 % массы, усадка при этом составляет около 0,2 %. Это подтверждает предпосылки о возможности использования их в качестве компонентов фосфатных жаростойких материалах.

Частицы порошка кремнеграфитовых отходов (рисунок 6) представлены многогранниками неправильной формы, в связи с чем роль модифицирующей добавки усиливается, так как увеличивается межзеренная граница между модифицирующей добавкой и матрицей системы.



○ – C; Δ – Si; □ – SiC; ▲ –$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$

Рисунок 5 – Рентгенограмма кремнеграфитовых отходов

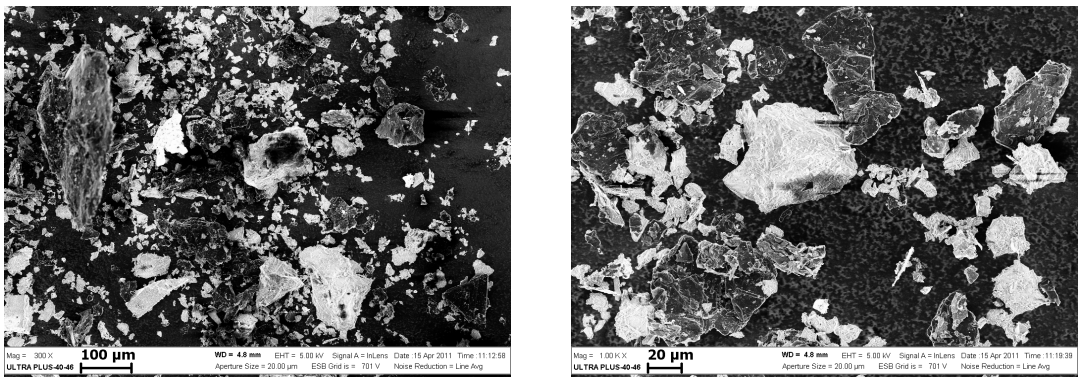


Рисунок 6 – Электронные фотографии порошка отходов кремнеграфитовых тиглей

Результаты рентгенофазового анализа жаростойкого ячеистого бетона с применением кремнеграфитовых и алюмохромовых отходов показывают, что после обжига до 1500 ^{o}C основными конечными фазами являются высокоогнеупорные соединения α-Al_2O_3, SiC, SiO_2 (тридимит), $Al(PO_3)_3$ (формы А), $CrPO_4$, BPO_4 и $AlPO_4$ (кристобалитовый тип).

Разработанный ячеистый жаростойкий бетон был применен для изготовления элементов изоляции стекловаренных печей, а также испытан в сводах печей по обжигу керамических изделий и футеровках нагревательных печей.

Библиографический список

1. Рекомендации по изготовлению изделий из жаростойкого ячеистого бетона. – М.: НИИЖБ, 1984. – 28 с.
2. Абызов А.Н., Кирьянова Л.А. Легкие ячеистые и поризованные бетоны на

фосфатном вяжущем // Бетон и железобетон. – 1981. – № 12. – С. 15 – 16.
3. Абызов А.Н. Получение фосфатных жаростойких материалов на основе промышленных отходов методом самораспространяющегося экзотермического синтеза // Жаростойкие бетоны, материалы и конструкции. – Челябинск: УралНИИстромпроект, 1981. – С. 87 – 93.
4. Батрашов В.М. Разработка и исследование высокотемпературной матрицы для жаростойкого поризованного материала / В.М. Батрашов, Ч.Г. Пак // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2012. – № 4 (24). – С. 112–119.
4. Абызов В.А. Ячеистые жаростойкие бетоны на фосфатном вяжущем и заполнителях из кремнеграфитовых и алюмохромсодержащих промышленных отходов / В.А. Абызов, Ч.Г. Пак, В.М. Батрашов // Огнеупоры и техническая керамика. – 2011. – № 11/12. – С. 27–29.
6. Абызов А.Н. Безобжиговые огнеупорные теплоизоляционные материалы на высокоглиноземистом цементе и фосфатных связующих / А.Н. Абызов, В.М. Рытвин, В.А. Абызов, В.А. Перепелицын, В.Г. Григорьев // Новые огнеупоры. – 2011. – № 8. – С. 49 – 53.
7. Шипулин В.И. Жаростойкие бетоны на основе отходов производства синтетического каучука: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – М.: 1987. – 23 с.
8. Абызов А. Н. Жаростойкие бетоны с добавками отходов производства носителя катализатора дегидрирования углеводородов / А.Н. Абызов, В.А. Абызов, А.К. Абрамов, В.К. Печериченко // Строительные материалы. – 2007. – № 4. – С. 84 – 85.
9. Авакян А.Г. Жаростойкий фосфатный газобетон с добавками кремнеграфитовых отходов: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Днепропетровск, 1988. – 18 с.

УДК 669

КОМПЛЕКСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Первухин Л.Б., Розен А.Е., Крюков Д.Б., Кривенков А.О., Чугунов С.Н., Казанцев И.А., Хорин А.В.

Пензенский государственный университет, г. Пенза

Показана актуальность разработки комплексных технологий высокоэнергетического воздействия на компоненты композиционных материалов при их получении. Установлено, что наиболее перспективной является технология, основанная на использовании сварки взрывом и микродугового оксидирования, обеспечивающая направленное формирование структуры и свойств композиционного материала.

Ключевые слова: композиционный материал, высокоэнергетическое

воздействие, сварка материалов взрывом, микродуговое оксидирование

Разработка композиционных материалов нового поколения оставалось и остается задачей настоящего и будущего. В большинстве случаев известные свойства материалов, например, механические и теплофизические, не удовлетворяют современным требованиям наукоемких производств. При изготовлении ответственных изделий существует потребность в материалах, обладающих не только высокими прочностными свойствами, но и повышенной коррозионной стойкость, специальными электрофизическими характеристиками, сочетанием удельных показателей прочности, жесткости и других. Условия работы при экстремальных условиях с повышенными значениями температур обуславливают применение высокопрочных и термостойких композиционных материалов.

В этой связи комплексные технологии в состоянии решать подобного рода задачи являются актуальными. Одним из перспективных направлений в промышленном производстве является комплексная технология получения композиционных материалов сваркой взрывом с последующим микродуговым оксидированием, обеспечивающая направленное формирование структуры и свойств материала.

Работы в данном направлении ведутся на кафедре «Сварочное, литейное производство и материаловедение» Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Пензенский государственный университет» в рамках соглашения № 14-19-00251 от 26 июня 2014 года с Российским научным фондом.

Процесс формирования покрытий микродуговым оксидированием сравнительно прост и может быть воспроизведен без применения сложного и дорогостоящего оборудования. В то же время он включает ряд специфических химических и электрохимических явлений, не встречающихся в других областях технологии материалов [1, 2]. История техники электрохимического формирования покрытий, не изменилась принципиально, впитала в себя многие успехи электрохимии, физики, материаловедения, достигнутые за последнее время. В результате композиционные материалы, полученные микродуговым оксидированием стали конкурентоспособными в ряде современных технологий [3, 4].

При сварке взрывом материалы претерпевают ряд глубоких структурных и фазовых превращений, протекающих в результате действия высоких давлений и скоростей нагружения при одновременно малой длительности происходящих процессов, что приводит к образованию высокопрочных неразъемных соединений и упрочнению поверхности [5].

Посредством взрывного нагружения возможно проведение высококачественной сварки подавляющего большинства однородных и разнородных металлов и сплавов, не свариваемых или плохо свариваемых между собой известными методами [6, 7]. Сваркой взрывом можно соединять металлы, значительно отличающиеся температурами плавления, например, тантал и алюминий.

Сварка взрывом и микродуговое оксидирование, как самостоятельные технологические процессы получения композиционных материалов остаются одними из ведущих и в нашей стране и за рубежом [8 – 10]. Сочетание преимуществ и недостатков одного процесса с другим обеспечит необходимые условия формирования материалов нового поколения, с особыми свойствами. Такие свойства, как высокие удельная прочность, стойкость в агрессивных средах и термостабильность, возможны при реализации указанных технологий. Покрытия на композиционных материалах, полученных сваркой взрывом и микродуговым оксидированием наряду с высокой тепло- и электропроводностью материала основы обладают электрическим сопротивлением в пределах 6×10^{14} Ом. [3, 4]. Высокие электропроводность материала основы и пробивное напряжение покрытия до 4 кВ, в общепринятом понятии, являются несовместимыми для материалов, полученных по традиционным технологиям [8, 10]. Микродуговое оксидирование обеспечивает получение композиционных материалов с пробивным напряжением до 4 кВ на постоянном токе, и до 3 кВ на переменном токе, с электропроводностью соответствующей материалу основы [3, 4, 10].

Способность копировать форму изделия, в том числе сложного профиля и со скрытыми полостями, с сохранением первоначальных размеров, свойственны микродуговому оксидированию в специальных электролитах [3, 4, 9]. При этом, практически не имеет значения, каков материал плакирующего слоя композита, относящийся к вентильной группе. Возможно получение различных свойств покрытий: антикоррозионные покрытия, снижающие интенсивность контактной коррозии в агрессивных средах; износостойкие покрытия, обладающие микротвердостью до 15 – 20 ГПа; защитные покрытия от терморазрушения (низкая теплопроводность); электроизоляционные покрытия (электрическая прочность до 40 кВ/мм, удельное электрическое сопротивление до 4×10^{13} Ом·м). Кроме тог ообеспечивается возможность размещения нового оборудования в уже существующих технологических линиях.

Использование экологически безопасных электролитов расширяет область практического применения микродугового оксидирования на большинстве существующих предприятий [4].

Получение покрытий с адгезией, сопоставимой с прочностью плакирующего материала композита [3, 4] позволяет сделать вывод о перспективности выбранного направления получения многофункциональных материалов нового поколения.

В свою очередь сварка взрывом является наиболее надежным способом формирования композиционных материалов с известными свойствами [5 – 7]. При воздействии на материалы ударных волн существенно повышается их износостойкость, прочность, твердость и выносливость, что связано с возникновением локальных напряжений и увеличением плотности дислокаций, более совершенный физического контакта и исключение интерметаллидных включений увеличивает срок службы элементов конструкции. Малое

время существования высоких температур в зоне соединения позволяет сократить время диффузионных процессов и сваривать материалы, образующие хрупкие интерметаллические соединения, например, медь и алюминий, сталь и цирконий, сталь и титан. Возможность включения в структуру металлической матрицы армирующих элементов – это еще одно из направлений изучение возможности применения методов высокоэнергетического воздействия для формирования заданного комплекса механических и теплофизических свойств композиционных материалов.

Таким образом, выявление закономерностей формирования структуры и свойств многофункциональных композиционных материалов с заданными эксплуатационными характеристиками, полученных с использованием сварки взрывом и микродугового оксидирования позволит установить взаимосвязь между ними и комплексным высокоэнергетическим воздействием при создании материалов нового поколения.

Выводы:

1. Основу инновационных технологий составляют разработки, связанные с реализацией принципа управления структурным и фазовым состоянием различных систем, исследования физико-химических взаимодействий компонентов в металлических и неметаллических материалах, разработки новых принципов и систем, позволяющих получать композиционные материалы с требуемым комплексом свойств.

2. Проведенный анализ современных технологий подтверждает перспективность применения методов комплексного высокоэнергетического воздействия для получения композиционных материалов, обладающих высокой механической прочностью, износостойкостью и теплозащитными свойствами.

3. Установлена возможность формирования структуры и свойств многофункциональных композиционных материалов с заданными эксплуатационными характеристиками.

4. Создание материалов нового поколения возможно при использовании комплексных технологий, к числу которых относится сварка взрывом и микродуговое оксидирование.

Библиографический список:

1. Ковенский И. М., Поветкин В. В. Металловедение покрытий. М.: СП Интермет Инжиниринг, 1999. – 328 с.
2. Гордиенко П.С. Электрохимическое формирование покрытий на алюминии и его сплавах при потенциалах искрения и пробоя. Владивосток: Дальнаука, 1999. – 232 с.
3. Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Людин В.Б., Крит Б.Л., Борисов А.М. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование). М.: ЭКОМЕТ, 2005. – 368 с.
4. Казанцев И.А., Кривенков А.О., Чугунов С.Н., Крюков Д.Б. Теплофизические свойства материалов, полученных микродуговым оксидированием.

Материаловедение. – 2011. – № 3. – С. 22 – 27.
5. Дерибас А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск: Наука, 1980. – 222 с.
6. Конон Ю.А., Первухин Л.Б., Чудновский А.Д., Кудинов В.М. Сварка взрывом. М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
7. Способ получения композиционного материала. Розен А.Е., Лось И.С., Крюков Д.Б., Первухин Л.Б., Гордополов Ю.А., Первухина О.Л., Кирин Е.М., Хорин А.В., Денисов И.В. Патент на изобретение RUS 2407640 от 29.07.2008.
8. URL: http://www.autowelding.ru/index/0-35 (дата обращения: 10.07.2014).
9. URL:http://svarkainfo.ru/rus/technology/otherwelding/explosionwelding/ (дата обращения: 10.07.2014).
10. URL: http://www.icsti.su/base/base2/tec/0119.shtml (дата обращения: 10.07.2014).

УДК 678.03:546.26; 677.4

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ ОЧИСТКИ УГЛЕРОДНЫХ НАНОВОЛОКОН В РАСТВОРАХ АЗОТНОЙ КИСЛОТЫ*

НЕМЗОРОВА М.А., ТИХОНИНА К.В.

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, nemzorova.m@mail.ru

В работе проводилось исследование динамики очистки углеродных нановолокон со структурой вложенных конусов в растворах азотной кислоты. Были выявлены закономерности влияния концентрации кислоты и продолжительности обработки. Данные исследования позволят значительно удешевить технологию очистки углеродных нановолокон и повысить качество материалов на их основе.

Ключевые слова: углеродные нановолокна, азотная кислота, химическая обработка, зольность, очистка.

В последнее время большинство исследователей со всего мира концентрируют свое внимание на синтезе и исследовании свойств углеродных материалов. Углеродные материалы обладают широким комплексом свойств, что обеспечивает их использование во многих областях. Особенно большое внимание уделяется изучению наноструктурных углеродных материалов, которые обладают высокой электропроводностью, механическими свойствами, удельной поверхностью и другими свойствами. Углеродные наноматериалы находят свое применение как эффективный усиливающий и функциональный наполнитель композитов, катализатор и носитель катализа-

* Авторы выражают благодарность научному руководителю к.т.н. Баннову А.Г. и асп. Дюковой К.Д. за помощь в проведении исследований.

торов, сорбент и аккумулятор водорода.

По числу упоминаний в научной литературе особое внимание уделяется углеродным нановолокнам и углеродным нанотрубкам. Несмотря на то, что углеродные нанотрубки значительно превосходят нановолокна по своим характеристикам, исследование последних достаточно перспективно благодаря более простой технологии синтеза, повышенной степени чистоты, а самое главное, низкой стоимости.

Углеродные нановолокна (УНВ) представляют собой волоконно-трубчатые или нитеподобные, наноразмерные углеродные формирования, на конце которых находится частица катализатора формы близкой к сферической, каплевидной или ромбической [1]. Основным способом получения нановолокон является метод каталитического разложения углеводородов, поскольку он отличается большими выходами, однако в материале может содержаться значительное количество катализатора. Каталитическая частица может быть диспергирована по оси волокна. Данные включения затрудняют применение нановолкон в некоторых отраслях, а также снижают стоимость и качество УНВ. Частицы катализатора могут быть удалены из материала при помощи различных методов: химической и термической обработок.

Химической обработке и функционализации углеродных нановолокон посвящено много публикаций, однако практически отсутствуют данные об эффективности удаления катализатора из нановолокон [2]. Наиболее важным вопросом является именно подбор оптимальной температуры и времени выдержки УНВ в кислотах и смесях кислот для обеспечения максимальной степени очистки данных материалов. Динамика данного процесса практически не исследовалась. Поэтому вопрос определения процессных и временных параметров химической очистки нановолокон стоит достаточно остро и требует не меньшего внимания, как и проблема химической функционализации углеродных наноматериалов.

Целью данной работы являлось исследование динамики очистки углеродных нановолокон от остатков катализатора в растворах азотной кислоты.

В задачи работы входило: исследование влияния времени обработки УНВ в растворах азотной кислоты; исследование влияния концентрации азотной кислоты на содержание остаточных включений катализатора в УНВ; установление наиболее эффективных способов и параметров обработки.

Образец гранулированного нановолокнистого углерода марки КВУ-1 [3] измельчали до размера 250 мкм. Далее УНВ обрабатывали в растворах азотной кислоты с различной концентрацией (0,05М – 6М). Смесь УНВ и азотной кислоты перемешивалась при помощи магнитной мешалки при постоянной температуре и постоянной скорости перемешивания. Обработка производилась при 80 °С с определенной продолжительностью в диапазоне 2 – 6 ч.

Существует несколько способов определения количества остаточного катализатора в УНВ после их обработки. В данной работе мы остановились на анализе зольности. Он заключается в непосредственном определении

зольности УНВ после их обработки. Этот метод отличается большей точностью и простотой. Следовательно, величина зольности дает практически точную оценку количества катализатора. Зольность определялась в пересчете на абсолютно сухой образец (образец, перед сжиганием высушивался полностью до постоянной массы). Данный показатель определялся с помощью сжигания образца.

Была выявлена зависимость зольности УНВ от концентрации HNO_3 в растворе и продолжительности обработки. На рисунке 1 показано влияние продолжительности обработки УНВ раствором 6М HNO_3 на зольность данного материала.

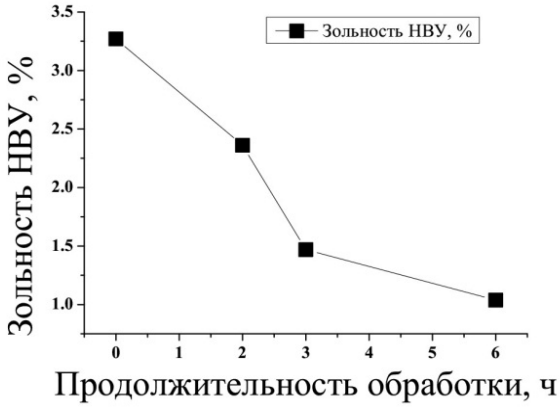


Рисунок 1 – Зависимость зольности нановолокнистого углерода от продолжительности обработки в растворе 6М HNO_3

Из графика можно сделать вывод, что основная стадия очистки материала происходит в начальный период времени (до 3-х часов). Основной темп падения зольности приходится на период времени 3 ч. (примерно, в 2 раза быстрее). При дальнейшей обработке масса образца меняется незначительно, хотя процесс не останавливается. В итоге, за 6 часов окисления УНВ потеряли более 60 % зольности. График на рисунке 2 показывает зависимость зольности УНВ от концентрации азотной кислоты в растворе. Таким образом, с увеличением концентрации кислоты зольность образца повышается. Поэтому для наиболее эффективного удаления металлических частиц катализатора достаточно использовать сильно разбавленные растворы азотной кислоты.

На основании проведённых экспериментов можно сделать следующие выводы:

1. Основная стадия очистки исследуемого материала происходит в начальный период времени (за 3 часа зольность уменьшилась на ~ 45,5 %). Использование продолжительности обработки величиной более 3 ч – нецелесообразно. Наиболее лучшим подходом является последовательная обработка УНВ.

2. С уменьшением концентрации окислителя зольность образца сни-

жается. С экономической точки зрения это достаточно выгодно, поскольку снижение концентрации раствора будет существенно удешевлять технологию очистки.

3. Минимальная зольность УНВ (0,16 %) была достигнута для концентрации 0,05М HNO_3 с продолжительностью обработки 2 ч.

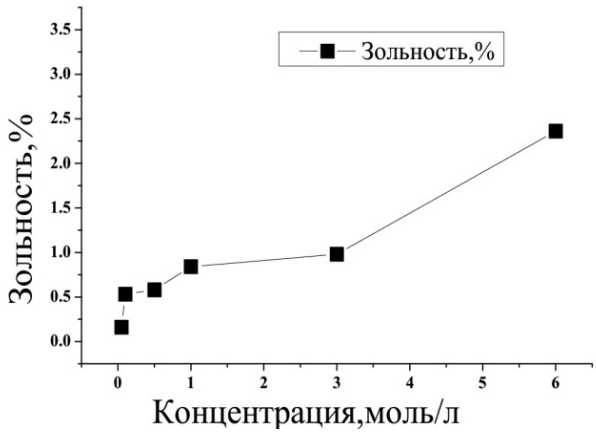


Рисунок 2 – Зависимость зольности нановолокнистого углерода от концентрации HNO_3 в растворе (продолжительность обработки – 2 ч)

Выявлено, что на условия очистки УНВ влияют как температурные режимы, так и временно-концентрационные параметры процесса. Кроме того, как показывают результаты эксперимента, высокой степени чистоты углеродных нановолокон можно добиться при достаточно небольших концентрациях раствора.

Исследования в области нахождения наиболее эффективного метода обработки позволят получать более качественные материалы на основе УНВ с улучшенными характеристиками, а также будут способствовать расширению областей их применения.

Библиографический список

1. Володин А.А. Углеродные нановолокна и нанотрубки: каталитический синтез, строение, свойства: Автореф. дис. канд. хим. наук. – Черноголовка, 2006. – 135 с.
2. Сравнительный анализ способов окислительной модификации углеродных нановолокон / А.Г. Баннов, В.К. Варенцов, И.С. Чуканов, Г.Г. Кувшинов, Е.В. Городилова // Физикохимия поверхности и защита материалов. – 2012. – Т. 48. – № 2. – С. 179 – 186.
3. Реализация процесса получения гранулированного каталитического волокнистого углерода в масштабе пилотного реактора / Ю.И. Могильных, Г.Г. Кувшинов, С.Г. Заварухин, Д.Г. Кувшинов // Химическая промышленность. – 1998. – № 5. – С. 48.

УДК 678.03:546.26; 677.4

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА*

ТИХОНИНА К.В., НЕМЗОРОВА М.А.

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, ktobik@yandex.ru

На основании экспериментальных результатов, полученных авторами, и анализа литературных данных показано, что добавление в смолу терморасширенного графита повышает ее термостабильность, а также влияет на значения электропроводности, вследствие чего данные композиты могут быть использованы в области защиты от электромагнитного излучения.

Ключевые слова: эпоксидные композиты, терморасширенный графит, электрофизические свойства, электропроводность, термостабильность.

В последнее время защита от электромагнитного излучения является достаточно актуальной проблемой современного мира. С каждым днем растет использование электронной технике, что негативно сказывается на здоровье человека, и, безусловно, требует разработки новых способов и материалов для защиты от вредного воздействия.

В качестве таких материалов, использующихся для защиты от электромагнитного излучения и для получения антиэлектростатических покрытий, могут применяться углерод-наполненные пластики на основе термореактивных связующих. Такие материалы должны иметь значения электропроводности в диапазоне 10^{-2}–10^{-10} См/м.

Углерод-наполненные пластики создаются на основе термореактивных полимеров, одним из которых является эпоксидная смола. Эпоксидные смолы находят разнообразное применение благодаря своим высоким эксплуатационным характеристикам, химической стойкости, хорошей адгезии к различным материалам. Они используются как составные части клеев, компаундов, красок, покрытий для металла и дерева, а также в производстве высокопрочных композиционных материалов на основе различных наполнителей. При добавлении наполнителей в полимерные матрицы, свойства материалов значительно увеличиваются, что дает предпосылки для повышения рабочих параметров композиции и расширения областей их применения.

В последнее время широко ведутся исследования, посвященные использованию углеродных наноматериалов в качестве наполнителей эпоксидных композитов. К таким материалам относятся углеродные нановолокна,

* Авторы выражают благодарность научному руководителю к.т.н. Баннову А.Г. и асп. Дюковой К.Д. за помощь в проведении исследований.

углеродные нанотрубки, луковичный углерод и другие. При введении электропроводного углеродного наполнителя в диэлектрическую полимерную матрицу, электропроводность композиции увеличивается на несколько порядков и варьируется в пределах 10^{-3}–10^{-10} См/м.

Одним из перспективных материалов, который существенно дешевле углеродных наноматериалов является терморасширенный графит (ТРГ). Терморасширенный графит находит широкое применение в нефтехимической, машиностроительной и др. промышленностях, благодаря тому, что обладает достаточно высокими показателями, такими как тепло- и электропроводность, пористость. Кроме того данный материал также обладает хорошими шумоизоляционными свойствами.

В отличие от вышеописанных углеродных наноматериалов, технология получения ТРГ в промышленном масштабе уже реализована, что облегчает коммерциализацию и внедрение материала для использования в технологии наполненных пластиков. Для эффективного применения композитов на базе ТРГ в области защиты от электромагнитного излучения и защиты от статического разряда необходимо проанализировать влияние состава композиции на ее электрофизические свойства.

Цель данной работы заключалась в использовании терморасширенного графита в качестве наполнителя для эпоксидных композитов, исследовании электрофизических свойств полученного материала на базе ТРГ в области частот 10 Гц – 1 МГц. Также полученные композиционные материалы тестировались на показатель термической стабильности.

Композиты эпоксидная смола/ТРГ были приготовлены на основе смолы DER-331 (Dow Chemicals Co.). В качестве отвердителей использовали триэтаналтетрамин (ТЭТА) и полиэтиленполиамин (ПЭПА). Композиция была приготовлена в массовом соотношении связующего к отвердителю 6:1. ТРГ вводили в предварительно разогретую до 50 ºС эпоксидную смолу. После тщательного перемешивания в систему добавляли ТРГ. Образец отвердевал при комнатной температуре в течение 48 ч.

На рисунке 1 показана зависимость удельной проводимости композитов от частоты переменного тока при использовании отвердителей ПЭПА (рисунок 1, а) и ТЭТА (рисунок 1, б).

Электропроводность композитов ЭС/ТРГ варьировалась в пределах 10^{-4}–10^{-9} См/м. По характеру зависимость проводимости от частоты $\sigma(f)$ можно сказать, что порог перколяции при концентрации 5 масс.% ТРГ не был пройден. Как видно из графика, проводимость композитов увеличивалась не более чем на порядок с увеличением концентрации наполнителя от 0,8 до 5 масс.%. Частотная зависимость проводимости от частоты в логарифмических координатах имела линейный вид. Стоит отметить, что значения электрической проводимости композитов идеально подходят для использования в области защиты от электромагнитного излучения и статического разряда.

Как видно, проводимость композитов снизилась в несколько раз по сравнению с использованием ТЭТА. Кроме того, в данных образцах концен-

трационный рост проводимости выражен не так сильно.

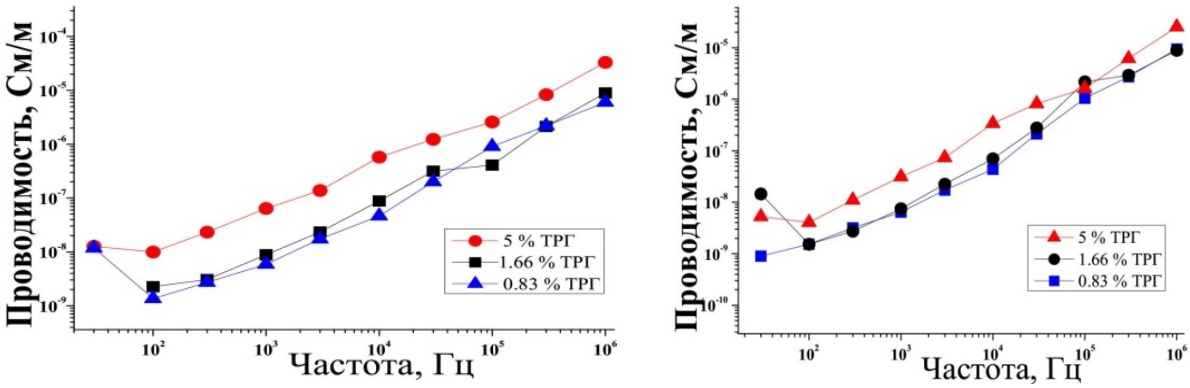


Рисунок 1 – Влияние концентрации ТРГ на электрическую проводимость композита эпоксидная смола/ТРГ
при использовании отвердителей ПЭПА (а) и ТЭТА (б)

Для оценки термостабильности композитов использовался термогравиметрический анализ. Наклон кривой на рисунке 3 указывает на потерю веса материала, которая растет с ростом значения температуры. Из графика следует, что добавление в смолу ТРГ сдерживает термическую деградацию композиции.

С использованием дифференциальной сканирующей калориметрии были получены данные о температуре начала отвердевания и температуре, которая соответствует максимальному тепловыделению (рисунок 4).

В заключении стоит отметить, что ТРГ является перспективным материалом для использования в качестве наполнителя эпоксидных композитов. Дальнейшие исследования позволят установить оптимальные параметры получения композитов на базе ТРГ, а модификация методики приготовлении композита позволят улучшить свойства материала.

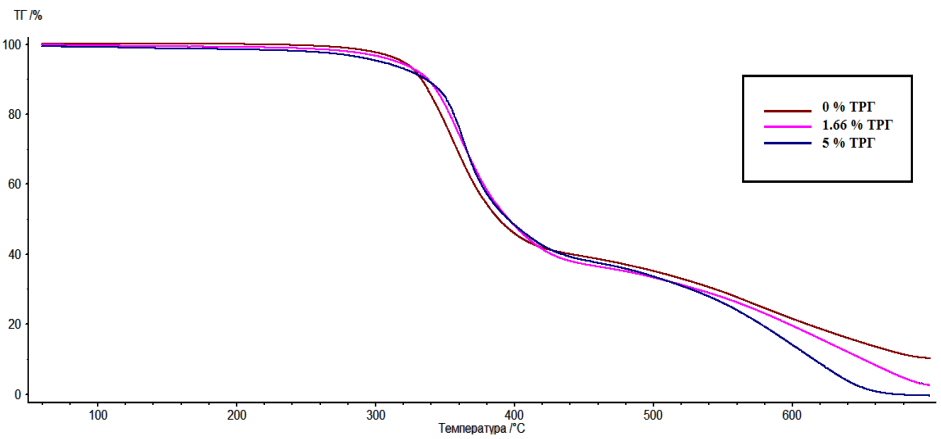


Рисунок 3 – Термограммы эпоксидных композитов
с различным содержанием наполнителя

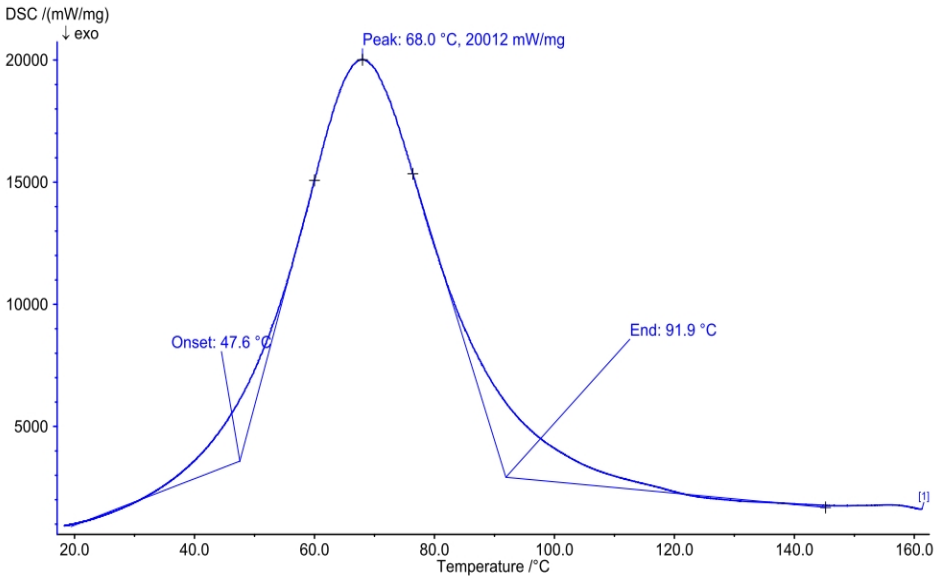


Рисунок 4 – Кривая дифференциальной сканирующей калориметрии отвердевания образца (скорость нагрева 10 К/мин)

Библиографический список

1. Thermal stability and degradation kinetics of novel organic/inorganic epoxy hybrid containing nitrogen/silicon/phosphorus by sol–gel method / C.-L. Chiang, R.-C. Chang, Y.-C. Chiu // Thermochimica Acta. – 2007. – № 453. P. 97–104.
2. Упрочнение эпоксидных материалов фторированными углеродными нанотрубками / А.Г. Ткачев, А.П. Харитонов, Г.В. Симбирцева, Л.Н. Харитонова, А.Н. Блохин, Т.П. Дьячкова, В.Н. Дружинина В.Н, А.В. Максимкин, Д.И. Чуков, В.В. Чердынцев.
3. Михалчан А.А. / Разработка композитов на основе поливинилиденфторида, наполненного углеродными наночастицами: Автореф. дис. канд. техн. наук. – Санкт-Перербург, 2011. – 16 с.

УДК 55.1 510.42.628/15

КОМПЛЕКСНАЯ ОЧИСТКА ПРОМЫШЛЕННЫХ ВЫБРОСОВ (СТОКОВ) ПРЕДПРИЯТИЙ ТЕПЛОЭНЕРГЕТИКИ

Гронь В.А., Коростовенко В.В., Капличенко Н.М., Вежина Е.А., Коробейников А.А.

Сибирский федеральный университет,
г. Красноярск, natkapl@mail.ru

Проведен анализ технологических процессов теплоэлектроцентралей. Определены все виды отходов, которые отрицательно влияют на элементы окружающей среды, а так же на живые организмы. В работе предложена комплексная очистка с использованием кислых газов, имеющихся на пред-

приятии для нейтрализации щелочных сточных вод с применением барботажных адсорберов с механическим перемешиванием. Данная технология не требует энергетических затрат и обеспечивает необходимую степень очистки.

Ключевые слова: теплоэлектроцентраль, отходы, элементы, окружающая среда, нейтрализация, кислые газы, адсорбер, мешалки, степень очистки, газ.

Тепловая энергетика оказывает отрицательное влияние практически на все элементы окружающей среды, а так же на человека и другие организмы и их сообществ. Хотя в настоящее время значительная доля электроэнергии производится за свет относительно «чистых» видов топлива (газ, нефть), закономерной является тенденция уменьшения их доли в мировом производстве. По имеющимся прогнозам, эти энергоносители могут потерять свое ведущее значение уже в первой четверти 21 столетия. Не исключена вероятность существенного увеличения в мировом энергобалансе использования углей, которые могут обеспечить потребности в энергии в течение достаточно большого времени.

Угольная энергетика в настоящее время наиболее неблагоприятна в экологическом отношении по сравнению с использованием других энергоносителей.

Запыленные отходящие газы ТЭЦ содержат пыль, оксид углерода, диоксид углерода, диоксид серы, оксиды азота и другие вредные примеси в количествах, значительно превышающих предельно допустимые концентрации этих веществ в атмосферном воздухе.

Все отходящие газы ТЭЦ в соответствии с санитарными нормами и правилами подвергаются очистке на очистных сооружениях, установленных на производстве. Все технологические газы, поступающие на газоочистные установки (циклоны, электрофильтры), после их очистки выбрасываются в атмосферу через дымовые трубы высотой 150 – 180 м. Однако, степень очистки невелика и составляет не более 88 – 90 %. Низкая степень очистки связана со значительной изношенностью газоочистного оборудования, а также с колебаниями качественно-количественных характеристик сырья, поступающего в производство.

Применяемые на ТЭЦ электрофильтры являются универсальными аппаратами для очистки промышленных газов от сажи, золы и пыли. При этом не только происходит загрязнение воздушного бассейна вредными выбросами предприятий энергетики, но образуется большое количество сточных вод, качественная очистка которых представляет собой сложную задачу.

Проблема очистки сточных вод ТЭЦ стоит достаточно остро, поскольку существующие технологические схемы очистки не обеспечивают необходимой степени извлечения вредных примесей: взвешенных веществ, хлоридов, сульфатов, соединений железа и меди, азота аммонийного, фторидов и нефтепродуктов, а также примесей имеющих щелочную среду (pH 10–11).

Решение проблемы является исключительно важным не только с эко-

логической точки зрения, но и в аспекте ресурсосбережения, так как глубокая очистка промстоков позволяет существенно увеличить использование воды в целях замкнутого водооборота.

При наличии в сточных водах тонкодисперсных частиц золы очистка протекает крайне медленно и малопроизводительно. Поэтому производственные сточные воды направляются на очистку в радиальный отстойник, совмещенный с нефтеловушкой. Отстойник представляет собой круглый резервуар, в котором движется вода от центра к периферии. Такие отстойники используются при расходах сточных вод свыше 20000 $м^3$/сутки. Эффективность отстаивания взвесей составляет около 60 %, нефтепродуктов до 80 %.

Сточные воды, образующиеся в результате процесса сжигания углей, имеют щелочную среду (pH = 10–11), за счет высокого содержания солей кальция и магния, которые образуют отложения, и использовать их в оборотном водоснабжении не допустимо.

Дымовые газы, образующиеся в результате технологического процесса, имеют кислую среду, за счет содержащихся CO_2, SO_2, NO_2 и др., которые предлагают применять для нейтрализации сточных вод содержащих щелочь. Применение кислых газов позволяет не только нейтрализовать сточные воды, но и одновременно производить высокоэффективную очистку самих этих газов от вредных компонентов. Применение CO_2 в дымовых газах позволяет резко снизить стоимость процесса нейтрализации по сравнению с использованием H_2SO_4, HCl, а также использование кислот из процесса.

Вследствие плохой растворимости CO_2 уменьшается опасность перекисления нейтрализованных растворов.

Для осуществления процесса нейтрализации предлагаются абсорбционные колонны, которые подразделяются на пленочные, поверхностные, распылительные, трубчатые, насадочные и барботажные адсорберы. Наиболее эффективнее процесс нейтрализации протекает в барботажных адсорберах с перемешиванием жидкости, т.к. в других колоннах возможно засорение внутренних деталей из-за образования осадка (шлама) в процессе нейтрализации. Это приводит к поломке аппаратов, при использовании насадок произойдет их загрязнение, забивание, что снизит эффективность очистки.

Барботажные адсорберы с механическим перемешиванием жидкости представляют собой сосуд с мешалкой, в которой газ барботируется через слой перемешиваемой жидкости. Механическое перемешивание повышает скорость массопередачи, так как касательные напряжения, возникающие в жидкости при перемешивании, вызывают дробление пузырьков газа, что ведет к увеличению поверхности соприкосновения фаз.

Наиболее употребительны турбинные мешалки с прямыми лопатками, создающие радиальный поток перемешиваемой жидкости. Чтобы избежать образования воронки в перемешиваемой жидкости, у стенок сосуда располагают отражательные перегородки. Газ подают под мешалку через центральную трубу, перфорированное трубчатое кольцо, полый вал, а иногда через пористую перегородку или перфорированный лист.

Для проведения процесса абсорбции рекомендуется отношение H/D = 1 – 4 и d/D = 2,5 – 4, где d – диаметр мешалки, D – диаметр сосуда, H – высота жидкости в сосуде. Окружную скорость на конце лопаток принимают 3 – 8 м/с.

При больших отношениях H/D (выше 2,5) применяют многорядные турбинные мешалки. При малом расходе удельной мощности (0,2 кВт/м^3) целесообразнее применить однорядную, а при большом расходе удельной мощности (0,75 кВт/м^3) - многорядную турбинную мешалку.

В результате процесса нейтрализации образуется шлам (осадок карбоната кальция ($CaCO_3$)), который удаляется механическим способом - отстаиванием.

В промышленных условиях для доочистки сточных вод от механических примесей чаще используют зернистые материалы. Важной характеристикой зернистых материалов является их дешевизна и доступность. Используются такие материалы, как кварцевый песок, керамическая кромка, дробленый антрацит, сульфоуголь и др. При фильтровании суспензий через указанные фильтры различают две основные причины их разделения: механическое задержание твердых частиц на входе в каналы фильтрующего слоя и адгезия этих частиц на поверхности зерен слоя наполнителя.

Наиболее перспективны для этих целей скоростные многослойные фильтры, у которых фильтрующий материал состоит из слоя песка и антрацита. Сточные воды фильтруют через указанные фильтры сверху вниз при скорости фильтрования 5 – 12 м/ч. Продолжительность фильтрования зависит от состава промстоков и составляет 12 – 48 ч. Грязеемкость зернистых фильтров равна по задержанию нефтепродуктов и масел 1 – 2 кг/м^3 , по механическим примесям 1,5 – 3 кг/м^3 . Фильтры промывают через дренажную систему, наиболее высокая эффективность промывки достигается при использовании горячей воды с температурой 80 °С.

Далее сточные воды ТЭЦ направляются на электрофлотацию. Способ электрофлотационной очистки основан на переносе загрязняющих частиц из объема жидкости на ее поверхность пузырьками газов, образующихся при электролизе сточных вод. Основные флотационные процессы протекают с участием водорода.

Обычно в установках для электрофлотации используются растворимые электроды (железные и алюминиевые). При их растворении протекают реакции, в результате которых в воду переходят катионы железа или алюминия, способствующие дальнейшей коагуляции присутствующих в водной среде примесей. Эти электрофлотационные процессы очистки наиболее эффективны при очистке сточных вод за счет одновременного воздействия на загрязнения коагулянтов (гидрооксидов железа и алюминия) и пузырьков газа. Данная технология не требует больших энергетических затрат, обеспечивает необходимую степень извлечения загрязнений.

Библиографический список

1. Гронь В.А., Степанов А.Г. Очистка сточных вод ТЭЦ с целью их дальнейшего использования в оборотном водоснабжении // Энергоэффективность систем жизнеобеспечения города: Сб. тр. IX Всерос. науч.-практ. конф. – Красноярск, 2008. – С. 197–199.
2. Гронь В.А., Будник Е.В. Очистка сточных вод предприятий теплоэнергетики //Альманах современной науки и образования. – Тамбов, 2009. – С. 28–29.
3. Коростовенко В.В., Степанов А.Г., Гронь В.А. Очистка сточных и оборотных вод предприятий теплоэнергетики с применением электрогидроимпульсной обработки // Энергоэффективность систем жизнеобеспечения города: Сб. тр. X Всерос. науч.-практ. конф. – Красноярск, 2009. – С. 189–191.
4. Гронь В.А., Тимченко Т.А., Будник Е.В. Нейтрализация сточных вод кислыми газами // Теоретические и прикладные проблемы науки и образования в 21 веке. Сб. материалов науч.-практ. конф. – Тамбов, 2012. – С.27–28.
5. Тимонин А.С. Инженерно-экологический справочник. Т 3. – Калуга, 2003.

УДК 621.9.048.19

ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА ПРАВЯЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ПРАВКЕ ШЛИФОВАЛЬНЫХ КРУГОВ

Малышев В.И., Мурашкин С.В.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, E-mail rsi-tgu@tltsu.ru

Приведены результаты сравнительного исследования износа правящего инструмента и удельной производительности ультразвуковой и обычной правки шлифовального круга.

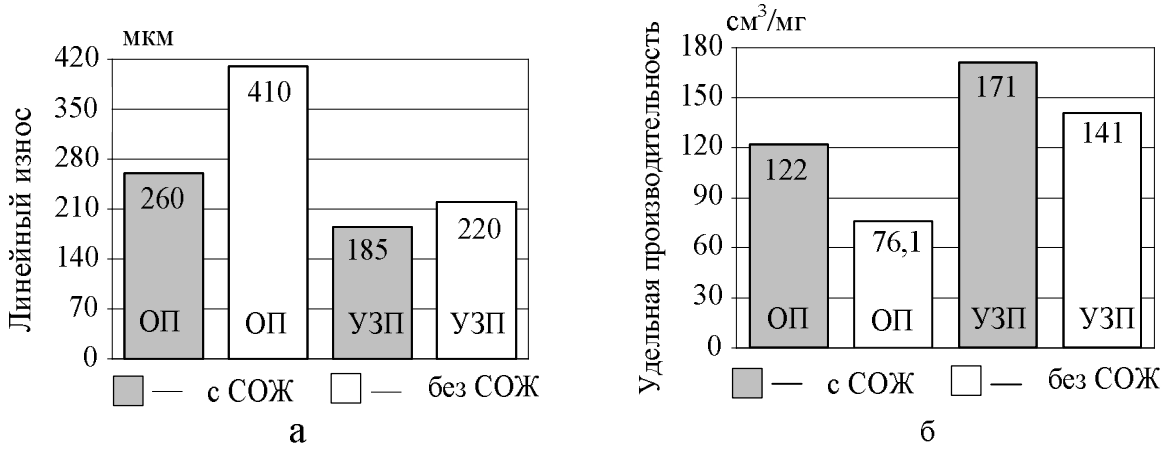
Ключевые слова: шлифовальный круг, ультразвуковая правка, износ правящего инструмента, удельная производительность.

Одним из важнейших показателей технико-экономической эффективности операций шлифования является износостойкость алмазных правящих инструментов (ПИ). Повышенный износ ПИ при правке шлифовальных кругов увеличивает экономические затраты, связанные с его заменой, снижает стабильность выходных показателей процесса шлифования, обеспечение которой особенно важно для условий серийного и массового автоматизированного производства [1, 2]. В частности, в массовом производстве ОАО «АВТОВАЗ» на операциях шлифования деталей автомобилей при достижении площадки износа на вершине алмаза ПИ свыше 0,5 – 1,0 мм^2 его вынуждены заменять новым из-за ухудшения режущей способности круга, заправленного затупившимся инструментом [3].

Исследование износа вершин ПИ при обычной правке (ОП) и при правке с наложением на ПИ ультразвука - ультразвуковой правке (УЗП) экспериментально исследовали на плоскошлифовальном станке мод. 3701.

Правке подвергался круг 1–20025×76 91А40НСМ16К20 ГОСТ 2424-83 на режиме: скорость круга $V_к$ = 35 м/с, продольная подача ПИ $S_п$ = 26 мкм/об, глубина правки t = 0,02 мм/дв.ход. В качестве ПИ, для обеспечения постоянства площади износа, использовали специальные карандаши, оснащенные поликристаллическими алмазами в виде столбиков цилиндрической формы диаметром 1,4 мм. Амплитуда A и частота f колебаний ПИ, соответственно составляли: A = 13 мкм; f = 22,3 кГц. Запись профилограмм приработанных вершин стержневых ПИ осуществляли на приборе для определения прямолинейности и шероховатости поверхности мод. «TALYSURF-4».

Было выполнено две серии сравнительных экспериментов, в которых определяли износ ПИ как при УЗП, так и при ОП. Первая серия с подачей смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ), а вторая при правке всухую. В качестве СОЖ использовали 2,5 %-ную эмульсию Укринол-1. После каждой серии правок измеряли линейный износ рабочей части ПИ. Результаты экспериментов, представленные на рис. 1, дают основание полагать, что УЗП по сравнению с ОП обеспечивает снижение линейного износа алмазов как с подачей СОЖ, так и без неё. Благодаря этому, улучшается основной технико-экономический показатель процесса правки – удельная производительность, выражаемая отношением объёма снятого абразивного материала круга к массе износа алмазоносного правящего поликристалла.

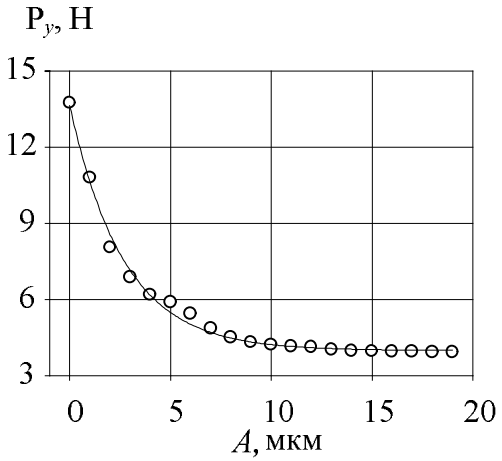


а – линейный износ рабочей части ПИ;
б – удельная производительность правки круга

Рисунок 1 – Сравнительные технико-экономические показатели

Как видно из рисунка 1, УЗП с точки зрения износостойкости ПИ более эффективна, поскольку удельная производительность УЗП с подачей СОЖ оказалась примерно в 1,4 раза выше, чем после ОП. Износ ПИ при обычной правке без подачи СОЖ резко увеличился, и разница в удельной производительности стала более ощутимой – возросла до 1,85 раза.

Повышение износостойкости ПИ в процессе УЗП круга связано с наложением на ПИ ультразвуковых колебаний, при которых силовое взаимодействие вершины алмаза с РПК изменяется от максимальной величины до нуля. Это обстоятельство, а также периодическое изменение скорости резания, создают благоприятные условия работы ПИ по разрушению абразивных зерен, что, значительно снижает среднюю силу правки (рисунок 2).



○ – эксперимент; ▬ – аппроксимация

Рисунок 2 – Влияние амплитуды A колебаний ПИ на составляющую P_y силы правки

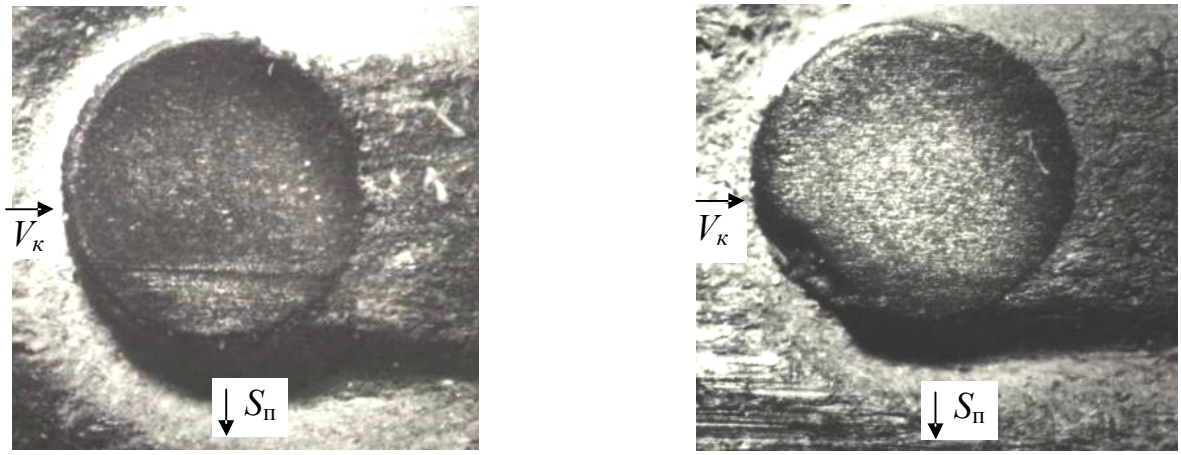
Из рисунка 2 следует, что амплитуда ультразвуковых колебаний ПИ оказывает значимое влияние на среднее значение составляющей P_y силы правки. В процессе ОП (A = 0 мкм) сила P_y имеет максимальное значение (~ 14 Н). С увеличением амплитуды до 6 – 8 мкм, следует интенсивное снижение силы P_y правки до значений 4 – 5 Н с последующей ее стабилизацией при A = 10 – 12 мкм. В итоге значение силы P_y при УЗП оказалось примерно в 4 раза меньше чем при ОП. Отметим, что снижение составляющей P_y силы правки в исследованном диапазоне A соответственно отражается на уменьшении составляющей P_z, (по нашим экспериментальным данным P_z = 0,2 – 0,25·P_y) являющейся главным источником температуры в зоне правки.

Согласно [4], контактные температуры в зоне правки, измеренные с помощью искусственной закладной термопары, при УЗП круга снижаются на 15 – 20 % по сравнению с ОП. Поскольку алмаз ограничен предельно-допустимой температурой 700 – 800 °С, обусловленной его теплостойкостью, то снижение рабочей температуры на 100 – 160 °С и обеспечило снижение износа его рабочей части при УЗП.

В целом, снижение износа ПИ при УЗП обусловлено не только снижением контактных температур по сравнению с ОП, но и различием кинематического взаимодействия вершины алмаза с РПК в обоих случаях.

Особенности проявления износа ПИ при исследуемых методах правки видна на фотографиях (рисунок 3) и профилограммах приработанных вершин алмазов ПИ (рисунок 4).

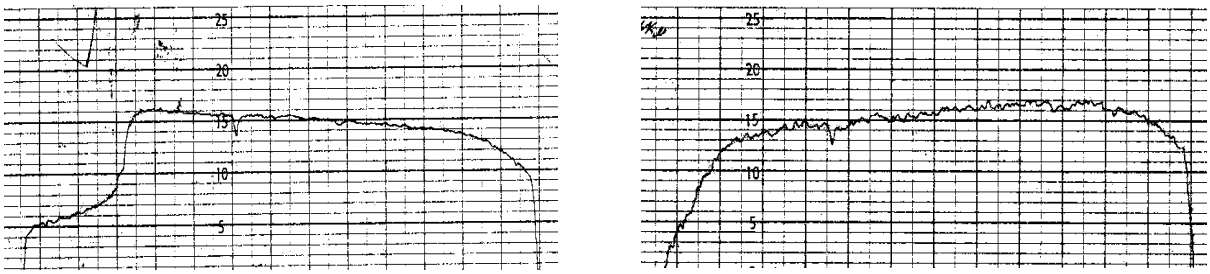
Как видно из рисунка 3, а, на поверхности вершины ПИ после ОП заметен след ступенчатого износа. На профилограмме этой вершины (рисунок 4, а), записанной в направлении продольной подачи $S_п$, отмечается ступень высотой 10 – 12 мкм. После УЗП (рисунки 3, б, 4, б) подобный износ не отмечается.



а б

а – ОП; б – УЗП: f = 22,32 кГц, A = 8,0 мкм

Рисунок 3 – Форма приработанной вершины правящего инструмента после 200 правок



а б

а – ОП; б – УЗП; цена деления сетки профилограмм по горизонтали – 50 мкм; по вертикали – 1 мкм

Рисунок 4 – Записи профилей, приработанных вершин ПИ

Дело в том, что при правке круга методом обтачивания с продольной подачей основная термическая нагрузка локализуется на относительно узком участке т.н. заборной части, образуя отмеченную ступень (рисунки 3, а, 4, а). Высота ступени зависит от глубины правки, а ее длина постепенно распространяется на всю поверхность алмаза ПИ. В случае, если подача на глубину правки осуществляется на каждый ход, то ступень образуется симметрично с обеих сторон вершины ПИ. Таким образом, износ вершины алмаза при ОП связан с высокими удельными нагрузками на зону ступени.

Механизм взаимодействия вершины правящего алмаза с РПК в процессе УЗП более сложен из-за дополнительного колебательного процесса в осевом направлении. В момент контакта с вращающимся шлифовальным кругом вершина ПИ движется в направлении продольной подачи $S_{п}$, взаимодействует с абразивными зернами круга, совершая колебания с амплитудой A и частотой f. За счет колебательного процесса нагрузка распределяется по всей поверхности вершины алмаза. Ступенчатой зоны не наблюдается, так как удельная тепловая нагрузка меньше чем при ОП. Поэтому ПИ изнашивается менее интенсивно.

Испытания, проведенные в основном производстве ОАО «АВТОВАЗ», подтвердили возможность повышения эффективности операций шлифования за счет УЗП шлифовальных кругов на автоматизированном станочном оборудовании. Получены результаты, свидетельствующие о повышении стабильности параметра *Ra* и точности размеров шлифованных деталей независимо от степени износа рабочей поверхности ПИ [1]. Применение УЗП круга вместо ОП позволило снизить расход ПИ и обеспечить его надежную эксплуатацию до полного износа, увеличив тем самым его ресурс работы. Так, в результате внедрения технологии УЗП и специального правящего инструмента на операции окончательного шлифования вторичного вала «наружное окончательное шлифование места под шестерню 1-й передачи, места под центровой подшипник и место под шестерню заднего хода», ресурс работы алмазной правящей гребенки увеличился до 70 раз, расход шлифовальных кругов уменьшился в три раза.

В целом, преимущество УЗП перед традиционной безвибрационной правкой зависит от многих технологических условий шлифования, но на большинстве освоенных технологических операций отмечена повышенная износостойкость правящего инструмента в 1,5 – 3,0 раза по сравнению с установленным нормативом, а также его способность работать до полного износа, что обеспечивает снижение затрат на правящий и шлифовальный инструмент.

Библиографический список

1. Влияние ультразвуковой правки шлифовальных кругов на качество шлифованных поверхностей в условиях автоматизированного производства / В.И. Малышев, С.В. Мурашкин, А.Н. Попов // Вектор науки ТГУ, Тольятти: ТГУ. – 2010. – № 3. – С. 101 – 105.
2. Вологин М.Ф. Применение ультразвука и взрыва при обработке и сборке / М.Ф. Вологин. М.: Машиностроение, 2003. – 264 с.
3.Малышев В.И. Прогрессивные методы правки абразивных кругов / В.И. Малышев, В.И. Пилинский, Г.Г. Покладий и др. – Киев.: Техника, 1985. – 112 с.
4. Измерение контактных температур при правке шлифовального круга / В.И. Малышев, Р.В. Комлев, А.С. Селиванов // Вектор науки ТГУ, Тольятти: ТГУ. – 2009. – № 6. – С. 26 – 29.

УДК 336.717.111.7-027.31

ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НАПРЯЖЕННОГО БЕТОНА

ИСМАГИЛОВА Т.В., МИХАЙЛОВ В.С., БАТАЛОВА Н.Т.

Уфимский государственный университет экономики и сервиса г. Уфа E-mail: sf@ugues.ru

Показано, что напряженный бетон помогает устранить чувствительность материала к растягивающим напряжениям, что позволяет избегать трещинообразования и необходимости использования дополнительной растворной массы для заполнения пустот и сокращать возможный прогиб различных конструкций, улучшать их функциональность и сейсмическую устойчивость, увеличивать рабочий объем и сохранять дополнительный объем материала.

Ключевые слова: исследование, бетон, напряженный, изготовление, чувствительность, растяжение, стойкость, трещины, конструкции, коррозия, взаимодействие, железобетонный.

Актуальность исследования заключается в решении проблемы повышения устойчивости бетона к значительным напряжениям путем предварительно организованного процесса напряжения бетона путем организации натяжения с помощью арматуры. Применение армированного и предварительно напряженного бетона помогает увеличить стойкость материала повысить качество конструкции с точки зрения ее долговечности и климатического ареала применения, а также суммарной плотности [3] при таком же сечении элемента.

Предварительно напряженный железобетон позволяет уменьшить глубину прогиба при снижении объема возникающих трещин и позволяет снизить количество опор в конструкции, повысить полезный объем помещения, улучшить его устойчивость и функциональность.

В условиях формирования традиционного железобетонного слоя толща застывающего раствора может подвергнуться чрезмерному напряжению и трещинообразованию, что объясняется превышением предела прочности данного материала. На бетоне образуются трещины и пустоты, возникает угроза коррозии арматуры, и эрозии толщи бетона во время межсезонных перепадов температур, необоснованное повышение массы конструкции. Появление трещин чревато определенными неприятными последствиями. Также образование трещин может привести к возникновению необходимости в заполнении пустот массой нового бетонного раствора, что приведет [1] к нарушению гомогенного состава бетона в конструкции.

При создании монолитов из армированного бетона происходит формирование арматурного каркаса путем точечной сварки и отливка бетонных деталей с заданными характеристиками пазов для имплантации готовых ар-

матурных структур. При имплантации арматурных структур в горячие бетонные блоки, наблюдается эффект передачи напряжения при остывании блоков, так как происходит процесс расширения блоков и натяжения металлоконструкций. Этот процесс может быть подконтрольным и возможно рассчитать силу натяжения внутри блоков для создания конструкций с установленными характеристиками для проектирования строений с определенным кругом задач и конструктивными особенностями.

Электромеханический способ натяжения арматуры соединяет достоинства двух основных способов этого процесса, если при электрическом напряжении используется слабый ток, а при механическом натяжение производится с помощью винтовых, реечных, пневматических и гидравлических домкратов. При смешанной методике, наиболее распространенной, домкраты применяются наряду с током в разных комбинациях.

Готовый типовой блок напряженного железобетона проектируют таким образом, чтобы при его нагрузки не возникало напряжения большего, чем запас прочности материала, но и меньшего, чем порог его текучести. Это позволяет достигать эффекта сокращения материала при его самостоятельной доводке и это позволяет осуществлять процесс восстановления бетона, при условии отсутствия трещин, превышающих предел разрушения [5].

Арматура для предварительного натяжения бетона изготавливается из высокопрочной проволоки, способной выдерживать высокое внеплановое натяжение и обладать высоким пределом текучести, что позволяет предотвращать чрезмерное пригибание блоков при превышении максимально возможной нагрузки, что позволяет ускорить сокращение типовых блоков и заполнить некоторые трещины за счет повышения текучести массы материала.

Если арматура не будет выполнять данной функции, то железобетон не будет выполнять функции напряженного материала, и поэтому необходимо использовать высокопрочную проволоку, обладающей высокой степенью текучести и выдерживающей высокое напряжение.

Такой материал должен выдерживать пороговое напряжение и не допускать чрезмерного прогиба, также сохранять характеристики при возникновении сейсмической угрозы и возможной перегрузке здания, сохранять возможность восстановления повреждений материала.

Для выполнения данной функции необходимо использование высокопрочного бетона, который мог бы успешно взаимодействовать с арматурным каркасом без взаимного разрушения и возникновении коррозии металла и эрозии бетонной массы. В процессе его приготовления необходимо соблюдать температурный режим и порядок внесения необходимых добавок и модификаторов, которые необходимы при го формировании и позволяет создавать бетонную массу с необходимым потенциалом натяжения и нагрузочной устойчивости материала [6].

Высокопрочный железобетон получают из компонентов, при обработке которых применяются жесткие и жирные добавки, вводимые с помощью вибраторов в материал.

Из-за потери бетоном влаги и увеличению текучести под нагрузкой необходимо использовать повышенное напряжение, чтобы запас напряженности помогал избегать данных последствий, это снижает ползучесть бетона под нагрузкой за счет большей напряженности арматуры и это также помогает избегать повышенных потерь влаги и сократить размер возникающих трещин, это повышает положительную текучесть материала и это снижает трещинообразование и наоборот, усиливает эффект заглаживания трещин и пустот.

В начале процесса формирования твердых бетонных блоков процесс потери напряженности происходит быстрее, чем впоследствии, суммарные потери равны 16 %, для натяжения арматуры в условиях массового производства применяются натяжные упоры.

Метод, основанный на предварительном натяжении, заключается в том, что сначала прокладывают и натягивают арматуру, а после этого она обкладывается бетоном. Натяжение сверхпрочной стальной армированной проволоки поддерживается до того момента, когда бетон станет достаточно прочным. После этого проволоку обрезают, а ее натяжение передается бетону из-за сцепления с ним. Благодаря этому бетон подвергается напряжению от сжатия, а производство предварительно напряженного бетона на этом закончено [4].

Данный метод применяют при изготовлении готовых полуфабрикатов в условиях массового производства и вне строительной площадки по причине необходимости стабильной укладки несущих напрягающих элементов и стандартизации производства элементов.

При непосредственной укладке бетона на готовую арматуру применяется нагревание арматуры путем подсоединения заземленных нагревательных элементов, что позволяет избежать опасности поражения током и обеспечивает равномерное нагревание всей конструкции и сопряженного бетона, это позволяет защитить материал от растрескивания и сохранить его текучесть, которая позволит увеличить силу напряжения данной конструкции [2].

Основу напрягающего цемента составляет портландцементный клинкер, составляющий около 2/3 состава, для улучшения вяжущих качеств которого применяются отходы металлургической промышленности, особенно высокоалюминатные шлаки, гипс, и иные соединения, которые помогают повысить текучесть и устойчивость к нагрузкам от прогибания элемента при монтажных работах. Объемное расширение цементного камня обусловлено образованием в процессе его гидратации гидросульфоалюмината кальция, так называемой «цементной бациллы», имеющего объем больший, чем сумма объемов исходных компонентов.

Бетон напрягающий – бетон на основе цемента напрягающего. От обычного бетона на портландцементе его отличает способность расширяться в начальный период твердения и растягивать находящуюся в сцеплении с ним арматуру, приобретая при этом напряжения собственного обжатия, так называемое самостоятельное напряжение. Получаемые таким способом

предварительно напряженные конструкции являются самонапряженными и поэтому их себестоимость для больших строений ниже, чем у иных видов конструкций.

Свободное расширение контролируют, как правило, только при производстве напрягающего цемента как более чувствительный показатель, оно составляет 0,2 – 2,5 %.

Связанное расширение контролируют при производстве цемента (в цементно-песчаном растворе 1:1), фиксируя его в виде марки по самостоятельному напряжению – НЦ-10, НЦ-20, НЦ-30 и НЦ-40 (соответственно самостоятельное напряжение не менее 0,7, 2, 3 и 4 МПа), а также для определения фактической марки бетона по самостоятельному напряжению, когда она предусмотрена в проекте конструкции.

При свободном напряжении бетону, бетонному камню или иному материалу не препятствует внешнее напряжение со стороны смешанных компонентов или арматуры, также проволочных каркасов и иных элементов, а также со стороны иных материалов, таких как кирпичные, деревянные и стальные перекрытия, монтажные сетки и много е другое. При наличии таких ограничений или воздействий имеет место связанное расширение. В этом случае цементный камень или бетон развивает давление на препятствие, проявляющееся в виде распора в швах и стыках или растяжения арматуры независимо от ее направления в бетоне.

Подбор состава по прочности на сжатие не отличается от подбора состава обычного бетона на портландцементе, однако расход вяжущего может быть снижен практически на 10 %. Могут быть получены бетоны классов В15–В40 и выше. При одинаковой прочности бетона на сжатие имеет прочность при растяжении на 20 % выше, чем бетон на портландцементе. Существует ряд марок по самостоятельному напряжению от Sp0,6 до Sp4 (в МПа).

Связанное расширение помимо энергетических свойств цемента и бетона зависит от степени ограничения расширения, поэтому испытания проводят на стандартных образцах-призмах размерами от 4×4×16 см для цемента до 10×10×40 см для бетона, используя стандартные динамометрические кондукторы соответствующего типоразмера, создающие в отформованных в них образцах упругое сопротивление расширению, эквивалентное наличию в образцах продольного армирования 1 %.

Бетон напрягающий характеризуется маркой по водонепроницаемости не ниже W12, в связи с чем в выполняемых из него конструкциях не требуется устройства гидроизоляции и во мн. случаях антикоррозийной защиты.

При получении необходимой марки бетона необходимо учитывать требуемое количество цемента, арматуры, необходимое количество определенной арматуры и проволочных структур, также требуется обеспечить защиту от температурных колебаний, а также выдерживать определенный режим проведении необходимых процедур и метрических характеристик.

В заключение можно сделать вывод, что технологические свойства продукта сходны со свойствами бетона на портландцементе, однако при по-

вышенных температурах (30 °С и выше) наблюдается тенденция к более заметному ускорению твердения (набору прочности) и, частично, схватыванию смеси. Это позволяет сократить продолжительность и снизить температуру тепловой и влажностной обработки изделий заводского изготовления. Сроки схватывания бетонов и растворов на напрягающем цементе регулируются в широких пределах: от ускорения схватывания до 1 – 2 мин, что применяется для остановки протечек при ремонте конструкций под гидростатическим напором, до удлинения схватывания до 2 – 3 ч (при необходимости длит, транспортировки смеси). Для этого добавляют ускорители и пластификаторы, а также используют метод т.н. предварит, частичной гидратации, заключающийся в предварительном перемешивании до формирования напрягающего цемента с частично увлажненным заполнителем либо двукратном стадийном перемешивании смеси. Учитывая необходимые характеристики данного материала можно сделать вывод об отсутствии необходимости в разбавлении данного материала различными растворителями водного или кислотного происхождения, также использования дополнительных растворных модификаторов. Это сборные и монолитные емкостные, подземные конструкции различного назначения и стыки в них, трубы напорные и безнапорные, транспортные и коммуникационные тоннели, бесшовные и рулонные кровли, покрытия полов, дорог, аэродромов и автодорожных мостов, а также основания искусств, конькобежных дорожек и ледовых полей без швов или с увеличенным расстоянием между ними, элементы объемного домостроения. Применяют Б.н. для герметизации и защиты от источников радиационных излучений, а также для изготовления предварительно напряженных конструкций с целью компенсации потерь напряжений от усадки и других видов конструкций и сооружений, в их числе железобетонных конструкций массового производства, взамен обычного бетона как тяжелого, так и легкого.

Существует разновидность бетона с компенсированной усадкой, отличающаяся тем, что при сохранении всех остальных свойств в нем не нормируется марка по напряжению. Для изготовления такого бетона применяют, как правило, напрягающий цемент марок НЦ-10 или НЦ-2 Бетон с компенсированной усадкой целесообразно применять взамен обычного бетона на портландцементе практически для всех конструкций. В процессе применения данного метода сила натяжения передается опалубке элемента.

Предварительное натяжение применяют для изготовления монолитных плит непосредственно на стройплощадке.

Применяя данный метод, лучше использовать индивидуальные формы. Это имеет такие преимущества, как появляющаяся возможность варьировать размеры изделий, а при штучном изготовлении, если арматура утратит напряжение, испортится только один элемент.

В процессе изготовления предварительно напряженного бетона необходимо проводить проверку выбранных случайным образом изделий.

Последующее натяжение арматуры называется также оболочным, так

как данный способ отличается от предыдущего тем, что в процессе его применения арматура защищается от сцепления с бетоном специальной оболочкой или помещается в бетон уже после его застывания в специальные отверстия или углубления. Арматурные элементы натягиваются на упоры, которые устанавливают на концах конструкции, а натяжение осуществляют непосредственно после застывания бетона.

Для обеспечения стабильной формы данного бетонного элемента при его формировании необходимо пользоваться специальными поддерживающими конструкциями, называемыми также внешней арматурой, которая позволяет повысить напряжение бетона и снизить размер его возможного прогиба при возникновении дополнительного напряжения, что помогает стандартизировать бетонные блоки, избегая их чрезмерной деформации при их усадке, а крупные бетонные блоки, возможно, укладывать блоки на месте без транспортировки.

Этот метод лучше предыдущего в основном тем, что нет необходимости учитывать размер усадки бетона после затвердевания и отсутствует риск прогиба элемента в случае отхода влаги из толщи бетона и образованию чрезмерных пор и трещин при его просадке.

Таким образом, напряженный железобетон – особый строительный материал, который объединят в себе положительные характеристики других материалов. Применение методов предварительного или последующего натяжения лишает бетон его основного недостатка – неспособности сопротивления натяжению. Такой материал имеет широкий сектор применения. Преимущественно из него изготавливают междуэтажные перекрытия, колонны стен в зданиях, в условиях резкого перепада температур, или сейсмической активности. Кроме того, он широко применяется в других областях.

Библиографический список

1. Адашева С.Б. Теория организации производства стройматериалов. М.: Магистр, 2013. – 320 с.
2. Адрианов В.Д.Использование витой арматуры. М.: Индустрия, 2013.– 184 с.
3. Алмазов О.А.Строительная кооперация. М.: Кооператив «W-140», 2013. – 192 с.
4. Аникин А.В.Сплавы массива арматуры. М.: Индустрия, 2013. – 415 с.
5. Аникин А.В. Производство строительных полуфабрикатов. М.: Индустрия, 2012. – 367 с.
6. Иткинсон Э.Б. Цельнометаллические корпуса: современное состояние: М.: Индустрия, 2013. – 832 с.

УДК 533: 697.957

ИССЛЕДОВАНИЕ ТУРБУЛЕНТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИТОЧНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ ПОТОКОВ

АВДЕЕВА Т.П.

Пензенский государственный университет,
г. Пенза, tp avdeeva @ mail. ru

Приведены исследования особенных характеристик приточных динамических потоков, порождаемых соударением встречных струй на выходе из устройства для распределения воздуха в помещении. Установлено что, интенсивность турбулентности по оси динамического потока для всех исследованных вариантов значительно выше для прямоточных и закрученных струй.

Ключевые слова: воздухораспределение, динамические потоки, встречные струи, интенсивность турбулентности.

Применительно к вентиляционной технике вопросы турбулентности возникли в двух направлениях: при моделировании приточных струй и потоков с целью организации подачи приточного воздуха; при исследовании турбулентных потоков в объеме помещения с целью определения равномерности распределения параметров воздушной среды.

В вентиляционной практике первоначально использовались компактные струи, поэтому в первую очередь для них проведены экспериментальные исследования поля пульсационных характеристик.

Влияние интенсивности турбулентности проявляется в укорачивании начального участка струй и в более интенсивном падении осевых скоростей на основном участке.

В связи с этим для интенсификации затухания приточных струй появилось стремление к разработке конструкций воздухораспределителей обеспечивающих высокую начальную интенсивность турбулентности. Соответственно возникла необходимость изучения влияния начальной интенсивности турбулентности на скоростные и температурные характеристики приточных струй.

При исследовании приточных струй интенсивность турбулентности Tu принято оценивать степенью изменения продольной составляющей скорости.

Наименьшая интенсивность турбулентности имеет место для струи, истекающей из сопла, а для закрученной и соударяющихся струй интенсивность турбулентности значительно возрастает. Коэффициент, характеризующий интенсивность затухания струи m значительно уменьшается с увеличением Tu. Интенсивность турбулентности Tu при прохождении воздуха через решетки существенно возрастает с уменьшением коэффициента живого сечения и составляет [1]

$$Tu = 4 – 12\ \% \quad \text{при} \quad K_{ж.с.} = 0{,}4;$$
$$Tu = 8 – 26\ \% \quad \text{при} \quad K_{ж.с.} = 0{,}2;$$
$$Tu = 12 – 40\ \% \quad \text{при} \quad K_{ж.с.} = 0{,}1.$$

Увеличение интенсивности Tu объясняется тем, что за препятствием (решёткой, закручивателем или перегородкой) возникает вихреобразование, которое приводит к постоянному процессу перестройки скоростей. При формировании возникают области турбулентного течения, скорости которых значительно отличаются в поперечном сечении и градиент изменения их значительно больше, чем у скоростей в продольном направлении. Отсюда следует, что картина развития турбулентного течения вниз по потоку в сильной степени зависит от истории его возникновения. Этот вывод особенно справедлив для струй, формирующихся при взаимодействии потоков.

Значения начальной турбулентности при истечении стационарных и динамических потоков равны. В этом смысле представляло интерес получение количественных характеристик турбулентности по оси и в поперечном сечении динамического потока.

На рисунке 1 представлены результаты измерения интенсивности турбулентности Tu вдоль оси исследуемых потоков. Для сравнения здесь же приведены результаты замеров интенсивности турбулентность Tu, полученные другими исследователями.

Интенсивность турбулентности по оси динамического потока для всех исследованных вариантов значительно отличается для прямоточных и закрученных струй. Непосредственно в зоне соударения потоков имеет место максимальное значение турбулентности Tu.

С увеличением расстояния до места встречи потоков интенсивность турбулентности возрастает от 30 до 53 %. По мере формирования течения вдоль основной оси OX интенсивность турбулентности падает, однако значительно превышает значения, приведённые в исследованиях для других струй. Исследования влияния турбулентности на параметры приточной струи в большей степени сводились к выявлению структуры начального и основного участков. Результаты исследований, проведенные Сычевым А.Т. выявили, что начальная турбулентность создаваемая искусственно, не изменяет характера распределения средней продольной скорости пульсационной составляющей, однако приводит к более быстрому нарастанию турбулентности Tu и уменьшению длины начального участка.

Отсутствие начального участка в динамическом течении является причиной возникновения повышенной начальной турбулентности в зоне взаимодействия встречно-соосных струй.

На рисунке 2 приведены результаты экспериментальных исследований распределения интенсивности турбулентности в поперечных сечениях для трёх вариантов исследованных течений. Во всех полученных результатах отмечается высокая интенсивность турбулентности в поперечном сечении. Результаты, полученные нами, подтверждают предположение, что при со-

ударении потоков происходит возникновение повышенной турбулентности.

Это позволяет предполагать, что результирующее течение оказывает влияние на формирование общего перемещения воздушной среды. И в первую очередь это объясняется тем, что на границах потока при скоростях, равных подвижности воздуха в помещении, интенсивность Tu составляет 25 – 30 %.

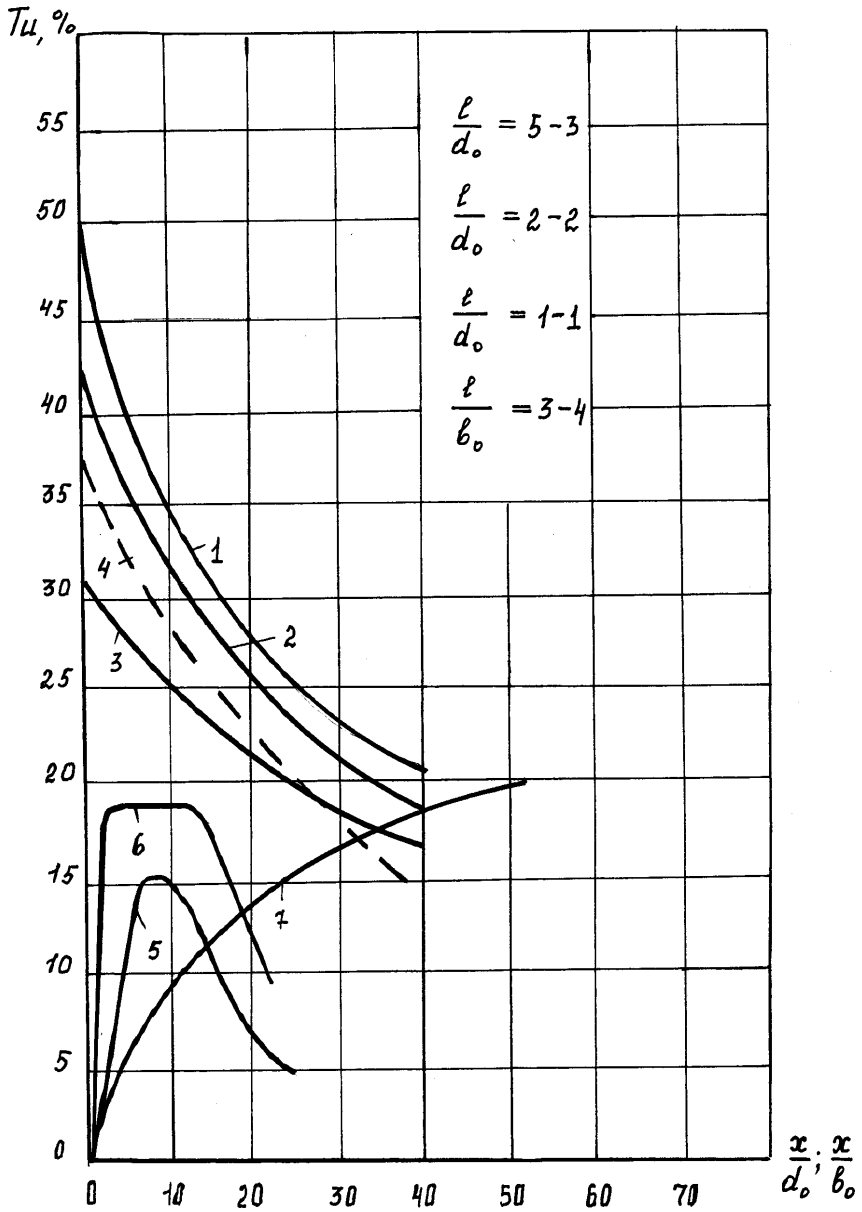


Рисунок 1 – Интенсивность турбулентности по оси струи. Динамические потоки сформированные: 1, 2, 3 – компактными струями; 4 – плоскими струями, по данным: 5 – Вулиса Л.А. [2]; 6 – Сычева А.Т. [3]; 7 – Гримитлина М.И. [1]

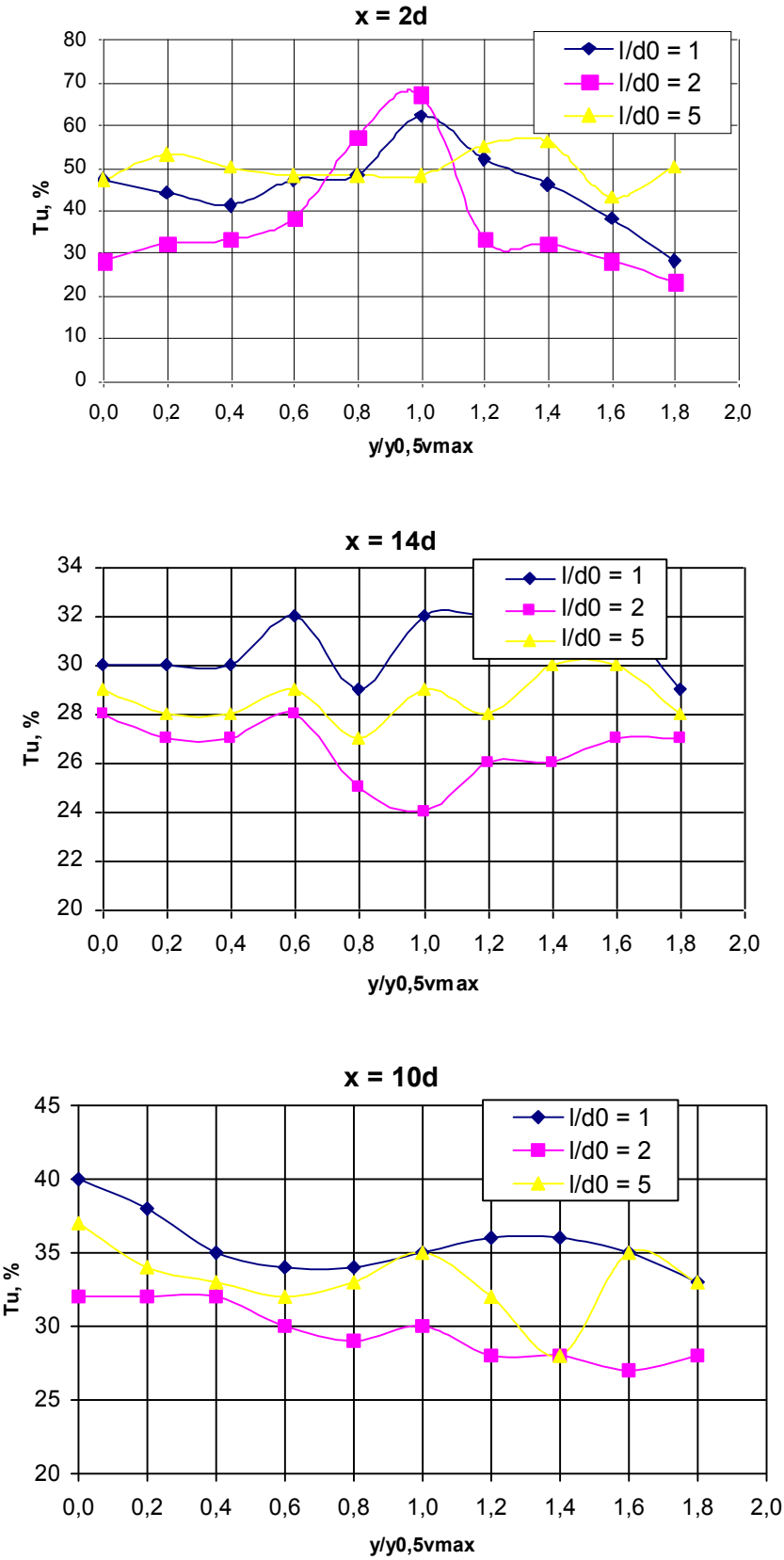


Рисунок 2 – Интенсивность турбулентности в поперечном сечении динамического потока, организованного при взаимодействии компактных струй

Библиографический список

1. Гримитлин М.И. Распределение воздуха в помещениях. – СПб., 1994. – 315 с.
2. Вулис Л.А., Кашкаров В.П. Теория струй вязкой жидкости. – М.: Наука, 1965. – 431 с.
3. Войтехович В.К., Сычев А.Т. Влияние условий истечения на характер развития начального и переходного участков осесимметричной турбулентной струй // Струйные течения жидкостей и газов. – Новополоцк, 1982. – С. 44 – 45.

УДК 546.65.002.61.537.311/.312

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛОТНОСТИ И МОЛЯРНОЙ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ РАСПЛАВОВ РАСТВОРОВ ТРИХЛОРИДОВ ЛАНТАНА И ЛАНТАНИДОВ ЦЕРИЕВОЙ ПОДГРУППЫ В ЭКВИМОЛЬНОЙ СМЕСИ ХЛОРИДОВ НАТРИЯ И КАЛИЯ

Ощепков Д.И., Кулагин Н.М.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, rjetpvo@gmail.com

Приведены результаты измерения плотностей и молярной электропроводности расплавов, состоящих из раствора трихлоридов лантана, церия, празеодима, неодима и самария в эквимольной смеси хлоридов натрия и калия; результаты расчета по ним молярной электропроводности этих систем, сделано предположение о виде зависимости ее от состава расплава.

Ключевые слова: Расплав, плотность, удельная электропроводность, молярная электропроводность, трихлориды, редкоземельные элементы.

Применение редкоземельных элементов перспективно для получения конструкционных материалов с особыми свойствами (легированные стали, стекла, керамические материалы).

Основным промышленным способом получения редкоземельных элементов является электролиз их хлоридных солей. С целью снижения температуры процесса, в качестве электролита, берется расплав состоящий, кроме хлорида редкоземельного элемента, из хлоридов щелочных металлов, самыми дешевыми из которых являются хлориды натрия и калия.

Для разработки режимов электролиза желательно знать его молярную электропроводность.

Использованные в этой работе значения молярной электропроводности получены как произведение молярного объема расплава на его удельную электропрпроводность.

Плотность расплавов на квазибинарных разрезах (KCl – NaCl) – $LnCl_3$,

где Ln это La, Ce, Pr, Nd, Sm, измерялась по методике, изложенной в [1], соли готовились по методике, изложенной в [2].

При приготовлении образцов для измерения плотности за основу брались составы, приготовленные с содержанием 100 %(мол) и 15 %(мол) трихлорида редкоземельного элемента. Образцы, содержащие 50, 20, 10 и 5 %(мол.), получались добавлением к основным составам хлоридов калия и натрия эквимольного состава. Для результатов измерения плотности расплавов эквимольного состава KCl – NaCl получены отклонения на 0,1 – 0,5 % от пользующихся доверием результатов [3], что позволяет считать их приемлемыми.

Результаты измерения плотностей расплавов при различных температурах хорошо описываются линейным уравнением. В таблице 1 приведены уравнения регрессии, полученные по методу наименьших квадратов, для зависимости плотности расплавов от температуры в интервале 650 – 900 ^{0}C.

Численные результаты расчетов плотностей по этим уравнениям представлены в таблице 1 и отличаются от [4; 5] не более, чем на 1,2 %, что достаточно для определения молярной электропроводности изучаемых расплавов, исходя из возможных ошибок при определении удельной электропроводности.

Таблица 1 – Коэффициенты уравнения $\rho = a - bt$ для плотности расплавов

% мол	$LaCl_3$		$CeCl_3$		$PrCl_3$		$NdCl_3$		$SmCl_3$	
	a, кг/м^3	$b\cdot10^3$, кг/м^3·К	a, кг/м^3	$b\cdot10^3$, кг/м^3·К	a, кг/м^3	$b\cdot10^3$, кг/м^3·К	a, кг/м^3	$b\cdot10^3$, кг/м^3·К	a, кг/м^3	$b\cdot10^3$, кг/м^3·К
0	2001	6028								
5	213,1	603,1	216,1	638,0	216,8	642,3	211,5	578,6	219,3	666,6
10	227,9	637,1	228,5	633,7	229,0	641,6	230,1	649,4	230,2	642,7
15	241,8	661,0	242	663,8	240,5	636,7	240,1	624,0	244,6	655,8
20	254,8	689,4	252,7	658,4	253,9	665	255,6	675,0	258,6	684,2
25	263,0	663,4	261,3	643,5	262,8	650,3	264,7	653,4	269,7	688,5
50	310,1	714,6	304,3	646,9	313,3	747,7	312,8	690,3	325,2	780,2
100	365,7	671,9	365,8	666,7	367,3	653,3	375,6	684,9	392,5	752,5

Зависимость углового коэффициента зависимости плотности от температуры, при молярном содержании трихлорида РЗМ равному 50 %, приведена на рисунке 1.

Результат измерения удельной электропроводности χ (См/см) от температуры T (K) в виде зависимости ее логарифма от обратной термодинамической температуры для расплава, содержащего 50 % (мол) $LaCl_3$ приведен на рисунке 2. Для других систем поведение логарифма электропроводности аналогично.

Очевидно, что в предположении активационного механизма электропроводности расплавов, делать вывод о наблюдении излома на полученной зависимости нельзя.

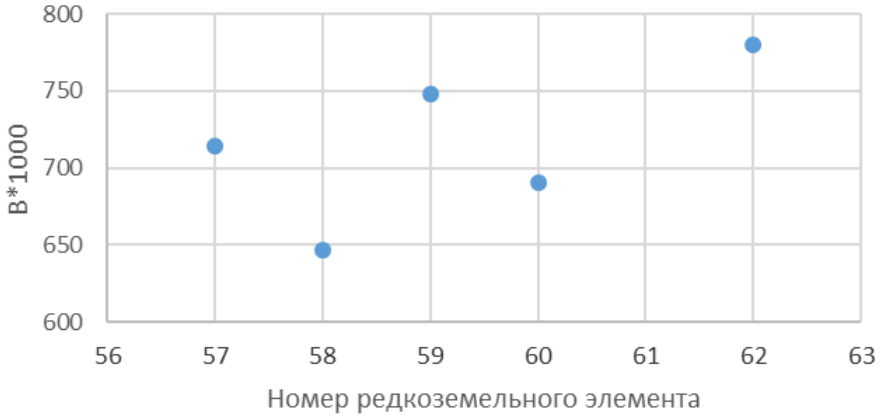


Рисунок 1 – Зависимость углового коэффициента термического расширения b от номера редкоземельного элемента для его молярной доли 50 %, кг/(м^3·К)

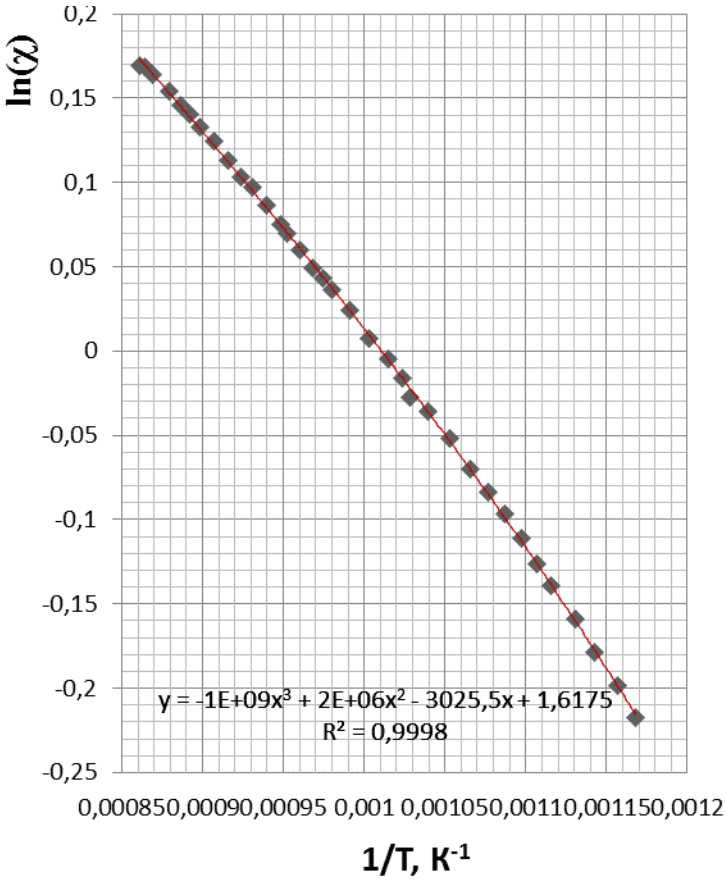


Рисунок 2 – Зависимость ln (χ) от 1/T для раствора с 50 % $LaCl_3$

Результаты расчета молярной электропроводности расплавов для изученных систем представлены в таблицах 2 – 6.

Обычно способ обработки измерений структурно-чувствительной величины включает нахождение ее отклонения от аддитивного значения. Он не применим для рассматриваемых систем, так как уже в начале века установлено, несколькими независимыми методами, что структура расплавов трихлоридов РЗМ не соответствует прежним представлениям и аномально вы-

сока для предложенной сейчас их структуры [6]. Поэтому возможности опираться на полученные значения молярной электропроводности расплавов чистых трихлоридов, при построении аддитивной величины, нет.

Таблица 2 – Зависимость молярной электропроводности расплава от %(мол) $LaCl_3$, См·м^2/кмоль

t, ^{0}C	Эвтектика	5 %	10 %	15 %	20 %	25 %	50 %	100 %
650	9,03	7,93	6,98	7,01	6,41	6,25	4,81	4,33
700	9,83	8,68	7,75	7,78	7,18	7,03	5,85	5,15
750	10,62	9,44	8,51	8,45	7,95	7,84	6,80	6,02
800	11,43	10,21	9,27	9,13	8,72	8,61	7,79	6,95
850	12,24	10,99	10,05	9,82	9,52	9,39	8,84	7,93
900	13,06	11,94	10,84	10,53	10,32	10,17	9,94	8,96

Таблица 3 – Зависимость молярной электропроводности расплава от %(мол) $CeCl_3$, См·м^2/кмоль

t, ^{0}C	Эвтектика	5 %	10 %	15 %	20 %	25 %	50 %	100 %
650	9,03	8,11	7,80	6,95	6,86	6,29	5,34	5,2
700	9,83	8,88	8,59	7,69	7,62	7,02	6,26	6,19
750	10,62	9,66	9,39	8,45	8,39	7,77	7,25	7,24
800	11,43	10,44	10,18	9,2	9,16	8,52	8,26	8,36
850	12,24	11,22	10,98	9,96	9,94	9,26	9,32	9,55
900	13,06	12,02	11,83	10,78	10,78	10,03	10,47	10,79

Таблица 4 – Зависимость молярной электропроводности расплава от %(мол) $PrCl_3$, См·м^2/кмоль

t, ^{0}C	Эвтектика	5 %	10 %	15 %	20 %	25 %	50 %	100 %
650	9,03	8,18	7,47	6,59	6,59	5,93	5,01	4,83
700	9,83	9,05	8,21	7,31	7,31	6,61	5,79	5,82
750	10,62	9,91	8,96	8,03	8,05	7,33	6,65	6,90
800	11,43	10,67	9,67	8,76	8,77	7,97	7,42	8,06
850	12,24	11,42	10,33	9,49	9,5	8,63	8,15	9,29
900	13,06	12,18	11	10,24	10,26	9,28	8,91	10,59

Таблица 5 – Зависимость молярной электропроводности расплава от %(мол) $NdCl_3$, См·м^2/кмоль

t, ^{0}C	Эвтектика	5 %	10 %	15 %	20 %	25 %	50 %	100 %
650	9,03	7,53	7,03	6,57	6,25	6,10	5,12	4,13
700	9,83	8,32	7,78	7,31	6,98	6,84	5,97	5,00
750	10,62	9,14	8,53	8,05	7,68	7,53	6,83	5,90
800	11,43	9,96	9,3	8,79	8,39	8,23	7,63	6,81
850	12,24	10,75	10,08	9,55	9,12	8,91	8,45	7,75
900	13,06	11,57	10,95	10,31	9,86	9,57	9,15	8,70

Таблица 6 – Зависимость молярной электропроводности расплава от %(мол) $SmCl_3$, См·м^2/кмоль

t, ^{0}C	Эвтектика	5 %	10 %	15 %	20 %	25 %	50 %	100 %
650	9,03	8,12	6,91	6,61	6,27	5,52	4,97	4,04
700	9,83	8,91	7,63	7,32	6,95	6,17	5,67	4,91
750	10,62	9,71	8,38	8,03	7,67	6,84	6,42	5,86
800	11,43	10,47	9,06	8,74	8,34	7,48	7,17	6,89
850	12,24	11,25	9,80	9,49	9,08	8,16	7,96	8,00
900	13,06	11,91	10,51	10,31	9,91	8,83	8,54	9,17

Для описания полученных результатов был использован следующий прием: предположили, что расплав образован с участием комплексной соли, включающей анион $LnCl_{3+k}^{-k}$; провели пересчет молярного процента трихлорида РЗМ на эквивалентную долю принятой комплексной соли. Предположили, что электропроводность определяется, в основном, подвижностью ионов хлора в расплаве, и предположили квадратичную зависимость молярной электропроводности от эквивалентной доли монохлоридов.

Средствами Excel MS Office были получены оценки величины k, обеспечивающие наилучшие приближения к опытным данным.

Результаты расчета при 900 ^{o}C приведены в таблице 7.

Таблица 7 – Найденные оценки для квадратичной зависимости $\chi = a + b \cdot x_{MeCl}^2$ от доли в расплаве монохлорида с комплексной солью, определяемой величиной k и полученные отклонения в процентах

РЗМ	a, См·м^2/моль	b, См·м^2/моль	k	%(мол) $LnCl_3$						
				0	5	10	15	20	25	50
La	0,004463	0,008727	0,355	-1,00	2,07	-0,35	-1,57	3,19	-3,37	0,71
Ce	0,002913	0,010157	1	-0,08	-0,73	3,21	-2,06	0,75	-4,45	2,94
Pr	0,004461	0,008729	0,358	-1,00	2,07	-0,35	-1,57	3,19	-3,37	0,70
Nd	0,003842	0,009156	0,992	0,47	-1,38	0,76	0,39	-0,01	-0,22	-0,03
Sm	0,004730	0,008386	0,452	-0,44	1,32	-2,59	2,08	3,11	-4,67	0,72

Близость значения k к единице у церия и неодима сопровождается уменьшенными по величине угловыми термическими коэффициентами, показанными на рисунке 1 по сравнению с другими рассмотренными РЗМ.

Выводы

Произведены измерения плотностей расплавов растворов трихлоридов лантана и лантанидов цериевой подгруппы в эквимольной смеси хлоридов калия и натрия не использованным ранее методом.

Предложена зависимость молярной электропроводности расплавов изученных систем от их состава.

Библиографический список

1. Ощепков Д.И. Пикнометрически-манометрический метод измерения плотностей жидкостей / Д.И. Ощепков, Н.М. Кулагин // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 2. – С. 66 – 67.
2. Кулагин Н.М. Фазовые равновесия и проводимость расплавов в системе (NaCl+KCl)–$LaCl_3$ / Н.М. Кулагин, Н.Г. Кулагина, Т.В. Киселева, Д.М. Лаптев // Вестник горно-металлургической секции АЕН РФ. Отделение металлургии: сб. науч. трудов. // Новокузнецк, 1994. – Вып. 1. – С. 44 – 49.
3. Husband L.T.B. The use of manometric desitInstruments / L.T.B. Husband // Journal of Science Instruments. – 1958. – № 8. – P. 300 – 301.
4. Потапов А.М. Приближенная оценка плотности расплавленных солей хлоридов редкоземельных элементов с хлоридами щелочных металлов / А.М. Потапов // Расплавы. – 2001. – № 5. – С. 25 – 32.
5. Потапов А.М. Электропроводность индивидуальных расплавленных трихлоридов редкоземельных элементов. II. Молярная электропроводность / А.М. Потапов // Расплавы. – 2008. – № 4. – С. 51 – 68.
6. Потапов А.М. Электропроводность индивидуальных расплавленных трихлоридов редкоземельных элементов. III. Структура расплавов и механизм переноса электричества / А.М. Потапов // Расплавы. – 2008. – № 6. – С. 40 – 52.

СВАРКА: НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ

УДК 621.791.13

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СХЕМ СВАРКИ ВЗРЫВОМ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ–МЕДЬ

Розен А.Е., Крюков Д.Б., Хорин А.В., Гуськов М.С.

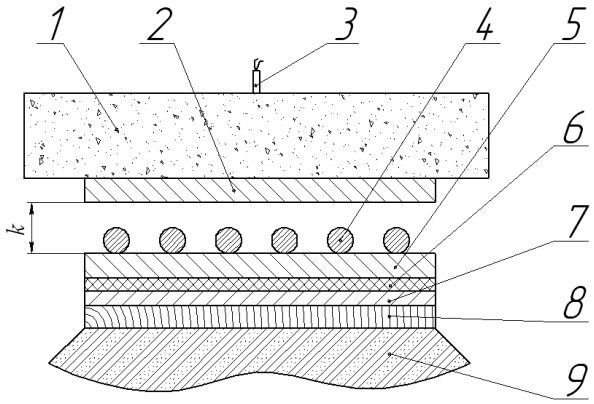
Пензенский государственный университет, г. Пенза, metal@pnzgu.ru

В основу разработки технологических схем ударно-волновой обработки композиционного материала заложено получение качественного соединения материала матрицы и армирующих волокон. Необходимость качественного соединения обусловлена не только сохранением прочности композита в целом, но и возможностью дальнейшего диффузионного взаимодействия исходных компонентов. Одним из основных контролирующих параметров при получении армированного композита системы алюминий–медь является минимальное количество оплавленных участков и промежуточных фаз на границе матрица–волокно, так как они отрицательно влияют на дальнейшие технологические свойства полуфабриката.

Решение поставленной задачи сводится к подбору рациональных технологических параметров сварки: скорости соударения пластин, скорости детонации, зазора между матричными слоями и армирующими волокнами, выбора ориентации волокон в структуре композита и геометрических размеров армирующих элементов.

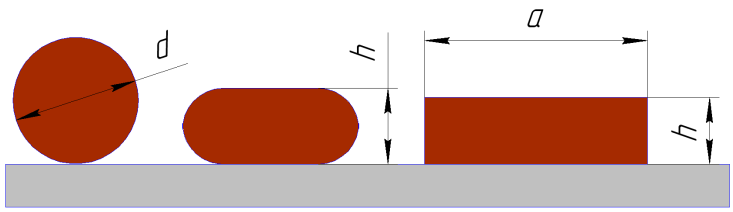
Для получения листовых полуфабрикатов высокопрочного композиционного материала системы алюминий–медь применяли параллельную схему сварки, представленную на рисунке 1. Расчет параметров сварки взрывом выполнялся по известным эмпирическим зависимостям [1 – 3]. Материалом матрицы выбирали листовой прокат из сплава АМг2м толщиной 2 мм и размером 250×1500 мм.

В качестве армирующих волокон использовали медную проволоку марки М1М диаметром от 0,5 до 2 мм, в том числе катанную на вальцах со степенью деформации 40 %, а также медную полосу марки М1М толщиной 0,5 и шириной 7 мм (рисунок 2). При сварке взрывом на поверхности материалов матрицы и волокна недопустимо наличие окислов, оксидных пленок, влаги и металлических включений, поэтому поверхности были тщательно зачищены и обезжирены. Сварка взрывом осуществлялась в условиях открытого полигона. На рисунке 3 показана схема расположения армирующих волокон между матричными листами.



1 – заряд взрывчатого вещества (ВВ); *2* – метаемая пластина; *3* – электродетонатор; *4* – медная проволока; *5* – неподвижная пластина; *6* – изоляционный слой; *7* – стальное основание; *8* – дополнительное основание; *9* – грунт; *k* – зазор между матричными пластинами

Рисунок 1 – Параллельная схема армирования алюминия медной проволокой:



d – диаметр волокна; *h* – высота полосы; *a* – ширина волокна

Рисунок 2 – Форма армирующих волокон:

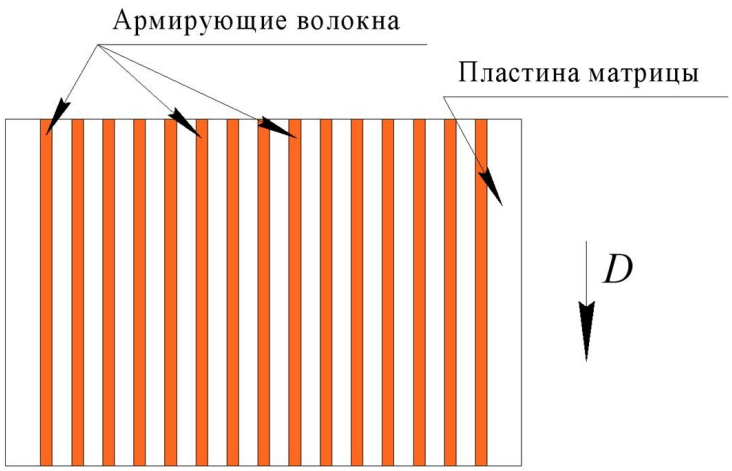
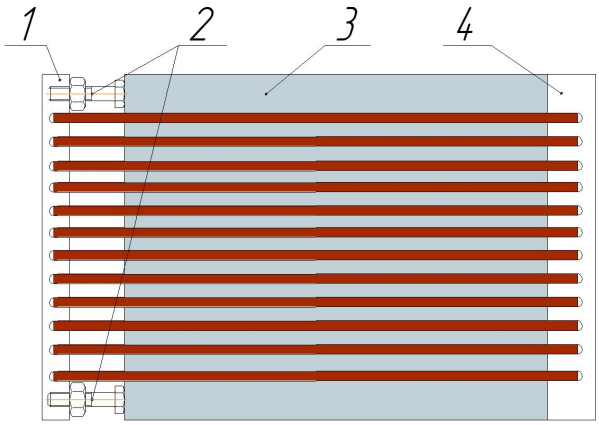


Рисунок 3 – Схематичное расположение волокон (вид сверху): *D* – направление распространения фронта детонационной волны

Установлено, что использование схемы, представленной на рисунке 1, не представляется возможным из-за нарушения предварительного расположения армирующих волокон в процессе сварки при распространении фронта детонации ВВ. Происходит смещение волокон относительно первоначального расположения. В местах скопления армирующих элементов возникает непровар. Для обеспечения заданного шага армирования был предложен механизм закрепления армирующих волокон относительно матрицы, представленный на рисунке 4 [4, 5].



1 – уголок; *2* – регулирующее болтовое соединение; *3* – стальное основание; *4* – металлическая дополнительная пластина

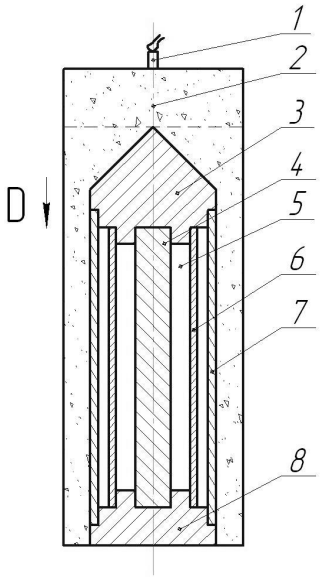
Рисунок 4 – Механизм закрепления и ориентация волокон

Механизм закрепления и ориентация волокон представляет собой расположение в местах крепления волокон дополнительных стальных элементов *1* и *4*. Длину пластины *4* и уголка *1* выбирали равной ширине неподвижной матричной пластины. Толщину пластины *4* выбирали равной от 1,5 до 2 мм и ширину от 40 до 50 мм. Использовали уголок *1* с шириной полок 25 мм и толщиной 3 мм. На пластине и уголке по длине просверливали технологические отверстия на расстоянии 15 мм от края. Диаметр отверстий выбирали равным ширине волокна +0,5 мм. Расстояние между технологическими отверстиями соответствовало выбранному шагу армирования композита. Пластину *4* жестко закрепляли на основании *3* для фиксирования положения армирующих волокон перед взрывом. Уголок *1* закрепляли с помощью болтового соединения *2* к стальному основанию *3*. Разработанный механизм позволяет не только четко ориентировать армирующие волокна в заданном направлении, выдерживать заданный шаг армирования, но и предотвращать их выброс из сварочного зазора при плакировании.

С помощью предложенной схемы получены полуфабрикаты композиционного материала (рисунок 5). Показано, что при использовании форсированного режима сварки вследствие повреждения материала матрицы и нарушения целостности волокон прочность композиционного материала также уменьшается, что вело к разрушению матричных слоев.

Рисунок 5 – Листовой полуфабрикат композиционного материала

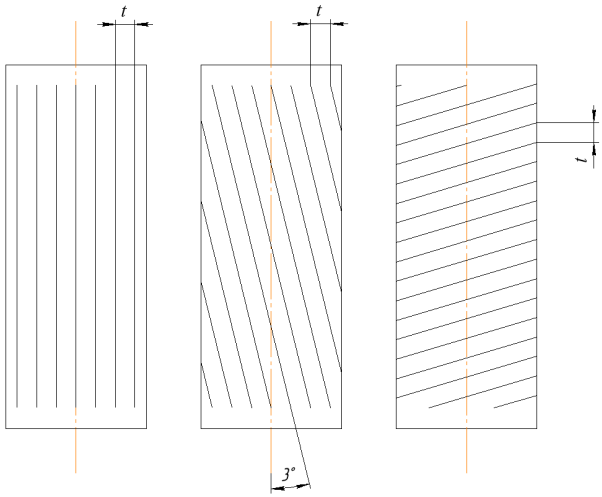
Для получения трубных композиционных материалов системы алюминий–медь применяли схему, представленную на рисунке 6. Использовали трубы из АМг5М диаметром от 16 до 80 мм, толщиной стенки от 2,5 до 3,0 мм и длинной 600 мм. Применяли три схемы навивки – продольную, спиральную с шагом 10 мм и наклонную с углом равным 3° (рисунок 7). На рисунке 8 представлен внешний вид трубного полуфабриката армированного композиционного материала после сварки взрывом.



1 – электродетонатор; *2* – заряд ВВ; *3* – обтекатель (сталь);
4 – медная проволока; *5* – зазор, заполненный инертным материалом;
6 – внутренняя труба с навитой проволокой (алюминий);
7 – внешняя труба (алюминий); *8* – донная заглушка (сталь)

Рисунок 6 – Цилиндрическая схема армирования алюминия медной проволокой

Целостность волокон, их направленность и расположение в волокнистом композиционном материале исследовали неразрушающим рентгенографическим методом контроля. На рисунках 9 и 10 представлены характерные рентгенографические снимки армированного композиционного материала, полученные с помощью импульсного рентгеновского аппарат «САРМА» (*B&G*) модель 500.



t – шаг армирования

Рисунок 7 – Схемы навивки медной проволоки на внутреннюю трубу

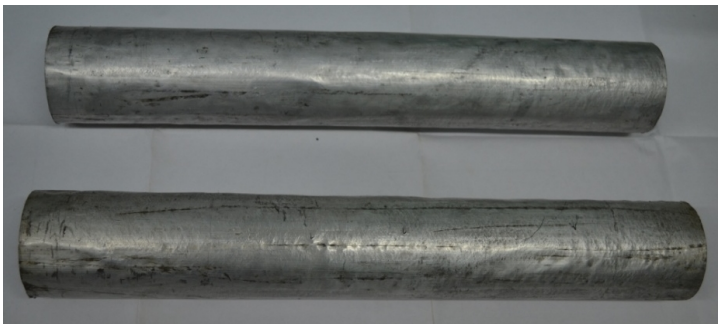


Рисунок 8 – Внешний вид трубного полуфабриката армированного композиционного материала

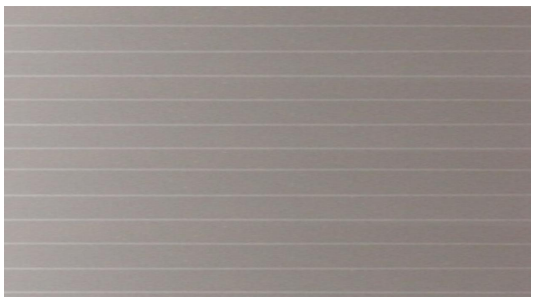
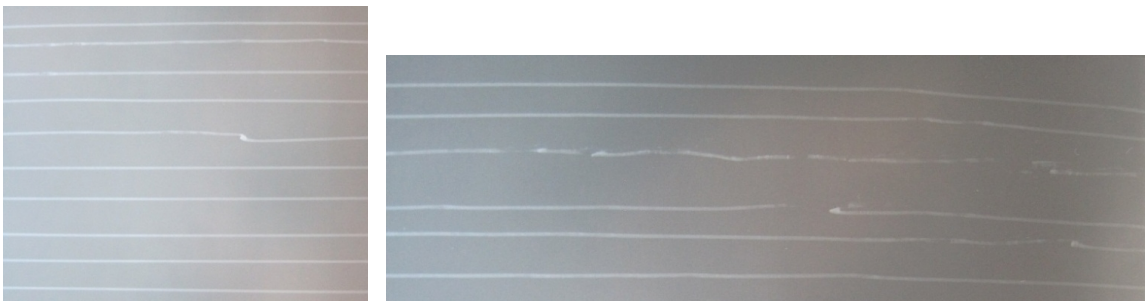


Рисунок 9 – Рентгенографический снимок образца армированного композиционного материла – контроль сплошности и укладки волокон

По результатам неразрушающего контроля композиционных материалов на снимках установлены места разрывов и локальных защемлений армирующих волокон. Места локальных защемлений в армированном композиционном материале являются концентраторами напряжения и снижают его прочность. Установлено, что причиной разрушения армирующих волокон является форсированные технологические режимы (скорость детонации, величина зазора).

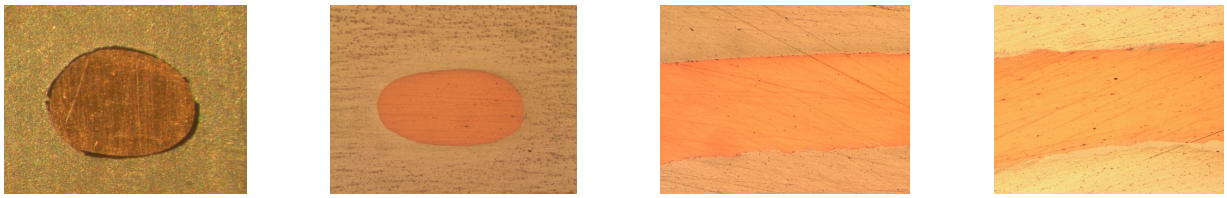


а *б*

а – локальное защемление армирующего волокна; *б* – потеря устойчивости, разрыв армирующих волокон

Рисунок 10 – Рентгенографический снимок образца армированного композиционного материла:

Исследовали макро- и микроструктуру композиционного материала при различных параметрах сварки взрывом (рисунок 11). Установлено, что рациональным режимом сварки является: скорость детонации, равная 1900 – 1950 м/с, и скорость соударения, равная 650 – 670 м/с, (рисунок 1, *б* и 1, *в*), угол соударения пластин при этом должен составлять 18 – 19 градусов.



а *б* *в* *г*

Рисунок 11 – Микроструктура армирующих волокон:
D = 1750–1850 м/с, k = 2 мм проволока (*а*); D = 1900–1950 м/с, k = 3 мм прокатанная проволока (*б*), полоса (*в*); D = 2200 – 2400 м/с, k = 3 мм полоса (*г*)

Установлено, что количество непроваров снижается с использованием проволоки меньшего сечения диаметром до 0,5 мм, а применение волокон с поперечным сечением в виде овала и прямоугольника позволило их полностью устранить[4 – 6]. Установлено, что для образования качественного соединения волокна и матрицы без образования промежуточных прослоек и непровара рационально использовать сварочный зазор между матричными пластинами, равный 2,8 – 3,1 мм.

Разработанные технологические схемы сварки взрывом позволяют получать листовые и трубные композиционные материалы с армирующими волокнами различной геометрической формы и требуемой их объемной долей. Определены рациональные параметры сварки, которые обеспечивают получение прочного соединения компонентов композита, исключающие образование непроваров и оплавленных участков.

Библиографический список

1. Баум, Ф.А. Физика взрывом / Ф.А. Баум, К.П. Станюкович, Б.И. Шехтер – М.: Изд-во физико-математической литературы, 1959. – 256 с.
2. Дерибас, А.А. Физика упрочнения и сварка взрывом / А.А. Дерибас. – Новосибирск: Наука. Сибирское отделение, 1972. – 188 с.
3. Конон, Ю.А. Сварка взрывом / Ю.А. Конон, Л.Б. Первухин, А.Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
4. Хорин, А.В. Медно-алюминиевые композиционные материалы, полученные сваркой взрывом / А.В. Хорин, И.С. Лось, Д.Б. Крюков // Известия Волгоградского государственного технического университета. Сер.: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград : Изд-во ВолгГТУ, 2010. – № 5 (65). – Вып. 4. – С. 88–92.
5. Крюков, Д.Б. Технологические аспекты производства композиционных металлокерамических материалов повышенной механической прочности и термостабильности / Д.Б. Крюков, А.О. Кривенков, А.В. Хорин [и др.] // Проблемы разливки и кристаллизации стали, сварки, термообработки и математическое моделирование технологических процессов: сб. тез. Междунар. науч.-техн. конф. (Москва, 13–14 декабря 2012 г.) / ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» (ГК «Росатом»). Атомэнергомаш. – М.: Изд-во ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», 2012. – С. 73.
6. Khorin, A. V. ıntermetallic composite by explosive welding / I. S. Los', A. V. Khorin, E. G. Troshkina // Explosive Production of New Materials: Science, Technology, Business and Innovations / Edited by A. A. Deribas, Yu. B. Scheck. – Moscow : TORUS PRESS., 2012. – P. 67.

УДК 621.791

ПОРОШКОВАЯ ПРОВОЛОКА ДЛЯ НАПЛАВКИ В СРЕДЕ АЗОТА

Вострецов Г.Н., Липатова У.И.

Сибирский государственный индустриальный университет
г. Новокузнецк, vostretsov_gn@mtsp.sibsiu.ru

Исследовано влияние основных легирующих элементов на твердость наплавленного теплостойкого металла. Рассмотрены особенности формирования структуры и свойств теплостойкого металла при плазменной наплавке в азотосодержащей защитно-легирующей газовой среде. Предложены составы порошковых проволок для плазменной наплавки прокатных валков.

Ключевые слова: высоколегированные теплостойкие стали, наплавленный металл, δ-фазы и α-фазы, плазменная наплавка, вторичная твердость металла, теплостойкость.

Рабочий слой обрабатывающего инструмента должен обладать высо-

кой прочностью, вязкостью, износостойкостью, теплостойкостью и высокой твердостью. Наиболее полно всем этим свойствам отвечают теплостойкие инструментальные стали высокой твердости, которые сочетают теплостойкость (600 – 700 ^{o}C) с высокой твердостью (HRC 63-68) и повышенным сопротивлением пластической деформации [1].

Таким образом, разработка и применение наплавочных материалов на основе теплостойких инструментальных сталей является весьма актуальной задачей. Причем в зависимости от конкретных условий работы валков должен разрабатываться материал с определенными доминирующими свойствами. Например, для наплавки рабочего слоя валков холодной прокатки вольфрама и молибдена необходима высокая твердость, а для наплавки рабочего валков прокатки керамической пленки – высокая износостойкость наплавленной поверхности [2].

В результате анализа условий эксплуатации прокатных валков и требований, предъявляемых к рабочей поверхности можно сформулировать следующие основные принципы разработки наплавочных материалов:

– создание наплавленного слоя, отвечающего полному комплексу необходимых свойств (твердости, теплостойкости, износостойкости и прочности);

– оптимизация составов наплавочных материалов в зависимости от конкретных вариантов применения;

– технологичность разрабатываемых наплавочных материалов.

Поэтому целью работы является исследование влияние основных легирующих элементов на твердость наплавленного теплостойкого металла. Для достижения поставленной задачи первоначально, с помощью эксперимента и литературных данных была определена область исследования [1, 3, 5], а впоследствии с применением планирования эксперимента и метода крутого восхождения по поверхности отклика функции рассчитан оптимальный состав порошковой проволоки.

Определение твердости образцов производилось сразу после плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота и после отпуска на вторичную твердость. Режимы отпуска на вторичную твердость: Температура нагрева – 560 ^{o}C; время выдержки – 1 час.

Результаты исследования приведены на рисунке 1.

$$HRC=42,25 + 5C+5,37W+1,82\ Mo – 0,49W\ Mo. \quad (1)$$

Для оценки влияния факторов полученное регрессионное уравнение можно привести к относительному виду (рисунок 2).

Из графика следует, что для соблюдения отклонения твердости от среднего значения HRC 65 в пределах HRC±1 можно варьировать соотношением $\Delta C/C = 25$ %; $\Delta W/W = 57$ %; $\Delta Mo/Mo = 10$ %. По нашим расчетам в данном диапазоне концентраций легирующих элементов в теплостойких сталях при выполнении условия сохранения неизменным значения твердости вольфрам можно частично заменить молибденом по соотношению:

$$W = (1,1…1,2)\ \%\ Mo. \quad (3)$$

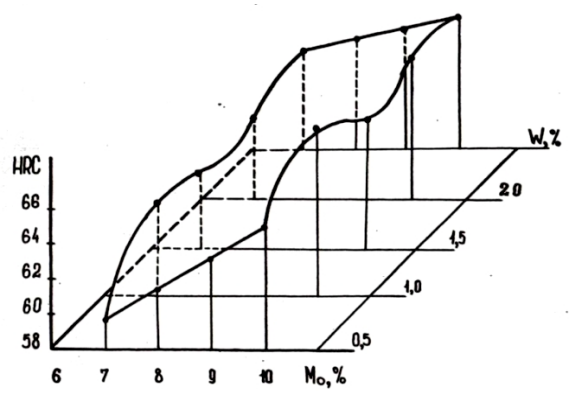


Рисунок 1 – Изменение вторичной твердости от содержания вольфрама и молибдена в порошковой проволоке (содержание углерода 0,8 %)

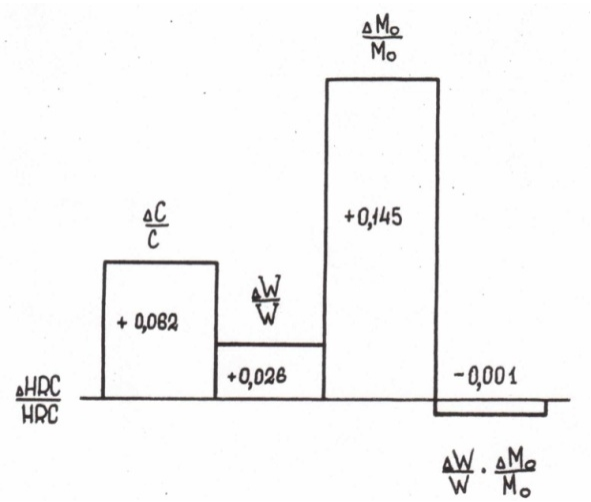
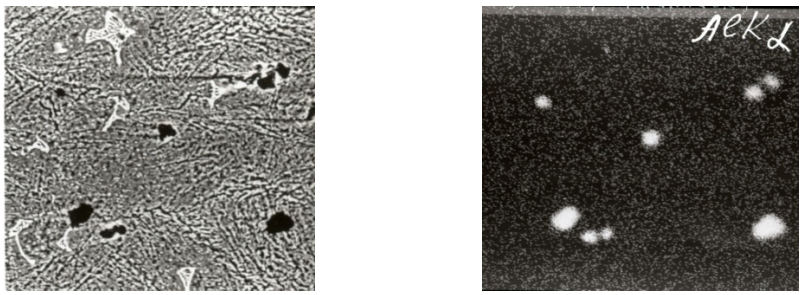


Рисунок 2 – Влияние отклонения содержания легирующих элементов от оптимального состава на изменение вторичной твердости наплавленного металла

Получение качественного наплавленного металла при плазменной наплавки в защитно-легирующей газовой смеси без пор, трещин и др. дефектов обеспечивается введением в шихту порошковой проволоки определенных добавок. Например, фтор и хлор – содержащие компоненты и алюминий снижают вероятность образования пор [4]. Дополнительно эти компоненты шихты порошковой проволоки могут влиять на формирование фазового состава, структуру и свойств наплавленного металла. Таким образом, изменяя содержание алюминия в шихте порошковой проволоки, мы можем определить его оптимальное содержание там, исходя из условия получения качественного металла с максимально возможной высокой твердостью.

Содержание алюминия в наплавленном металле изменяли в пределах 0 – 3,0 %, а азота в пределах 0,06 – 0,08 %. Алюминий добавляли в порошковую проволоку в количестве 0 – 6 %. Легирование азотом наплавленного металла производили из газовой фазы в результате использования азотосодер-

жащей защитной газовой среды. Микрорентгеноспектральный качественный и количественный анализ образцов из наплавленного металла выполняли на установки «Comebax-micro», а рентгеноструктурный – на установке ДРОН-2,0. В результате микрорентгеноспектрального анализа установлено, что алюминий находится в наплавленном металле либо в виде соединений предположительно нитридов или комплексных оксидов металлов, либо в твердом растворе (рисунки 3 и 4). Размеры включений находятся в пределах 6 – 12 мкм, что позволяет сделать предположение об их дополнительном вкладе в процесс упрочнения наплавленного металла. Содержание алюминия в твердом растворе и во включениях определяли на площади 2×2 мкм с шагом съемки 5 мкм. Линия сканирования зонда была выбрана таким образом, чтобы попало хотя бы одно крупное включение (рисунок 3).



а б

Рисунок 3 – Структура характерного участка наплавленного в азоте металла типа Р2М8 (а) и характер распределения на этом участке алюминия (б). Электронная микроскопия, ×500

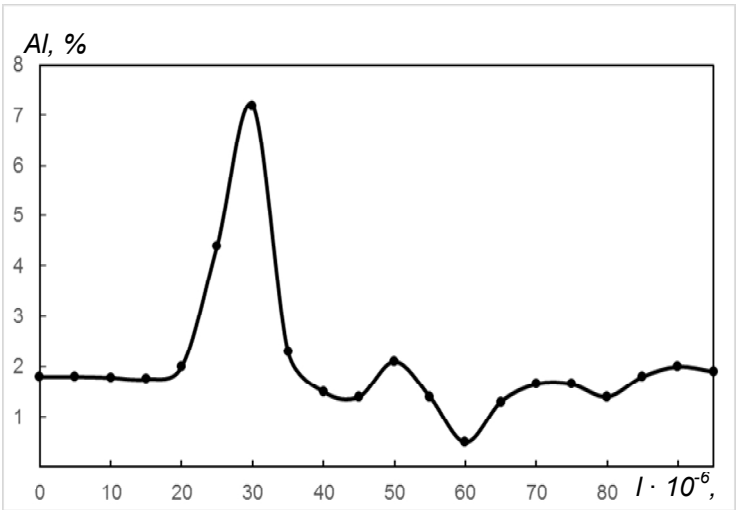


Рисунок 4 – Характерное распределение алюминия в микрообъеме наплавленного в азоте металла типа Р2М8

В результате исследования влияния содержания алюминия в наплавленном в азоте металле типа Р2М8 установлено, что максимальный прирост значения вторичной твердости HRC 1,5 – 2,0 наплавленного металла достигается при содержании алюминия до 1,0 – 1,2 % (рисунок 5). Вероятно, в этом диапазоне концентраций алюминия доминируют процессы дисперсионного упрочнения. Дальнейшее увеличение содержания алюминия в наплавленном металле приводит к резкому снижению твердости после наплавки и способности металла к упрочнению при отпуске. Такое снижение твердости обусловлено увеличением количества относительно «мягкой» структурной составляющей – высокотемпературного δ-феррита (HV около 3000 МПа) [3]. Увеличение количества высокотемпературного δ-феррита приводит к уменьшению количества появляющегося при более низких температурах аустенита. Таким образом, снижение вторичной твердости (рисунок 6, а, кривая 2) при увеличении содержания алюминия в твердом растворе более 0,8 – 1,0 % связано с увеличением количества δ-фазы вместо α-фазы. В этом случае процессы разупрочнения доминируют над процессами дисперсионного упрочнения и процессами упрочнения, связанными с мартенситным превращением аустенита при отпуске на вторичную твердость.

В результате исследования были разработаны составы порошковых проволок на основе теплостойких инструментальных сталей высокой твердости для плазменной наплавки в защитно-легирующей среде азота (таблица 1).

Таблица 1 – Содержание (среднее) основных легирующих элементов в наплавленном теплостойком металле

№	Марка	Содержание (среднее) элементов, %						Твердость после напл., HRC	Вторичная твердость , HRC
		C	W	Mo	Cr	V	Al		
1	ПП-Р0М8	0,85	-	8,5	4,0	0,4	2,0	57	60–62
2	ПП-Р2М8	0,85	1,5	8,5				56	63-65
3	ПП-Р6М5	0,8	6,0	5,0				56	64-66

Разработанные порошковые проволоки были использованы при плазменной наплавке в защитной среде азота прокатных валков.

Выводы:

– установлена регрессионная зависимость между содержанием углерода, вольфрама, молибдена и алюминия и вторичной твердостью наплавленного в среде азота теплостойкого металла;

– исходя из сохранения высокой твердости наплавленного металла, вольфрам в порошковой проволоке можно заменить молибденов в соотношении Mo/W=1,0/(1,1 – 1,2);

– оптимальным с точки зрения получения максимальной вторичной твердости при плазменной наплавке в среде азота является содержание алюминия в наплавленном металле в пределах 0,8 – 1,0 % (около 2,0 % в порошковой проволоке).

– разработаны составы порошковых проволок для плазменной наплавки теплостойкими инструментальными сталями и наплавлены опытные партии прокатных валков.

Библиографический список

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
2. Малушин Н.Н., Зубков Н.С.// Изв. вуз. Черная металлургия. – 1989. – № 10. – С. 62 – 65.
3. Меськин В.С. Основы легирования стали. М.: Металлургия, 1964. – 684 с.
4. Вострецов Г.Н., Козырев Н.А.., Вострецова Т.Г. // Восстановительная плазменная наплавка теплостойкими инструментальными сталями деталей металлургического оборудования: Сб. док. 14-й Международной научно-практической конференции. – Санкт-Петербург: изд. политехнического университета, 2012. – С. 37 – 41.
5. Пат. РФ. № 2492982 Шихта порошковой проволоки / Козырев Н.А., Вострецов Г.Н., Шурупов В.М. Вострецова Т.Г. от 05 марта 2012 г.

УДК 621.791.92:621.771.07

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩИХ РУД ПРИ НАПЛАВКЕ СТАЛИ*

Козырев Н.А. Шурупов, В.М., Козырева О.Е., Титов Д.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новоузнецк, E-mail: kozyrev_na@mtsp.sibsiu.ru

Проведены экспериментальные исследования по наплавке под флюсом АН 26С порошковыми проволоками, изготовленными из вольфрамсодержащих составляющих и пылевидных углеродфторсодержащих компонентов. Исследования показали возможность восстановление вольфрама непосредственно из вольфрамсодержащих оксидных материалов с использованием углеродсодержащего восстановителя.

Ключевые слова: наплавленный металл, порошковая проволока, восстановление, оксид вольфрама, углеродфторсодержащий материал

Рациональное использование дорогостоящего вольфрама и его производных является актуальной задачей современного производства. Один из путей – восстановление вольфрама непосредственно из вольфрамсодержащих оксидных материалов минуя процесс получения ферросплавов. В данной работе рассмотрены возможности восстановления оксидов вольфрама углеродистым восстановителем из порошковой проволоки при наплавке под флюсом. В опытах использовали вольфрамовый концентрат марки КШ-4 по ГОСТ 213-83 производства ОАО «Горнорудная компания «АИР» с содержа-

* Работа выполнена в СибГИУ в рамках проектной части Государственного задания Минобрнауки РФ № 11.1531.2014/к.

нием 54 % WO_3, руду с содержанием 0,372 % WO_3 и « хвосты» после обогащения с содержанием 0,07 % WO_3. В качестве углеродистого восстановителя использовали углеродфторсодержащие пылевидные отходы металлургического производства с химическим составом масс. %: 21 – 43,27 Al_2O_3; 18 – 27 F; 8 – 13 Na_2O; 0,4 – 6 K_2O, 0,7- 2,1CaO; 0,5 – 2,48 SiO_2; 2,1 – 2,3 Fe_2O_3; 12,5 – 28,2 $C_{общ}$; 0,03 – 0,9 MnO; 0,04 – 0,9 MgO; 0,09 – 0,46 S; 0,1 – 0,18 P.

В ранее проведенных работах [1 – 6] было показано, что данные углеродфторсодержащие пылевидные отходы металлургического производства позволяют: проводить удаление водорода за счет фторсодержащих соединений (типа Na3AlF6, CFx ($1 \geq x > 0$) и т.д.) с образование газообразного соединения HF;осуществлять раскисление сварочной ванны углеродом за счет CO и CO2 образующихся при взаимодействии фтористого углерода CFx ($1 \geq x > 0$) с растворенным в стали кислородом; повышать устойчивость горения дуги за счет калия и натрия.

В таблице 1 приведены компонентный состав и коэффициенты заполнения изготовленных проволок. Выбранное соотношение принято исходя из стехиометрических расчетов с учетом полного восстановления вольфрама и кремния из вольфрамсодержащих материалов углеродом, содержащимся в пылевидных отходах металлургического производства.

Таблица 1 – Компонентный состав и коэффициент заполнения изготовленных проволок

№ проволоки	Компонент, масс. %.				Коэффициент заполнения проволоки,%
	1	2	3	4	
111	48,54	51,46	-	-	12,37
112	31,85	68,15	-	-	9,36
331	66,67	33,33	-	-	12,86
441	25	75	-	-	10,76
551	-	50	50	-	8,72
661	-	50	-	50	10,95
1 – концентрат WO_3, 2 – углеродфторсодержащие пылевидные отходы металлургического производства, 3 – вольфрамовая руда, 4 – « хвосты» после обогащения вольфрамовых руд.					

Соотношение в проволоке 111 – выбрано по стехиометрическому расчету, 112 – проволока с двукратным избытком углерода, 331 – проволока с двукратным недостатком углерода, 441 – проволока с трехкратным избытком углерода, 551, 661 – проволоки с избытком восстановителя по стехиометрическому расчету для руды и «хвостов».

Наплавку производили под флюсом АН 26С с использованием трактора ASAW 1250. Режимы наплавки приведены в таблице 2.

Химический состав наплавленного металла определяли рентгенофлуоресцентным методом на спектрометре XRF-1800 и атомно-эмиссионным методом на спектрометре ДФС-71. Замеры твердости проводили ультразвуко-

вым твердомером – УЗИТ-3.

Таблица 2 – Режимы наплавки

№ клейма	$I_н$ (А)	$U_д$(В)	$V_н$(м/ч)	Количество наплавленных слоев
111	490	30	28	5
112	490	32	27	5
331	410	27	24	5
441	430	28	24	5
551	420	28	24	5
661	420	28	25	5

Химический состав наплавленного металла и твердость (после наплавки и после термообработки) приведены в таблице 3. Как видно из приведенных выше табличных данных, восстановление вольфрама произошло полностью во всех образцах проволок, за исключением пробы 331 (извлечение составило 96,31 %) из-за недостатка восстановителя.

Таблица 3 – Химический состав наплавленного металла

№ пробы	Массовая доля элементов, %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	W	V	Mo	Co	Твердость HRC
111	0,35	0,31	0,49	0,07	0,12	0,13	0,001	0,67	0,008	0,005	0,007	27,2
112	0,29	0,25	0,50	0,07	0,12	0,12	0,001	1,29	0	0,002	0,006	19,2
331	0,13	0,15	0,43	0,06	0,12	0,11	0,001	1,90	0,01	0,03	0,007	30,4/52*
441	0,26	0,31	0,43	0,06	0,12	0,10	0,002	0,58	0,01	0,03	0,006	26,2/47
551	0,11	0,34	0,38	0,05	0,12	0,09	0,001	0,02	0,01	0,03	0,005	21,6
661	0,23	0,46	0,33	0,05	0,12	0,08	0,001	0,01	0,01	0,02	0,005	22,1
* – числитель твердость после наплавки, знаменатель после термообработки												

Металлографическое исследование микрошлифов проводилось с помощью оптического микроскопа OLYMPUS GX-51 в светлом поле при различных увеличениях после травления в спиртовом растворе азотной кислоты, а также в растворе плавиковой кислоты. Металлографический анализ наплавленных слоев выявил: для образца 111 – ярко выраженная видманштеттова структура с тонкими иглами, отходящими от ферритной сетки, расположенной по границам исходных аустенитных зёрен. Размер зёрен соответствует 3 – 4 баллу.

Для образца 112 – видманштеттова структура с тонкими иглами, отходящими от ферритной сетки, расположенной по границам исходных аустенитных зёрен. Размер зёрен соответствует 4 баллу.

Для образца 331 (рисунок 1) – зернистая феррито-карбидная структура. Размеры карбидов находятся в пределах 1–5 мкм. Тип карбида – $(Fe,W)_6C$.

Для образца 441 (рисунок 2) – видманштеттова структура со значительным количеством тонких игл, внутри зерен. Размер зёрен соответствует 3 баллу.

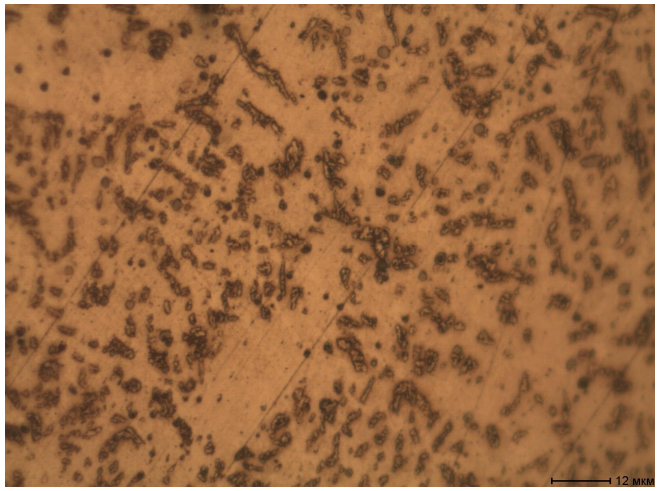


Рисунок 1 – Образец 331

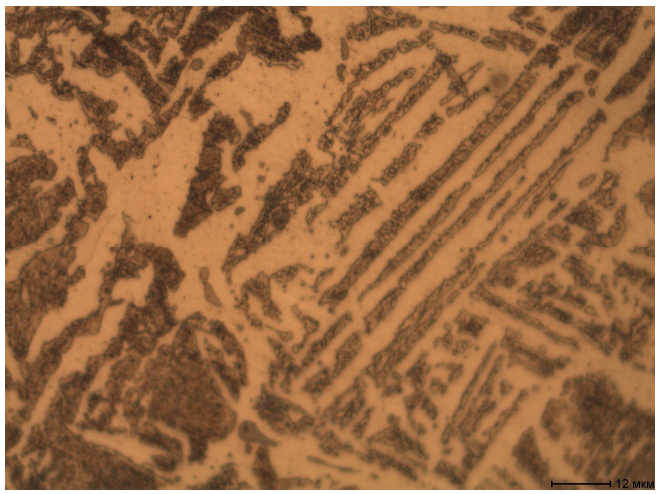


Рисунок 2 – Образец 441

Для образца 551 – структура, состоящая главным образом из феррита с небольшими участками перлита.

Для образца 661 – видманштеттова структура с массивными иглами и толстой ферритной сеткой Размер зёрен соответствует 3 баллу.

Таким образом, исследования показали возможность восстановления оксидов вольфрама из руд углеродсодержащим восстановителем с получением карбидов вольфрама типа $(Fe,W)_6C$ с размерами в пределах 1–5 мкм.

Библиографический список

1. Влияние углеродфторсодержащих добавок для сварочных флюсов на свойства сварных швов / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Старовацкая С.Н.,

Крюков Р.Е., Голдун З.В. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2012. – № 6. – С. 26 – 29.
2. Использование углеродсодержащих добавок для сварочных флюсов / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Голдун З.В., Крюков Р.Е., В.М. Шурупов // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2012. – № 10. – С. 35 – 38.
3. Влияние углерод- и фторсодержащих добавок в составе флюсов на содержание неметаллических включений и свойства сварных швов / Козырев Н. А., Игушев В. Ф., Крюков Р. Е., Голдун З. В., Ковальский И. Н. // Сварочное производство. – 2012. – № 12. – С. 3 – 6.
4. Влияние флюса АН-60 с углеродфторсодержащей добавкой на качество сварных швов стали 09Г2С/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., С.Н. Старовацкая, А.В. Роор// Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 4. – С. 30 – 33.
5. Разработка добавок для сварочных флюсов при сварке низколегированных сталей / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В., Ковальский И.Н. // Сварочное производство. – 2013. – № 5. – С. 9 – 12.
6. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-67 на свойства металла сварных швов стали 09Г2С / Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 8. – С. 33 – 36.

УДК 621.791:624

ОКИСЛИТЕЛЬНО-ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ ПОД УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИМ ФЛЮСОМ

Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В., Махин Д.И.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, email:rek_nzrmk@mail.ru

Проведены термодинамические расчеты окислительно-восстановительных процессов при сварке под углеродсодержащим флюсом.

Расчеты показали возможность участия углерода помимо кремния и марганца в окислительно-восстановительных процессах сварки.

Введенный в систему углерод способен за счет высоких восстановительных свойств при Т = 1950 – 2200 К существенным образом повлиять на содержание неметаллических включений в металле шва в сторону уменьшения.

Ключевые слова: сварка под флюсом, окислительно-восстановительные процессы, углеродфторсодержащий материал, термодинамическая вероятность реакций

Сварка под флюсом сопровождается интенсивными процессами массообмена между жидким расплавленным металлом и шлаком, сформирован-

ным из сварочного флюса. Процесс сопровождается реакциями восстановления и окисления марганца, железа и кремния, т.е. обменными процессами с участием кислорода. В настоящее время большинство марок отечественных флюсов, применяемых для сварки низколегированных сталей, являются окислительными и построены на принципах кремнемарганцевоокислительно-восстановительных процессов. При этом продуктами данных реакций являются оксидные соединения кремния, марганца, железа, алюминия и др., которые в процессе сварки чаще всего не успевают всплыть и ассимилироваться образующимся из сварочных флюсов шлаком, что приводит к увеличению уровня загрязненности металла сварного шва неметаллическими включениями, в результате чего значительно снижается комплекс физико-механических свойств. Для исключения загрязнения металла шва, по-видимому, целесообразно использование восстановителей, образующих газообразные продукты реакции. Таким восстановителем может быть углерод, образующий при взаимодействии с окислителями газообразные соединения CO_2 и CO.

В работах [1 – 7] были проведены исследования влияния углеродфторсодержащей добавки во флюс на процесс рафинирования и свойства металла сварного шва. В результате наблюдалось уменьшение неметаллических включений и количества общего кислорода в сварном шве с увеличением содержания углеродфторсодержащей добавки во флюсе.

В настоящей работе оценивали термодинамическую вероятность протекания окислительно-восстановительных реакций с участием Fe, Mn, Si, Al, C и их оксидов. При этом сравнивали восстановительные свойства углерода с другими восстановителями, присутствующими в изучаемой системе жидкий металл шва – оксидный расплав – газ.

Необходимые для оценки восстановительных свойств термодинамические характеристики реакций в стандартных условиях [$\Delta_r H°(T)$, $\Delta_r S°(T)$, $\Delta_r G°(T)$] рассчитывали известными методами [8] в интервале температуры сварочных процессов 1700 – 2200 К по термодинамическим свойствам реагентов [[$H°(T)$- $H°(298,15\ K)$], $S°(T)$, $\Delta_f H°(298,15\ K)$], взятых из справочников [9, 0]. При этом, в качестве стандартных для веществ – реагентов в интервале 1700 – 2200 К были выбраны состояния: $FeO_ж$, $MnO_ж$, $SiO_{2ж}$, $Al_2O_{3ж}$, $Al_ж$, $Si_ж$, $C_{тв,\ графит}$, $Mn_ж$, $Fe_ж$, $CO_г$, $CO_{2г}$ в соответствии с реальным агрегатным состоянием фаз в изучаемой системе.

Рассчитанные стандартные энергии Гиббса реакций приведены в таблице 1 и на рисунках 1 – 4.

Анализ данных таблицы и графиков показывает, что наиболее высокой восстановительной способностью в системе отличаются Al, C, Si. При этом восстановительная способность кремния с увеличением температуры уменьшается, а углерода, наоборот, увеличивается. В результате углерод становится как восстановитель сильнее кремния выше $T \approx 1940$ К, что соответствует нижнему пределу температурного интервала в сварочной ванне при автоматической сварке под флюсом (1973 – 2133 К) [11]. Марганец как

восстановитель может быть эффективным лишь для оксида железа в интервале температуры до 1800 К. Выше этой температуры восстановительная способность углерода становится больше, чем у марганца.

Таблица 1 – Стандартная энергия Гиббса реакций в зависимости от температуры

Оксид шлака	Восстановитель	$\Delta_r G°(T)$, кДж					
		1700 К	1800 К	1900 К	2000 К	2100 К	2200 К
FeO	Al	-203,0	-198,2	-193,5	-189,0	-184,5	-180,1
	C	-94,7	-108,1	-121,5	-134,7	-148,0	-161,2
	Si	-138,6	-133,8	-129,1	-124,4	-119,7	-115,1
	Mn	-108,0	-108,6	-109,3	-110,0	-110,5	-111,1
	C	-32,2	-37,2	-42,1	-47,0	-52,0	-56,8
	CO	30,3	33,8	37,2	40,7	44,1	47,6
MnO	Al	-95,1	-89,6	-84,3	-79,1	-74,0	-69,0
	C	13,3	0,5	-12,2	-24,9	-37,5	-50,1
	Si	-30,7	-25,2	-19,8	-14,5	-9,2	-4,0
	C	75,8	71,5	67,2	62,9	58,6	54,3
	Fe	108,0	108,6	109,3	109,9	110,5	111,1
	CO	138,3	142,4	146,5	150,6	154,6	158,7
SiO_2	Al	-128,8	-128,8	-128,9	-129,2	-129,6	-130,1
	C	87,9	51,5	15,3	-20,7	-56,5	-92,2
	Mn	61,3	50,4	39,7	29,0	18,5	8,0
	C	212,9	193,4	174,0	154,7	135,6	116,6
	Fe	277,3	267,7	258,2	248,8	239,4	230,2
	CO	337,9	335,2	332,7	330,1	327,7	325,3
Al_2O_3	C	325,0	270,4	216,3	162,7	109,6	57,0
	Si	193,2	193,1	193,3	193,7	194,4	195,2
	Mn	285,2	268,8	252,8	237,3	222,0	207,1
	C	512,5	483,2	454,3	425,8	397,7	370,0
	Fe	609,1	594,7	580,6	566,9	553,5	540,4
	CO	699,9	696,0	692,3	689,0	685,9	683,1

При температуре выше 2200 К в металле шва может образоваться алюминий в результате взаимодействия оксида Al_2O_3 с углеродом. В этих условиях $\Delta_r G°(22) \approx 0$ и следует ожидать, что константа равновесия реакции:

$$K = \frac{P_{CO}^3 \cdot a_{[Al]}^2}{a_{(Al_2O_3)}}, \quad (1)$$

где P_{CO} – равновесное парциальное давление CO в газовой фазе;

$a_{[Al]}$ – активность алюминия в жидком металле шва;

$a_{(Al_2O_3)}$ – активность оксида алюминия в оксидном расплаве) становится близкой к единице.

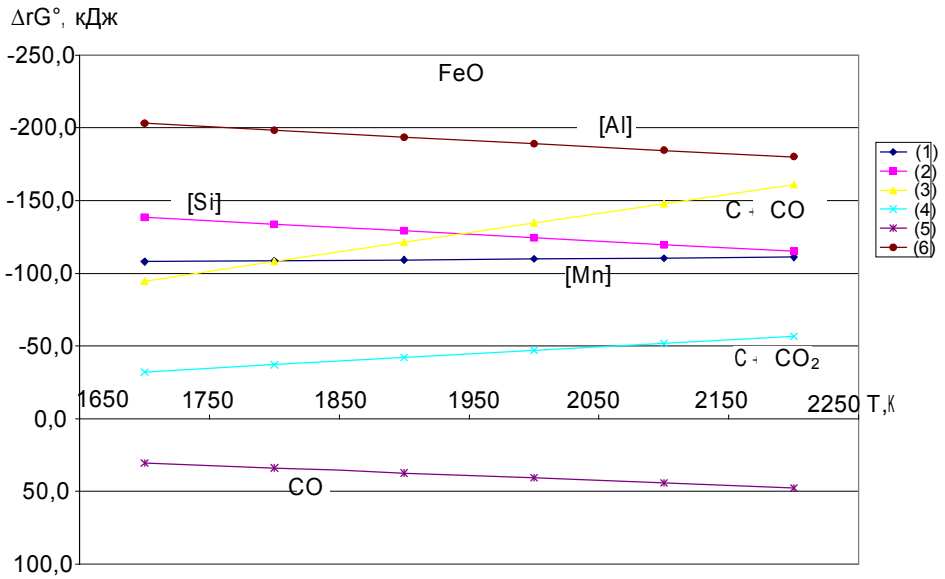


Рисунок 1 – Стандартная энергия Гиббса реакций восстановления FeO в зависимости от температуры

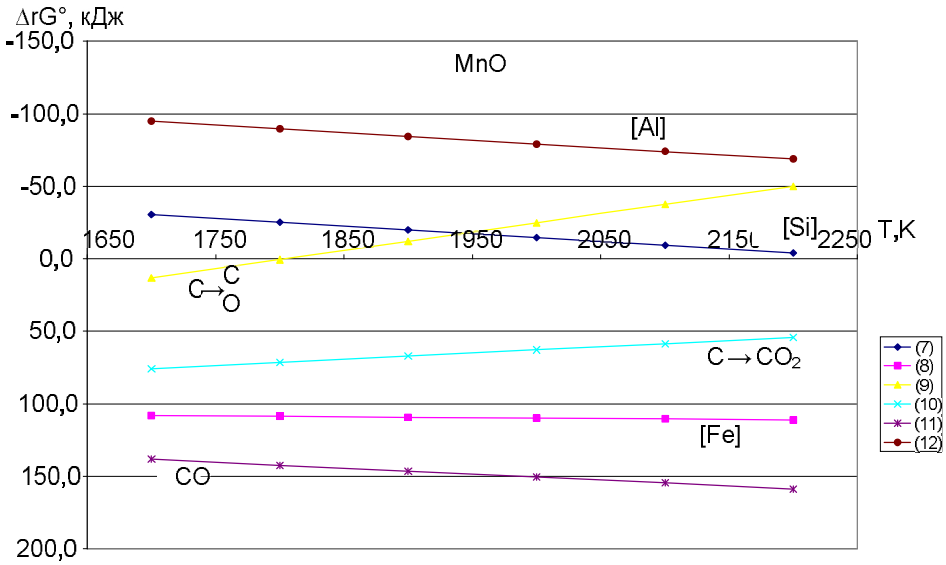


Рисунок 2 – Стандартная энергия Гиббса реакций восстановления MnO в зависимости от температуры

При такой константе равновесия активность алюминия в металле шва, а, следовательно, и его концентрация будут наибольшими для рассматриваемой системы и роль алюминия, как восстановителя может иметь значение. Алюминий является лучшим восстановителем для всех оксидов в системе, однако он может образоваться в металле шва лишь в небольших концентрациях, следовательно, концентрация оксида алюминия образующегося в этом случае будет незначительной.

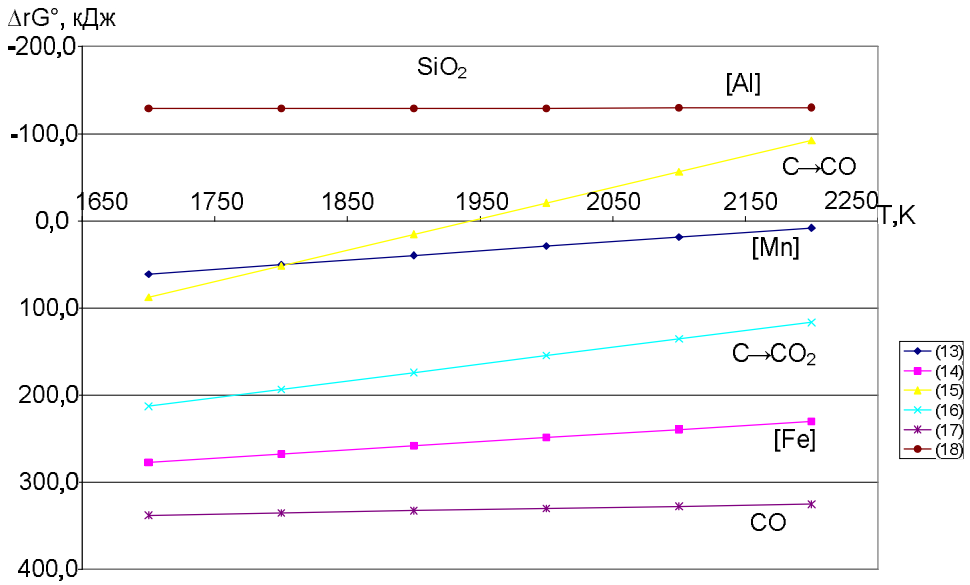


Рисунок 3 – Стандартная энергия Гиббса реакций восстановления SiO_2 в зависимости от температуры

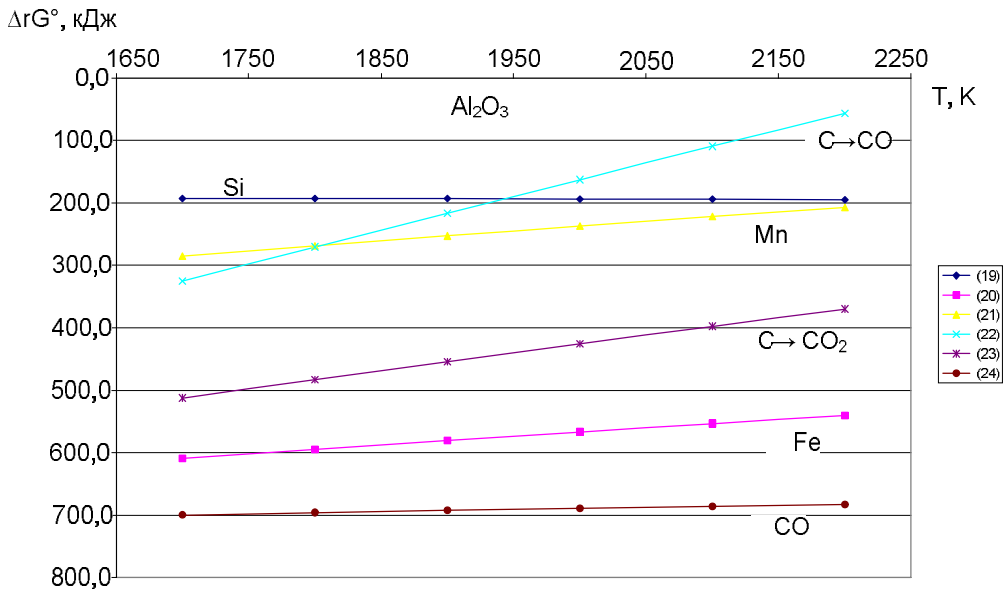


Рисунок 4 – Стандартная энергия Гиббса реакций восстановления Al_2O_3 в зависимости от температуры

Таким образом, проведенный термодинамический анализ реакций в системе жидкий металл шва – оксидный расплав – газ показывает, что введенный в систему углерод способен за счет высоких восстановительных свойств при Т = 1950 – 2200 К существенным образом повлиять на содержание неметаллических включений в металле шва в сторону уменьшения.

Библиографический список

1. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Старовацкая С.Н., Крюков Р.Е., Голдун З.В.//

Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2012. – № 6. – С. 26 – 29.
2. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Голдун З.В., Крюков Р.Е., В.М. Шурупов// Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2012. – № 10. – С. 35 – 38.
3. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Голдун З.В., Ковальский И.Н.// Сварочное производство. – 2012. – № 12. – С. 3 – 6.
4. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., С.Н. Старовацкая, А.В. Роор// Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 4. – С. 30 – 33.
5. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В., Ковальский И.Н. // Сварочное производство. – 2013. – № 5. – С. 9 – 12.
6. Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Роор А.В. // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2013. – № 8. – С. 33 – 36.
7. Пат. 2484936 РФ, МПК 8 В23 К35/362 Керамический флюс-добавка/ Козырев Н.А., Игушев В.Ф., Крюков Р.Е., Голдун З.В.; ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет». – № 2012104939/02(007484), заявл. 13.02.2012.
8. Термодинамические свойства индивидуальных веществ : Справ. Т.1. Кн. 1 / Под ред. В.П. Глушко, Л.В. Гурвича и др. М.: Наука, 1978. – С. 22.
9. Термодинамические свойства индивидуальных веществ [Электронный ресурс]: Т.5, Т.6 / Под ред. В.С. Иориша. – Режим доступа : http://www.chem.msu.ru/rus/tsiv/.
10. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0 [Электронный ресурс] : data compiled and evaluated by M.W. Chase, Jr., C.A. Davies, J.R. Dawney, Jr., D.J. Frurip, R.A. Mc Donald, and A.N. Syvernd. – Режим доступа : http://kinetics.nist.gov/janaf.
11. Сварочные материалы для дуговой сварки: Справочное пособие в 2 т. Т.1. Защитные газы и сварочные флюсы: Конищев Б.П., Курланов С.А., Потапов Н.Н. и др. / Под общ. ред. Потапова Н.Н.- М : Машиностроение, 1989 – С. 104.

УДК 621.791.03

АНАЛИЗ ТЛЕЮЩЕГО И ДУГОВОГО РАЗРЯДА

СТЕПАНОВ А.П., АСМАНДЬЯРОВ А.Р.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга

Представлен анализ тлеющего и дугового разрядов. Рассмотрены особенности дуговых разрядов.

Ключевые слова: газовый разряд, тлеющий и дуговой разряд, электрическая дуга.

Появление новых областей приложения газового разряда, таких, как лазеры, плазмохимия, термоэмиссионные преобразователи, плазменные тех-

нологии поверхностей, нанотехнологии и др., стимулирует интерес к классическим типам разрядов, возможности приложения которых, как свидетельствует практика, постоянно расширяются. В докладе проводится общий сравнительный анализ тлеющего и дугового разрядов.

Как тлеющий, так и дуговой разряд являются самоподдерживающимися разрядами в газах [1], т.е. такими, которые не зависят от внешних ионизаторов и занимают соответственно область СЕ и область больших токов, находящуюся за точкой Н вольтамперной характеристики, приведенной на рисунке 1.

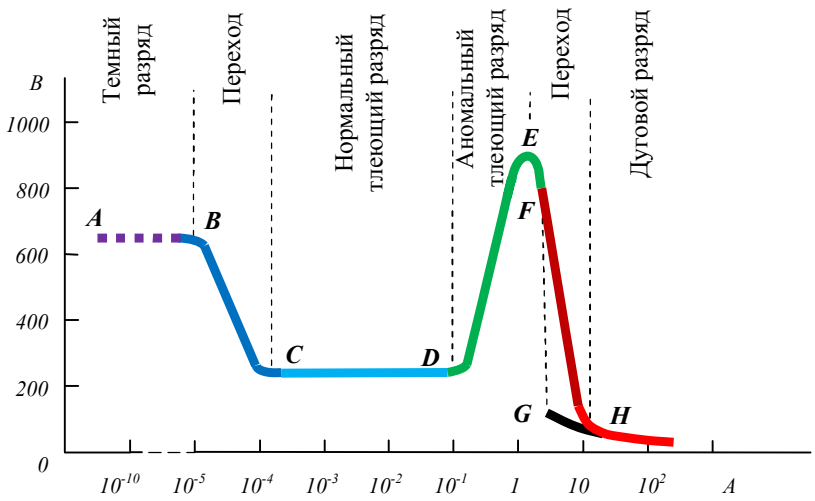


Рисунок 1 – Статическая вольтамперная характеристика разряда низкого давления (порядка 1 мм. рт. ст.)

Тлеющий разряд (ТР) – это газовый разряд типичный при давлении ~ 0,1 – 10 Тор, холодных электродах, при напряжении между электродами порядка нескольких сот вольт. ТР – слаботочный, его разрядный ток I_p от 10^{-6} до 1 А. Характерные плотности тока на катоде в «нормальном» ТР ~ 10 мА/см^2.

Схематическое изображение внешнего вида ТР приведено на рисунке 2. Буквами на рисунке обозначены области с различными свойствами и характером свечения. Непосредственно к катоду прилегает тонкий светящийся слой (первое катодное свечение). Область *ab* представляет собой область катодного падения напряжения, или темное катодное пространство (область большого положительного объемного заряда); *bc* – область отрицательного свечения, возникающая вследствие соударений с электронами, ускоренными в области катодного падения напряжения; *cd* – фарадеево темное пространство, где электроны, потерявшие значительную часть своей энергии в области *bc* движутся слишком медленно, чтобы вызвать заметное возбуждение; *de* – положительный столб (плазменная область, в которой концентрации электронов и положительных ионов примерно равны). В некоторых случаях этот столб распадается на ряд слоев, или страт. Область от точки *e* до анода является анодной областью ТР.

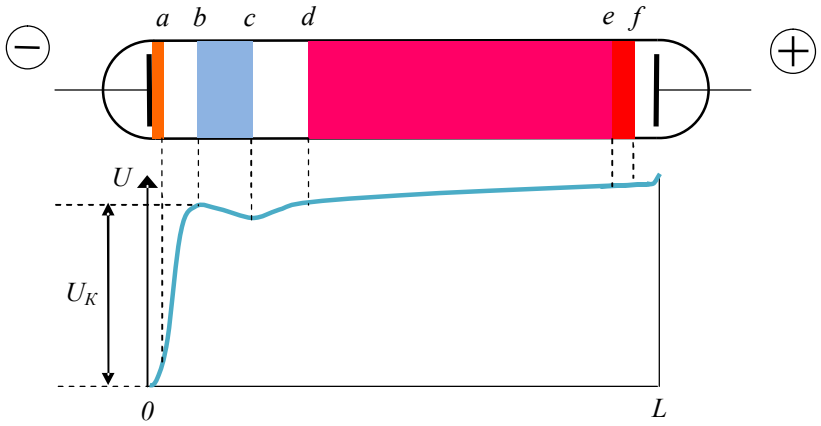


Рисунок 2 – Схматическое изображение внешнего вида ТР
и распределения потенциала

Разность потенциалов, существующая между катодом и ближайшей к нему границей темного пространства, называют катодным падением потенциала. Оно измеряется сотнями, а в некоторых случаях и тысячами вольт. Наличие катодного падения потенциала является самым важным признаком ТР; без катодного падения потенциала ТР не может существовать.

Основные экспериментальные данные о положительном столбе (ПС) ТР:

– Свойства ПС ТР практически не зависят от его длины;

– Электронная температура в ПС $T_e \sim 2$ эВ, тогда как ионная температура T_i порядка комнатной ($T_i \sim 0{,}03$ эВ);

– Плотность электронов $n_e \leq 10^{-6}$ см$^{-3}$ и, соответственно степень ионизации $\alpha = n_e / n_0 \leq 10^{-6}$ при плотности атомов $n_0 \geq 10^{16}$ см$^{-3}$.

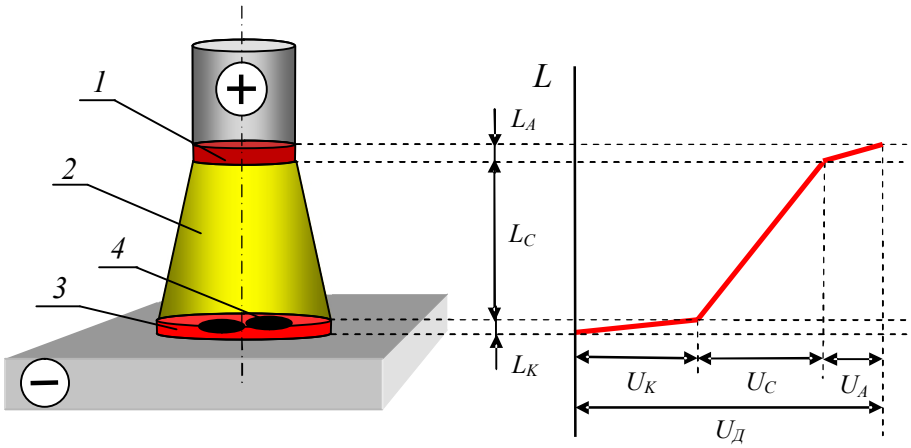
Таким образом видно, что плазма в ТР принципиально неравновесная, поскольку имеет место большой разрыв величин электронной и ионной температур.

Повышение плотности газа в разрядном промежутке или увеличение напряжения приводит к переходу от нормального ТР к аномальному ТР, а затем к дуговому разряду (ДР) (рисунок 1).

Дуговой разряд (ДР) – электродный разряд при достаточно больших давлениях ($p \geq 10$ Тор) вплоть до десятка и более атмосфер. Разновидностей ДР очень много. Они связаны с различием катодных процессов, давлений, газов, форм и размеров сосудов окружающих дугу и т.д. Его внешними признаками могут служить наличие катодного и анодного пятен дуги, а также наличие трех зон: прикатодной, положительно столба и прианодного слоя (рисунок 3).

Организация физических процессов в этих зонах в ДР совсем другая, чем в ТР, соответственно различны параметры плазмы и ВАХ [2]. В отличие от ТР дуговой разряд низковольтный. Характерные напряжения 15 – 30 В. ДР – сильноточный, его разрядные токи $I_p \geq 1$ А и могут достигать многих тысяч ампер. Плотность тока в катодном пятне может достигать больших ве-

личин $j = 10^6$ А/см^2 и более. Малая величина катодного падения (порядка 10 В) является характерной чертой дугового разряда.



1 – анодная область; 2 – столб плазмы; 3 – катодная область;
4 – катодные пятна

Рисунок 3 – Электрическая дуга и распределение потенциала вдоль столба дуги

Принципиальной особенностью ДР является электронная эмиссия с катода. Радикально изменяются и положительные столбы. В ТР он термодинамически неравновесен, а в ДР он с хорошей точностью находится в термодинамическом равновесии. Отметим несколько экспериментальных фактов ПС, касающихся дуг горящих в неограниченной атмосфере:

– ВАХ таких дуг – падающая. Поэтому для стабилизации разряда в цепь включается балластное сопротивление.

– При достаточно больших разрядных токах собственное магнитное поле дуги начинает ее сжимать (пинч-эффект).

– В хорошем согласии эксперименты показывают, что: радиус канала растет с увеличением разрядного тока I_p, а плотность тока возрастает только логарифмически; также от I_p слабо зависит температура плазмы (возрастает), а напряженность **E**-поля падает [6].

– Температура в дуге обычно находится на уровне 5000 – 10000 К, и она особенно круто изменяется вблизи периферии плазменного столба.

Теория тлеющего разряда обычно ведется с первых работ А. Энгеля и М. Штеенбека [3]. В соответствии с концепцией, предложенной в этих работах, катодный слой представляет собой переходную область между поверхностью катода и столбом плазмы. При умеренной длине положительного столба разряда в области катодного падения сосредоточено практически все напряжение, приложенное к промежутку. Роль катодного слоя в ТР состоит в том, чтобы за счет ионизационного размножения электронов усилить слабый электронный ток эмиссии с катода до величины электронного тока в квазинейтральной плазме разряда. Исходя из этих предположений удается построить теорию процессов в ТР, которая находится в хорошем согласии с

экспериментальными данными [1 – 4].

Теория ДР строится по аналогии с ТР. Для этого предполагается, что вблизи поверхности металла в области порядка длины свободного пробега иона ($l_i \sim 10^{-5} – 10^{-6}$ см) формируется слой объемного заряда, в котором имеет место существенное (~10 В) падение потенциала (катодное падение) и, следовательно, сильные (~ $10^6 – 10^7$ В/см) электрические поля. Этот слой является основным источником энергии, обеспечивающим существование катодного пятна.

Ионы прикатодной плазмы ускоряются в слое объемного заряда по направлению к поверхности электрода, приобретая кинетическую энергию, которую они передают при столкновении поверхности металла. Эта энергия, вместе с энергией, выделяющейся при нейтрализации иона, составляют основной приток энергии к поверхности металла. С другой стороны, благодаря высокой температуре поверхности электрода в пятне и сильному электрическому полю в слое объемного заряда, электрод эмитирует электроны. Эти электроны ускоряются в слое объемного заряда и образуют высокоэнергетический пучок, поступающий в прикатодную плазму. Энергия, приносимая в прикатодную плазму эмитированными электронами, расходуется в зоне релаксации пучка на ионизацию и нагрев компонент плазмы.

Библиографический список

1. Ховатсон А.М. Введение в теорию газового разряда: Перевод с англ. под ред. И.И. Иванчика. – М.: Атомиздат, 1980. – 182 с.
2. Финкельбург В., Меккер Г. Электрические дуги и термическая плазма: Перевод с нем. под ред. В.А. Фабриканта. – М.: ИЛ, 1961.
3. Энгель А. Ионизованные газы: Пер. с англ. – М.: Мир, 1986.
4. Самервилл Дж.М. Электрическая дуга: Перевод с англ. под ред. Л.Ю.Абрамовича. – М. – Л.: Госэнергоиздат, 1962. – 120 с.

УДК 621.791.03

КОНСТРУКЦИИ УСТРОЙСТВ ДЛЯ ПОДВОДА ТОКА К СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКЕ

Колмогоров Д.Е., Горячкин Д.С.

Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета, г. Юрга

Рассмотрены конструкции устройств для подвода тока к сварочной проволоке, применяемыев горелках для механизированной сварки.

Ключевые слова: механизированная сварка в защитных газах, контактный наконечник, сварочная проволока.

Механизированная сварка в защитных газах плавящимся электродом

широко применяется при производстве металлоконструкций во всех отраслях промышленности. Стабильность процесса сварки и, как следствие, качество сварного соединения зависят от ряда факторов, в том числе от характеристик деталей, применяемых в сварочных горелках. Одной из важнейших деталей сварочной горелки является контактный наконечник, обеспечивающий подвод тока к сварочной проволоке и направление ее в зону сварки.

Вообще конструкции устройств для подвода тока к сварочной проволоке применяемые в горелках для сварки плавящимся электродом весьма разнообразны [1]. Их классификация более подробно представлена на рисунке 1.

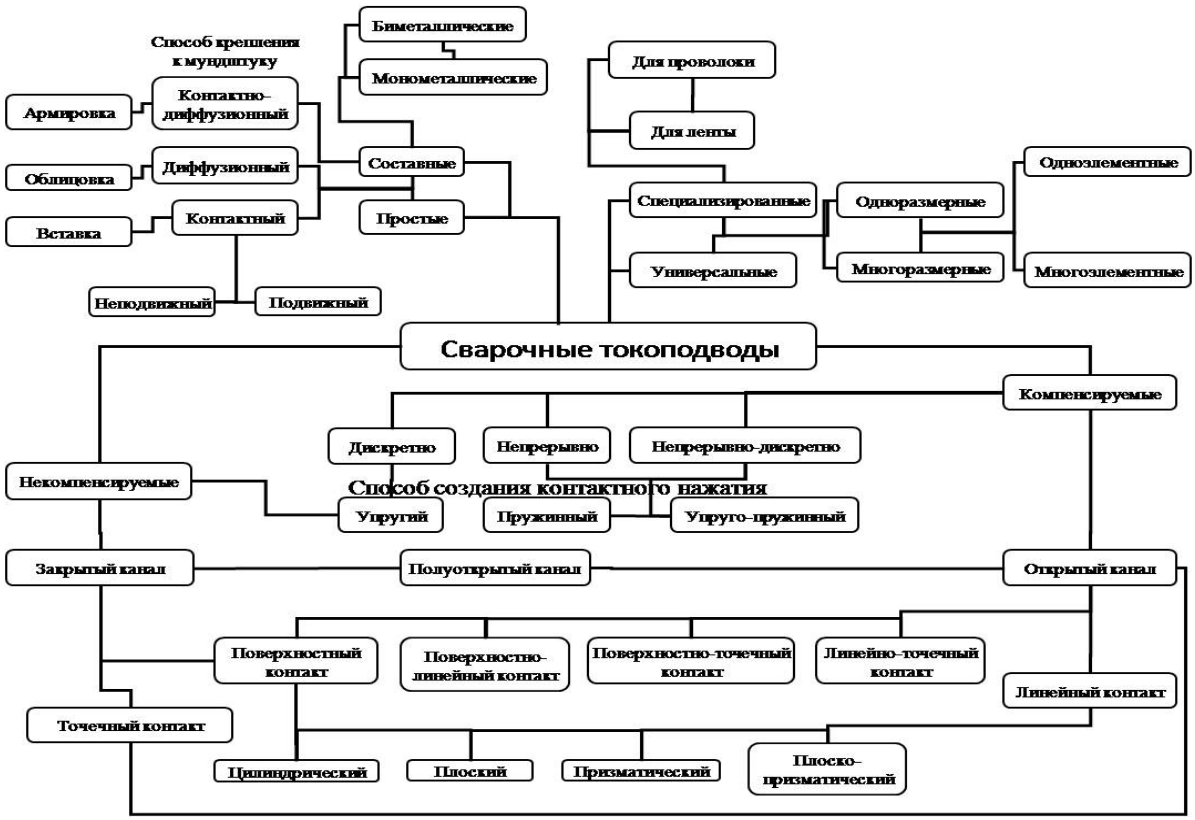


Рисунок 1 – Классификация конструкций контактных наконечников [2]

Однако для механизированной сварки в среде защитных газов тонкими проволоками, вследствие ограничения горелок по габаритам и массе, нашли применение контактные наконечники «сапожкового» типа с одним контактным лепестком (рисунок 2, а), а также цилиндрические контактные наконечники (рисунок 2, б). Контактные наконечники «сапожкового» типа применяются не так широко, как цилиндрические, вследствие высокой трудоемкости их изготовления и невозможности использования при сварке проволоками диаметром более 1,2 мм, так как проволока большего диаметра оказывает значительное давление на контактный лепесток, что приводит к его быстрому износу.

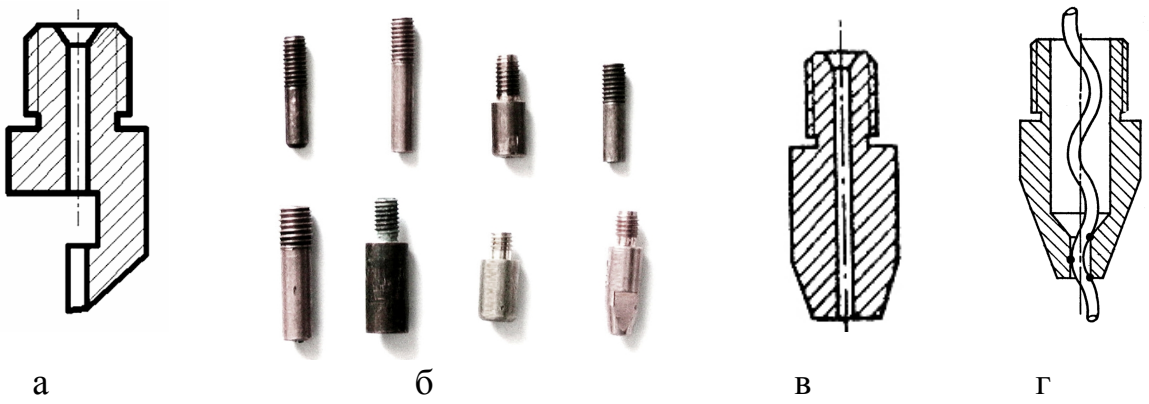


Рисунок 2 – Контактные наконечники для механизированной сварки в защитных газах плавящимся электродом

Внешние геометрические параметры наконечников зависят от конструкций сварочных горелок. В основном встречаются с цилиндрической поверхностью и в сочетании цилиндрической и конической на выходном торце, так же могут иметь «выточку» под ключ для удобства установки и снятия с горелки (рисунок 2, б). Различаются по внешнему диаметру (чаще всего от 5 до 10 мм) и длине (от 20 до 40 мм). Кроме того, существуют «внутренние» отличия, т.е. отличие в форме электродопроводящего канала. Существуют наконечники с постоянным диаметром канала (рисунок 2, в) и с переменным, когда диаметру сварочной проволоки соответствует только небольшой участок на выходном торце наконечника (рисунок 2, г). Согласно литературным данным [3] такая конструкция обеспечивает постоянство вылета электрода и более надежный контакт, однако не все авторы согласны с этой точкой зрения [4].

Геометрические характеристики контактного наконечника могут существенно влиять на стабильность процесса сварки в защитных газах, процессы, протекающие в дуге и сварочной ванне, и на качество сварного соединения в целом.

Внешняя геометрия наконечника будет влиять на процесс истечения защитного газа из сопла сварочной горелки. Известно, что защитный газ при выходе из сопла должен иметь ламинарный характер истечения [5]. Резкие изменения в диаметре деталей сварочной горелки (при переходе от мундштука к наконечнику очень часто диаметр наконечника меньше диаметра мундштука) будут нарушать ламинарное истечение защитного газа, и создавать турбулентность, вызывая подсос воздуха из окружающей атмосферы и ухудшая качество защиты сварочной ванны.

Геометрические параметры электродопроводящего канала так же будут влиять на стабильность процесса сварки. От вылета электрода существенно зависят напряжение сварочной дуги, стабильность процесса сварки, потери на угар и разбрызгивание [6]. В контактных наконечниках с длинным электродопроводящим каналом вылет может существенно изменяться. Это проявляется уже при небольшой выработке канала в результате эксплуата-

ции. Увеличение вылета влечет за собой ухудшение процесса возбуждения дуги, повышенное разбрызгивание, нарушение стабильности процесса сварки и стабильности подачи сварочной проволоки в результате заклинивания (прихватки) ее в канале наконечника [7].

Выводы. Для механизированной сварки в среде защитных газов тонкими проволоками, вследствие ограничения горелок по габаритам и массе, в основном применяются цилиндрические контактные наконечники.

Библиографический список:

1. Федько В.Т., Сапожков С.Б., Колмогоров Д.Е. Сварочные токоподводы, применяемые при автоматической и механизированной сварке плавлением // Сварочное производство. – 2004. – № 12. – С. 23 – 29.
2. Зильберштейн Б.М. Конструктивные особенности токоподводов сварочных аппаратов // Автоматическая сварка. – 1979. – № 3. – С.56 – 60.
3. Лелебин О.Н. Токоподводящий наконечник для электродуговой сварки: А.С. 1698006 СССР // Б.И. 1991. № 46.
4. Иванников А.В. Основные причины разбрызгивания расплавляемого металла при сварке в СО2 // Сварочное производство. – 2009. – № 3. – С. 37 – 40.
5. Теория сварочных процессов: учеб. для вузов / Под ред. В.В. Фролова. – М.: Высшая школа, 1988. – 559 с.
6. Бригидин В.Я. О работе токоподводящих наконечников при дуговой сварке // Сварочное производство. – 1979. – № 8. – С. 20 – 21.
7. Колмогоров Д.Е. Влияние износа контактного наконечника на стабильность процесса механизированной сварки в CO_2 // «Инновационные технологии и экономика в машиностроении» Труды V Всероссийской научно-практической конференции с международным участием. – ЮТИ ТПУ, Юрга: Изд. ТПУ, 2007. – С. 70 – 76.

УДК 621.791.75.037

ГАЗОДИНАМИЧЕСКОЕ УПРАВЛЕНИЕ СВОЙСТВАМИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ*

ЧИНАХОВ Д.А., МАЙОРОВА Е.И.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга, chinakhov@tpu.ru

Рассмотрено газодинамическое управление при сварке плавящимся электродом в условиях двухструйной газовой защиты и его влияние на процессы в зоне сварки и свойства сварных соединений из высокопрочной легированной стали 30ХГСА. Приведены результаты сравнительных экспери-

* Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований. №13-08-98002.

ментальных исследований по управлению свойствами сварных соединений путем изменения газодинамики активного защитного газа. Установлено управляющее влияние газодинамического воздействия струи активного защитного газа на формирование сварных соединений, химический состав, структуру и свойства сварных соединений из высокопрочных легированных сталей.

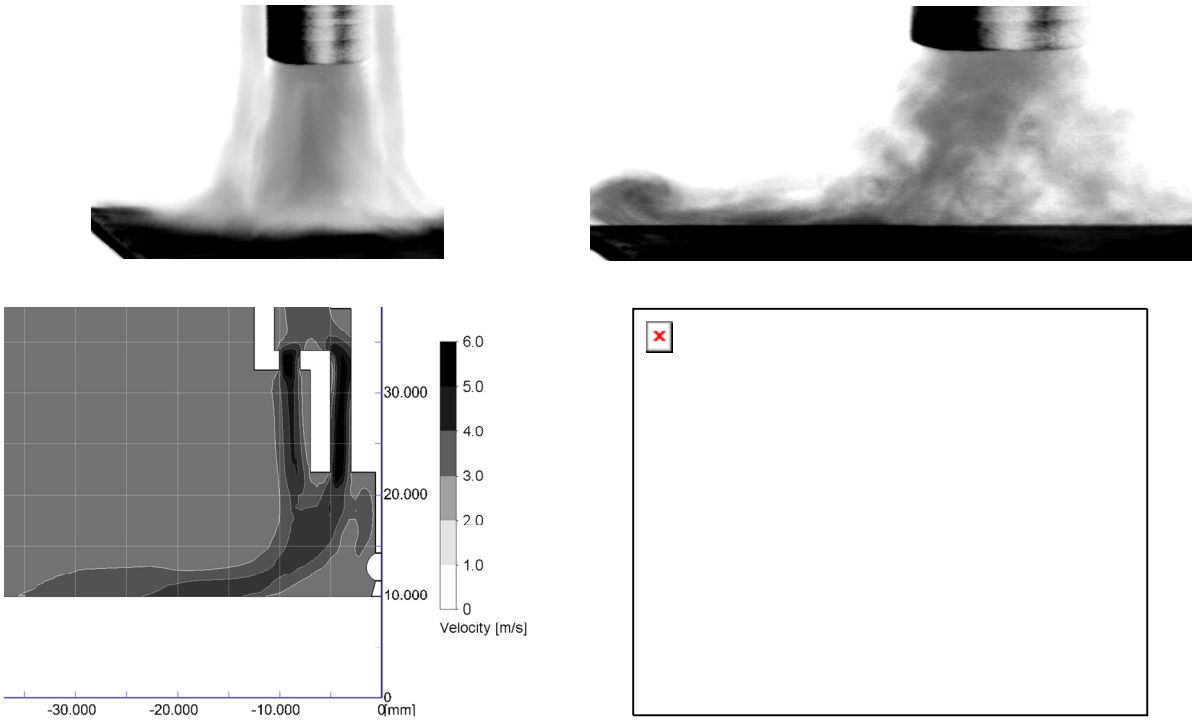
Ключевые слова: сварка, газодинамическое управление, защитный газ, свойства, сварной шов, легированная сталь.

Интенсивное развитие сварки плавящимся электродом в среде защитных газов объясняется ее преимуществами по сравнению с другими способами сварки: высокая степень концентрации нагрева изделия, позволяющая значительно уменьшить зону термического влияния и коробление изделия после сварки; высокая производительность; возможность получения высококачественных соединений из сталей разных марок и толщин при различной конфигурации швов и их расположения в пространстве; широкая возможность механизации и автоматизации процесса [1].

Совокупность различных факторов и явлений определяет качество сварных соединений. Характер протекания тепловых процессов определяет производительность плавления основного металла и присадочного материала, направление и полноту протекания металлургических процессов в сварочной ванне, условия формирования структуры металла шва и зоны термического влияния, эксплуатационные свойства сварных соединений [1 – 5].

Многие авторы [6 – 10 и др.] проводили исследования по влиянию изменения потока защитного газа на процесс сварки плавящимся электродом и отмечают, что с увеличением скорости истечения газа происходит улучшение качества защиты зоны сварки, формирования сварного шва, стабильности процесса сварки. Увеличение скорости истечения защитного газа обеспечивает повышение жесткости струи газа, что особенно важно при выполнении сварочных работ на открытых площадках [1, 6, 10]. Повысить жесткость струи защитного газа можно разными способами, например, увеличить расход защитного газа или изменить конструкцию горелки. При сварке плавящимся электродом в струйной газовой защите, при определенных условиях [1, 6 – 11] кроме основных сил, на каплю электродного металла и процессы в зоне сварки существенное влияние оказывает сила действия струи защитного газа. Значительное влияние этой силы отмечено при двухструйной газовой защите в CO_2 [7].

По результатам проведенных ранее исследований [7, 11, 12] установлено, что способ газовой защиты и скорость истечения потока газа оказывают значительное влияние на качество защиты зоны сварки и сварочные процессы. Значительное изменение динамики защитного газа (рис. 1) влечет за собой изменение процессов, протекающих в зоне сварки (перенос капель электродного металла, металлургические процессы в капле, тепловые процессы, динамика сварочной ванны и т.д.), и как следствие, изменение эксплуатационных свойств сварных соединений [7, 13].



а б

а – двухструйная газовая защита; б – традиционная одноструйная газовая защита

Рисунок 1 – Движение потоков защитного газа (CO_2)

При этом сила действия струи защитного газа на каплю электродного металла при двухструйной газовой защите в 12 раз больше, чем при одноструйной. График изменения силы действия струи защитного газа от расхода газа представлен на рисунке 2.

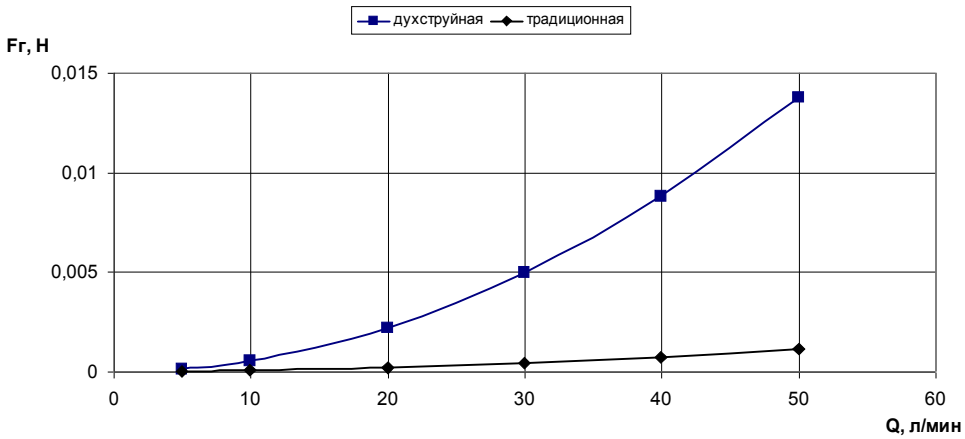
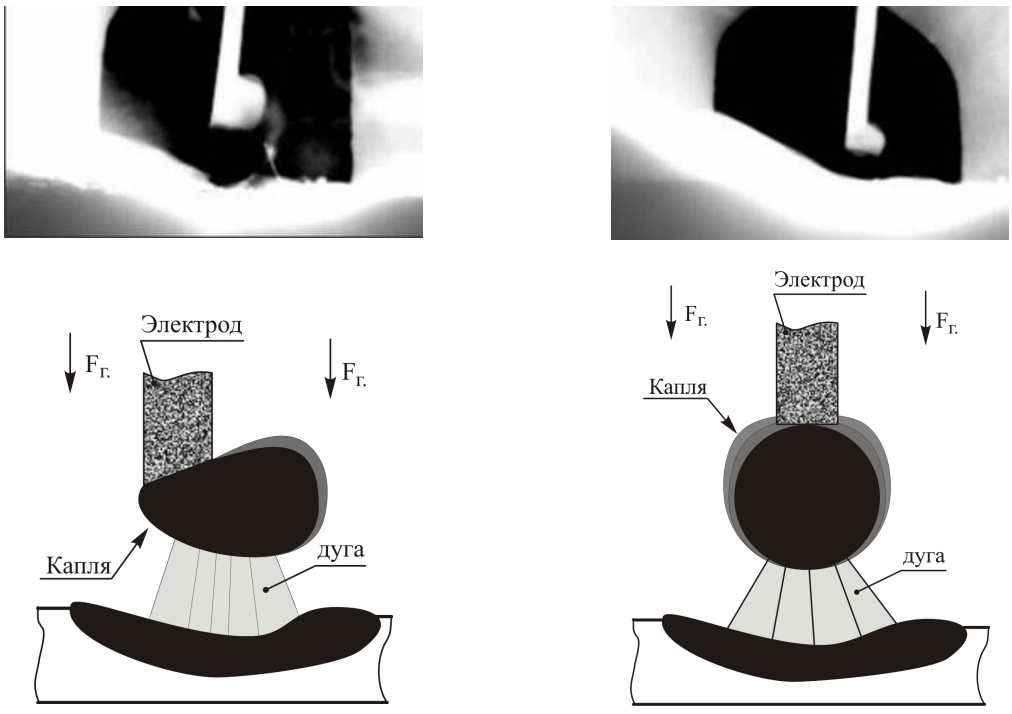


Рисунок 2 – График изменения силы действия струи защитного газа от расхода газа

Условия эксперимента: механизированная однопроходная сварка пластин из стали 30ХГСА сварочной проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм в CO_2 стационарной дугой в нижнем положении с одноструйной (традиционный) и двухструйной газовой защитой (разработанный), сварочный ток I = 200 А, вылет электродной проволоки L = 12 мм, расход защитного газа Q = 20 л/мин, напряжение дуги U = 27 В, скорость сварки V = 25 см/мин.

С увеличением расхода защитного газа возрастает сила действия струи защитного газа на каплю электродного металла, которая становится соизмерима с основными силами в условиях двухструйной газовой защиты. С увеличением силы действия струи защитного газа на каплю электродного металла при двухструйной газовой защите возрастает частота и стабильность перехода капель в сварочную ванну за счет придания капле соосного с электродом положения и уменьшения хаотичного колебания капли. Результаты анализа кадров скоростной видеосъемки экспериментальных исследований (рисунок 3) [11] показали, что время существования капли при сварке в CO_2 проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм (I = 200А, U = 27В, Q = 20 л/мин, l = 12 мм) при одноструйной газовой защите изменяется в пределах $65–100 \cdot 10^{-3}$ с, а при двухструйной газовой защите изменяется в пределах $35–60 \cdot 10^{-3}$ с.



а б

а – традиционная одноструйная газовая защита;
б – двухструйная газовая защита

Рисунок 3 – Сила действия струи защитного газа на каплю

Частота переноса капель при двухструйной защите (в среднем 32 капли в секунду) по сравнению с традиционной (в среднем 20 капель в секунду) возросла в среднем в 1,6 раза, при этом наблюдается уменьшение размера капель в среднем с 3,4 до 2,8 мм.

С увеличением давления струи активного защитного газа на каплю электродного металла при двухструйной газовой защите возрастает интенсивность протекания металлургических процессов на поверхности капли. Происходит управление химическим составом металла шва путем изменения интенсивности газодинамики активного защитного газа [14], и как следствие, изменение эксплуатационных свойств сварных соединений.

В таблице 1 представлены механические свойства образцов из стали 30ХГСА, сваренных различными способами сварки. Видно, что способ сварки с двухструйной газовой защитой обеспечивает более высокие механические свойства, за исключением ударной вязкости.

На сварных образцах провели химический анализ металла шва (таблица 2).

Таблица 1 – Результаты механических испытаний сварных образцов из стали 30ХГСА

Способ сварки	Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Ударная вязкость, Дж/см^2 при +20 °С, с надрезом		Твердость		Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %
			по центру шва	по ЗТВ	Шва, HRB	ЗТВ, HRC		
Традиционный	540–640 590	435–535 485	138–150 144	121–163 142	86–90 88	22–23 22,5	11–13 12	64–66 65
Разработанный	750–790 770	590–610 600	88–126 107	106–176 133	93–98 95	24–26 25	13–14 13,5	59–60 59,5

Таблица 2 – Химический состав основного металла, сварочной проволоки и металла шва сварных образцов

Материал	Массовая доля элементов, %						
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni
Основной металл 30ХГСА	0,28–0,34	0,8–1,1	0,9–1,2	< 0,025	< 0,025	0,8–1,1	–
Сварочная проволока Св-08Г2С	0,05–0,11	1,8–2,1	0,7–0,95	≤ 0,025	≤ 0,03	≤ 0,2	≤ 0,25
Металл шва образцов традиционной технологии	0,18	1,29	0,78	0,008	0,02	0,52	0,12
Металл шва образцов разработанной технологии	0,18	1,2	0,75	0,008	0,02	0,57	0,12

Химический состав металла шва образцов, полученных при сварке с традиционной газовой защитой, имеет некоторые отличия от металла шва

образцов, выполненных сваркой с двухструйной газовой защитой. При сварке с двухструйной газовой защитой увеличивается содержание хрома на 0,05 %. Это в очередной раз свидетельствует о том, что при сварке с двухструйной газовой защитой перемешивание основного и электродного металла происходит более интенсивно. Снижается количество марганца на 0,09 % и кремния на 0,03 %. Это объясняется тем, что интенсивное газодинамическое воздействие на каплю расплавленного электродного металла при сварке с двухструйной газовой защитой приводит к увеличению частоты переноса капель, уменьшению размера капель и увеличению их поверхностной активности [7, 11, 14]. Изменяя газодинамическое воздействие, можно управлять переносом капель электродного металла, химическим составом металла шва, тепловыми и другими процессами сварки плавящимся электродом, формировать требуемые свойства сварных соединений.

Установлено, что при сварке плавящимся электродом в CO_2 скорость истечения газа из сварочного сопла (расход газа, способ газовой защиты, вылет электрода) оказывают значительное влияние на химический состав металла сварного шва свойства сварного соединения. Способ сварки плавящимся электродом с двухструйной газовой защитой обеспечивает регулируемую газодинамику в зоне сварки и позволяет управлять переносом электродного металла, химическим составом сварного шва, стабилизировать процесс сварки, обеспечивает более высокие механические свойства сварных соединений.

Библиографический список

1. Сварка сталей в защитных газах плавящимся электродом. Техника и технология будущего // Монография / А.Г. Потапьевский, Ю.Н. Сараев, Д.А. Чинахов; Юргинский технологический институт. − Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. − 208 с.
2. Сварка и свариваемые материалы: В 3-х т. Т. 1. Свариваемость материалов: справ. изд. / под ред. Э.Л. Макарова. – М.: Металлургия, 1991 – 528 с.
3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия. – 1983. – 359 с.
4. Шоршоров М.Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. М.: Издательство «Наука». – 1965. – 337 с.
5. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. – 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение. – 1989. – 339 с.
6. Новожилов М.Н. Основы металлургии дуговой сварки в газах. – М.: Машиностроение. – 1979. – 231 с.
7. Чинахов Д.А. Роль газодинамического воздействия струи защитного газа на процессы сварки плавящимся электродом: монография / Д.А. Чинахов; Юргинский технологический институт. − Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. − 151 с.
8. Федоренко Г.А., Иванова И.В., Синяков К.А. Совершенствование техно-

логического процесса сварки в защитных газах на ветру// Сварочное производство. – 2010. – № 1. – С. 6–13.
9. Грибовский Г., Кравчук Б., Ленивкин В.А. Влияние двухслойного кольцевого потока защитных газов на процесс сварки плавящимся электродом// Сварочное производство. – 1996. – № 4. – С. 6–8.
10. Поправка Д.Л., Хворостов Н.Е. Дуговая сварка в защитных газах на открытых площадках. – М.: Машиностроение, – 1979. – 64 с., ил.
11. Chinakhov D.A. Calculation of Gas-dynamic Impact of the Active Shielding Gas on the Electrode Metal Drop in Gas Jet Shielded Welding // Applied Mechanics and Materials. Vol. 379 (2013). Pp. 188-194.
12. Chinakhov D.A., Vorobyov A.V., Tomchik A.A. Simulation of active shielding gas impact on heat distribution in the weld zone // Materials Science Forum. Vol. 762 (2013). Pp. 717-721.
13. Pavlov N.V., Kryukov A.V., Zernin E.A. Distribution of temperature fields in welding in a gas mixture with pulsed electrode wire feed // Welding International. Volume 26, Issue 6, June 2012, Pp. 483-484.
14. Чинахов Д.А. Влияние расхода активного защитного газа и сварочного тока на содержание марганца и кремния в металле сварного шва // Тяжелое машиностроение. – 2013. – № 8. – С. 39 – 44.

УДК 658.336

СВАРОЧНЫЙ ТРЕНАЖЕР «WELDING SIMULATOR»

Ильященко Д.П.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга, e-mail: mita8@rambler.ru

Себестоимость модели сварочного тренажера невысокая (по сравнению с бредовыми зарубежными промышленными аналогами), что позволит использовать данный сварочный тренажер для выработки профессиональных компетенций программирования у студентов, обучающихся по направлению 150700 «Машиностроение».

Ключевые слова: Модель, сварочный робот, программирование, профессиональные компетенции, машиностроение, студенты, манипулятор, микропроцессор.

Применение робототехники – универсальный путь автоматизации сварочной технологии не только в серийном, но и мелкосерийном производстве, так как при смене изделия можно использовать тот же робот, изменяя лишь его программу. Роботы позволяют заменить монотонный физический труд, повысить качество сварных изделий, увеличить их выпуск. Один робот может заменить труд четырех человек. Сварочный робот - это универсальный промышленный робот, который является носителем сварочной горелки. Сва-

рочный робот имеет дополнительный сварочный интерфейс и специально адаптированное под процесс сварки программное обеспечение [1].

В 2008 году в мире на производстве использовалось около 1 миллиона роботов, из них 47 % приходилось на долю сварочных роботов [2]. Существуют компании, специализирующиеся на производстве роботов (среди крупнейших – iRobot Corporation). Роботов также выпускают некоторые компании, работающие в сфере высоких технологий: ABB, Honda, Mitsubishi, Sony, World Demanded Electronic, Gostai, KUKA [3, 4]. Использование же промышленных образцов роботов в учебных заведениях с целью выработки практических навыков программирования не возможно, так как их программирование осуществляется в специализированных центрах программирования производителей робототехники, поэтому предлагается принципиальная возможность создания действующей модели сварочного тренажера-манипулятора на основе конструктора LEGO MINDSTORMS, которая даёт возможность приобрести навыки работы со сварочным роботом, с его настройкой и программированием (рисунок 1).

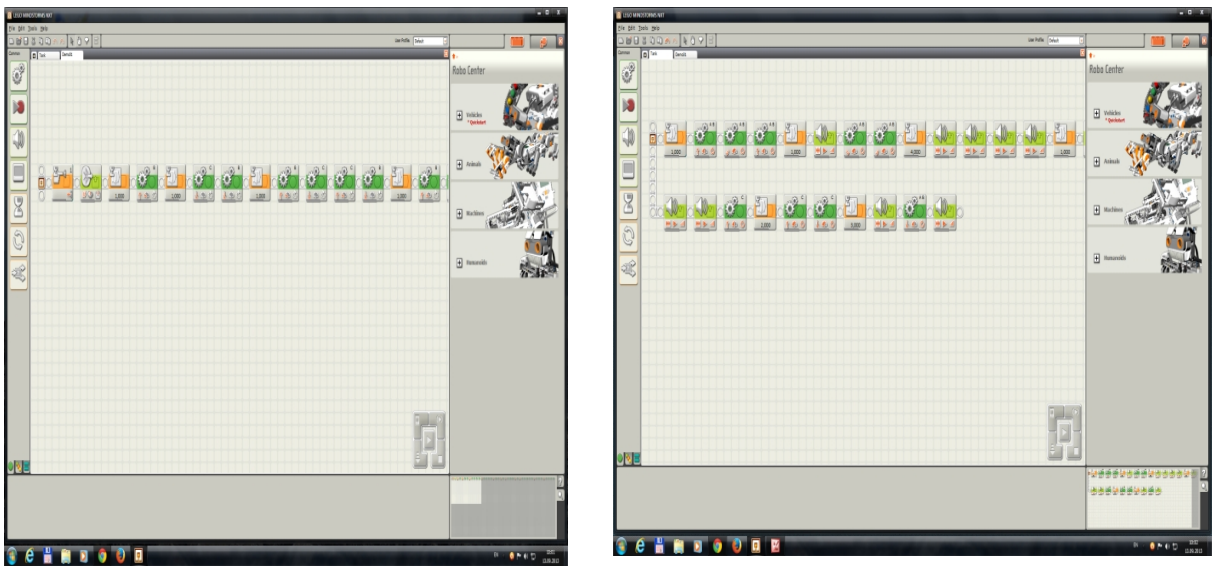


Рисунок 1 – Среда программирования LEGO MINDSTORMS NXT

Разработанная модель на основе конструктора LEGO MINDSTORMS позволяет непосредственно моделировать процесс сварки, однако имеется ряд недостатков (рисунок 2) [5]: люфт между соединительными деталями конструктора, небольшой люфт выходного вала серводвигателя, ограниченный объем Flash-памяти в размере 256 Кбайт, наличие у микроконтроллера только трёх разъёмов для подсоединения серводвигателей. Эти недостатки можно устранить в последующей модели сварочного тренажера-манипулятора, применяя аналоговые и цифровые серводвигатели, не входящие в состав конструктора LEGO MINDSTORMS, и более усовершенствованные микроконтроллеры с большим объёмом оперативной и Flash-памяти.

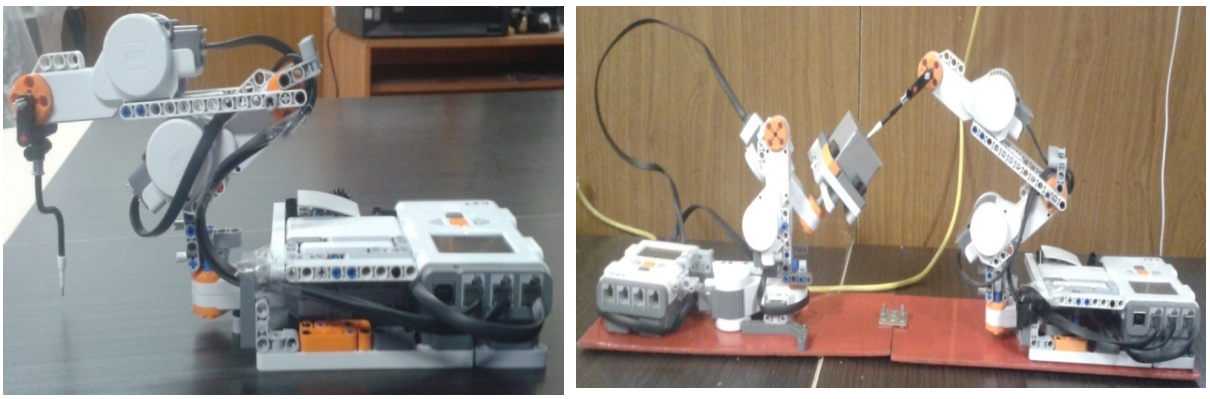


Рисунок 2 – Модель сварочного тренажера-манипулятора [7]

В данный момент создана полноразмерная улучшенная модель сварочного тренажера-манипулятора на основе мощных серводвигателей и программирования на языке СИ. В качестве программируемого элемента используется микроконтроллер серии ATMega и программатор AVR.

В разработанной модели (рисунок 3) используется шесть мощных серводвигателя марки MG996R и один микро серводвигатель марки SG90. Узлов вращения в данной модели шесть.

В качестве материала для изготовления тела этой модели был выбран пластик в связи с его малым весом, лёгкости обработки и склеивания, дешевизны. Источником питания является компьютерный блок питания Microlab M-ATX-350W с двумя выделенными проводами + и – на 5 вольт.

Программа для модели сварочного тренажера написана и компилирована в среде Programmers Notepad [WinAVR], преобразована в 16-тиричную систему исчисления в PonyProg2000, и загружена на микроконтроллер программатором AVR. Поворот двигателей задаётся изменением угла их вращения на определенное число в массиве программы (рисунки 4 и 5).

Рисунок 3 – Модель сварочного тренажера

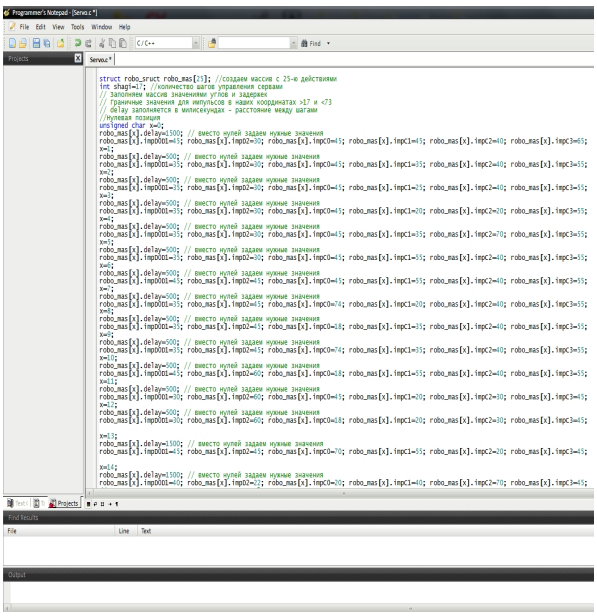


Рисунок 4 – Часть текста программы управления роботом

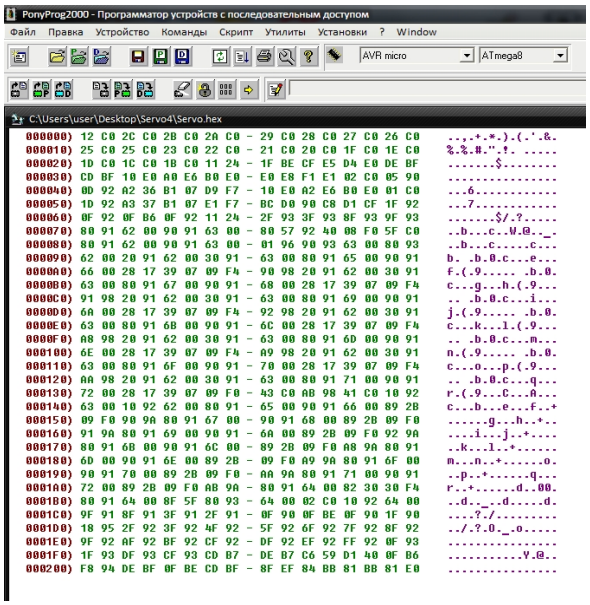


Рисунок 5 – Программный код после компиляции

Себестоимость модели сварочного тренажера невысокая (по сравнению с бредовыми зарубежными аналогами), что позволяет использовать данный сварочный тренажер для выработки профессиональных компетенций программирования у студентов ЮТИ ТПУ, обучающихся по направлению 150700 «Машиностроение» профиль «Оборудование и технология сварочного производства».

Библиографический список

1. http://www.svarkainfo.ru/rus/lib/book/robot.
2. Роботизированные технологические комплексы и автоматические линии в

сварке: учеб. пос. / А.С. Климов, Н.Е. Машнин. – 2-е изд., испр. и доп. – СПб.: «Лань», 2011. – 234 с.
3. http://readtiger.com/www.nikkan.co.jp/eve/irex/english/.
4. http://readtiger.com/daypic.ru/technique/89727.
5. Ильященко Д.П., Биктимиров А.С. Создания действующей модели сварочного тренажера-манипулятора, используемой в качестве обучающего стенда для выработки практических навыков программирования у студентов направления 150700 «Машиностроение» // Интернет-журнал «Науковедение», 2013 № 6 (19) [Электронный ресурс]. – М.: Науковедение, 2013. – Режим доступа: http://naukovedenie.ru/index.php?p=issue-6-13.pdf, свободный. – Загл. с экрана. – Яз. рус., англ.

УДК 621.791.92:620.03

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т В ПРИСУТСТВИИ НАНОПОРОШКОВ

КАРЦЕВ Д.С., КУЗНЕЦОВ М.А.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга, kyznechik_85@mail.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований по влиянию наноструктурированных порошков-модификаторов (Al_2O_3, W, Mo) на коррозионную стойкость сварных соединений, выполненных дуговой сваркой плавящимся электродом в среде аргона. Установлено, что при добавлении наноструктурированного вольфрама (W) в жидкую сварочную ванну коррозионная стойкость сварных соединений повышается.

Ключевые слова: коррозионная стойкость, порошки-модификаторы, дуговая сварка плавящимся электродом, сварные соединения.

В сварных соединениях высоколегированных, коррозионно-стойких сталей, вследствие высокой электрохимической гетерогенности, обусловленной неоднородностью химического состава металла шва, структуры, свойств и напряженного состояния происходят наиболее интенсивные коррозионные разрушения по сравнению с основным металлом. Основной причиной разрушения трубопроводов, аппаратуры химической, металлургической, энергетической, атомной промышленности, теплоносителей [1, 2].

Основные трудности свариваемости данных сталей обусловлены многокомпонентностью их легирования и разнообразием условий эксплуатации сварных конструкций. Главной и общей особенностью сварки является склонность к образованию в металле шва и околошовной зоне горячих трещин, имеющих межкристаллитный характер [3].

Для повышения стойкости против коррозионного износа, а также восстановление работоспособности оборудования, работающих в коррозионно-

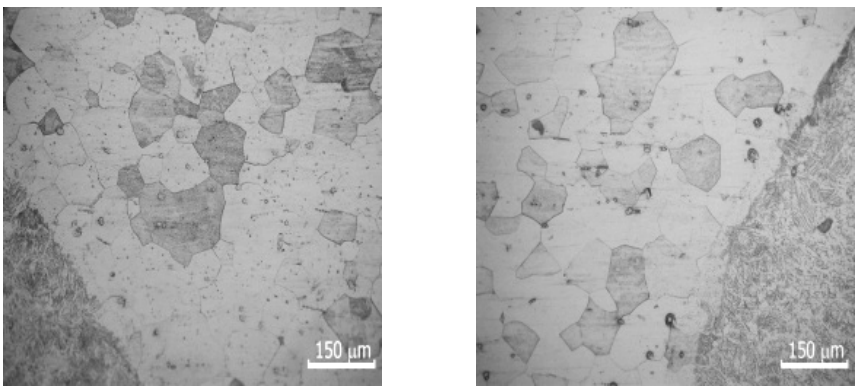
активных средах необходим комплексный подход, включающий создание и освоение новых методов восстановления работоспособности оборудования. В процессе эксплуатации происходит активный коррозионный износ, протекающий особенно интенсивно в зонах сварных соединений [5]. Для повышения коррозионной стойкости сварных соединений применяют несколько способов [3, 5 – 7].

В работе предлагается новый способ повышения коррозионной стойкости сварных соединений. Данный способ заключается в дозированной подаче наноструктурированных частиц, через защитный газ в сварочную ванну при помощи устройства [8].

Для экспериментальных исследований использовались образцы из стали 12Х18Н10Т в виде пластин толщиной 5 мм, сваренные плавящимся электродом в среде аргона сварочной проволокой марки 12Х18Н9Т согласно ГОСТ 14771-76. Образцы наплавлялись по четырем различным вариантам: № 1 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения; № 2 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением Mo в защитный газ; № 3 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением Al_2O_3 в защитный газ; № 4 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением W в защитный газ.

Для каждого режима применяли метод АМУФ ГОСТ 6032, реактив и режим воздействия были выбраны из данного ГОСТа, согласно рекомендациям для данной марки стали. Продолжительность испытания составила 2 часа. После окончания испытаний проводилась аттестация на стойкость к межкристаллитной коррозии (МКК) металлографическим методом, для чего были приготовлены металлографические шлифы из контрольных образцов, не подвергавшихся испытанию, и образцов после испытания.

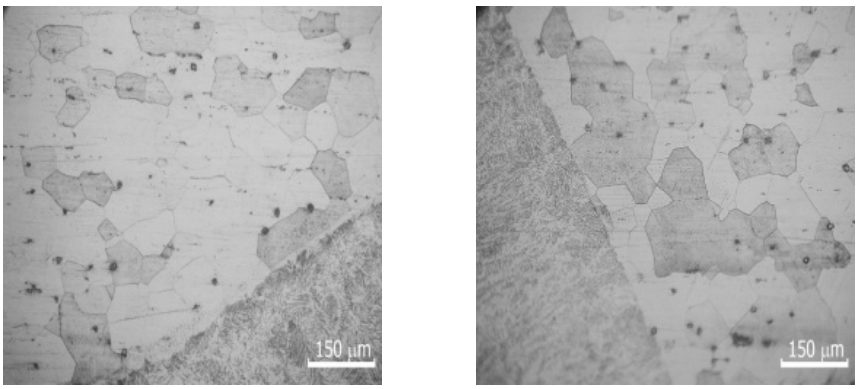
Анализ микроструктур показал, что у всех образцов выявляется зеренная аустенитная структура с примерно одинаковым размером зерна. Однако, при одном и том же времени воздействия наиболее интенсивно вытравливались границы зерен у образцов № 1 и № 3 (рисунки 1 и 2).



а б

а – после испытаний; б – контрольный образец

Рисунок 1 – Микроструктура металла сварного соединения (образец № 1)

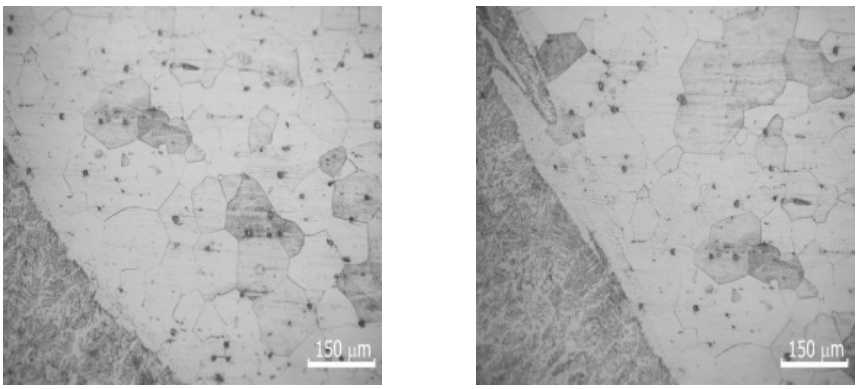


а б

а – после испытаний; б – контрольный образец

Рисунок 2 – Микроструктура металла сварного соединения (образец № 3)

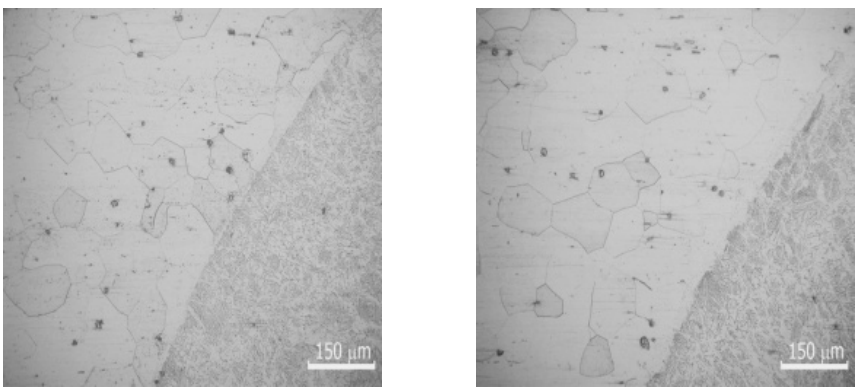
Наиболее слабо травились образцы № 2 и № 4 (рисунки 3 и 4).



а б

а – после испытаний; б – контрольный образец

Рисунок 3 – Микроструктура металла сварного соединения (образец № 2)

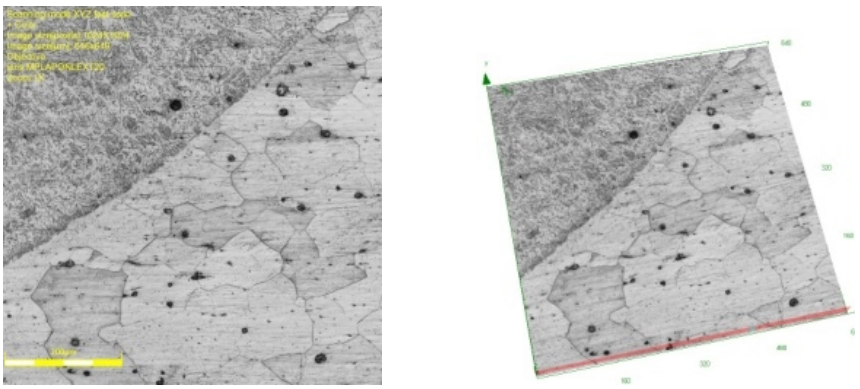


а б

а – после испытаний; б – контрольный образец

Рисунок 4 – Микроструктура металла сварного соединения (образец № 4)

Для определения глубины разрушения границы зерна выборочно была исследована структура образца после коррозионных испытаний с помощью лазерно-конфокального микроскопа. Результаты представлены на рисунке 5. Они подтверждают отсутствие признаков коррозии по границам зерен чрезвычайно малой высотой z-координаты.



а б

а – 2D-изображение; б – 3D-изображение

Рисунок 5 – Микроструктура образца (образец № 2)
после испытаний на МКК

Оценка склонности к МКК производилась путем определения количества зерен с четко выявленными границами, ширина которых могла достигать 30 мкм. Проведенные исследования не обнаружили зерен с такой шириной границ. Самые тонкие границы зерен были у образца № 4, в данном случае отмечена и наибольшая схожесть общего вида микроструктуры контрольного образца и образца после испытаний в агрессивной среде.

Библиографический список

1. Махненко В.И., Махненко О.В., Козлитина С.С., Дзюбак Л.И. Сварные конструкции из аустенитной стали типа 10Х18Н10Т в условиях радиационного распухания. // Автоматическая сварка. – 2012. – № 2. – С. 7 – 12.
2. Кривоносова Е.А., Синкина Е.А., Горчаков А.И. Влияние типа покрытия электрода на коррозионную стойкость металла шва стали 08Х18Н10Т. // Сварочное производство. – 2012. – № 4. – С. 38 – 41.
3. Коломийцев Е.В. Коррозионноусталостная прочность тавровых соединений стали 12Х18Н10Т и методы ее повышения / Автоматическая сварка. – 2012. – № 12. – С. 41 – 43.
4. Александров А.Г. Коррозионная стойкость сварных швов аустенитно-ферритных сталей в щелочных средах / Сварочное производство. – 1990. – № 8. – С. 15 – 16.
5. Сараев Ю.Н., Селиванов Ю.В. Оценка производительности и качества выполнения ремонтно-восстановительных работ оборудования из стали типа 12Х18Н10Т / Сварочное производство. – 2011. – № 1. – С. 17 – 22.
6. Александров А.Г. Коррозионная стойкость сварных соединений хромони-

келевых сталей в щелочных средах (обзор) / Сварочное производство. – 1990. – № 5. – С. 12 – 13.
7. Сафонов А.Н., Радченко Р.Д. Структура и коррозионная стойкость сварных соединений сталей аустенитного класса после лазерной обработки поверхности / Сварочное производство. – 1998. – № 7. – С. 5 – 9.
8. Кузнецов М.А., Зернин Е.А., Колмогоров Д.Е., Шляхова Г.В., Данилов В.И. Строение, морфология и дисперсность металла, наплавленной дуговой сваркой плавящимся электродом в аргоне в присутствии наноструктурированных модификаторов / Сварка и диагностика. – 2012 – № 6. – С. 8 – 10.

УДК 621.791.92.04

НАПЛАВКА ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ НОЖЕЙ ДЛЯ ХОЛОДНОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛОПРОКАТА

Еремин Е.Н., Лосев А.С., Ушаков С.А., Куземцев К.Ю., Бородихин С.А.

Омский государственный технический университет, г. Омск, weld_techn@mail.ru

Разработана новая порошковая проволока, обеспечивающая получение наплавленного металла типа мартенситно-стареющей стали системы легирования Fe-Ni-Mo-Mn-Si-V-Ti-Cr-Al-B. Изучены структура и свойства такого металла. Предложена технология упрочнения и восстановления ножей для холодной резки металлопроката. Приведены результаты производственных испытаний наплавленных ножей.

Ключевые слова: порошковая проволока; мартенситно-стареющая сталь; бориды; упрочнение; наплавленные ножи; резка.

На заводах железобетонных изделий в потоке производства металлических каркасов в качестве материала, несущего основную нагрузку широко используется прокат различного профиля. Резку проката производят на специальных станках, в которых используются плоские ножи размером 50×20×170 мм. В базовом исполнении ножи изготавливаются из инструментальной стали 6ХВ2С. Использование проката из высокопрочных легированных сталей приводит к снижению стойкости ножей, повышению их расхода, в результате чего возникает нехватка режущего инструмента. На заводах накапливаются изношенные ножи из дефицитных сталей, которые сдаются в металлолом.

В тоже время изучение износа ножей показало, что основными причинами выхода их из строя являются смятие и выкрашивание режущих кромок (рисунок 1).

Анализ производственных данных показывает, что потеря массы на изношенных участках рабочей поверхности ножа не превышает 2 – 5 % от общей массы инструмента. Поэтому вопросы восстановления и упрочнения

таких ножей весьма актуальны. Среди различных методов упрочнения и восстановления деталей ведущее место занимает износостойкая наплавка.

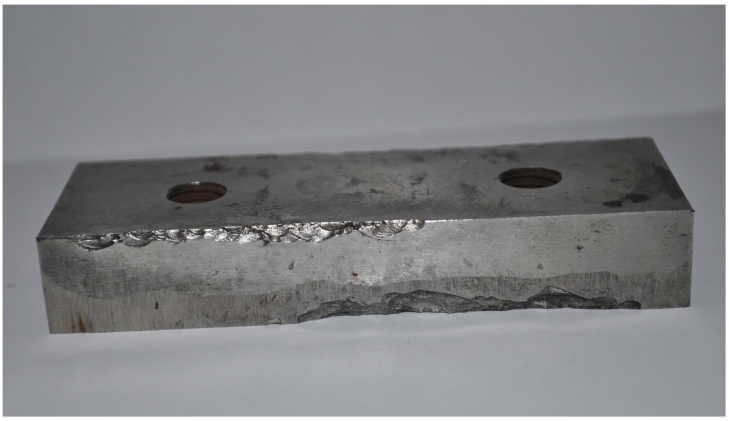


Рисунок 1 – Вид изношенного ножа для резки арматуры

Выбор материала для наплавки режущих кромок ножей определяется требованиями к наплавленному металлу. В результате производственного опыта, анализа литературных данных установлены рациональные значения твердости режущей кромки, которая должна быть в пределах 52 – 56 HRC. При твердости ниже 52 HRC режущие кромки быстро сминаются, а при твердости выше 56 HRC – выкрашиваются.

Большими возможностями обладают наплавочные материалы с эффектом вторичного твердения (мартенситно-стареющие и дисперсионно-твердеющие стали), которые по эксплуатационным свойствам значительно превосходят инструментальных стали. Рядом организаций предложены составы порошковых проволок, позволяющие получать такой наплавленный металл [1 – 3]. В тоже время не все из них обеспечивают значительный эффект повышения твердости в результате термической обработки, а другие имеют значительную первоначальную твердость. Кроме того, в большинстве случаев данные материалы легированы дефицитными дорогостоящими элементами (кобальтом, вольфрамом), общее содержание которых может достигать 20 %, что обусловливает их высокую стоимость и ограничивает применение.

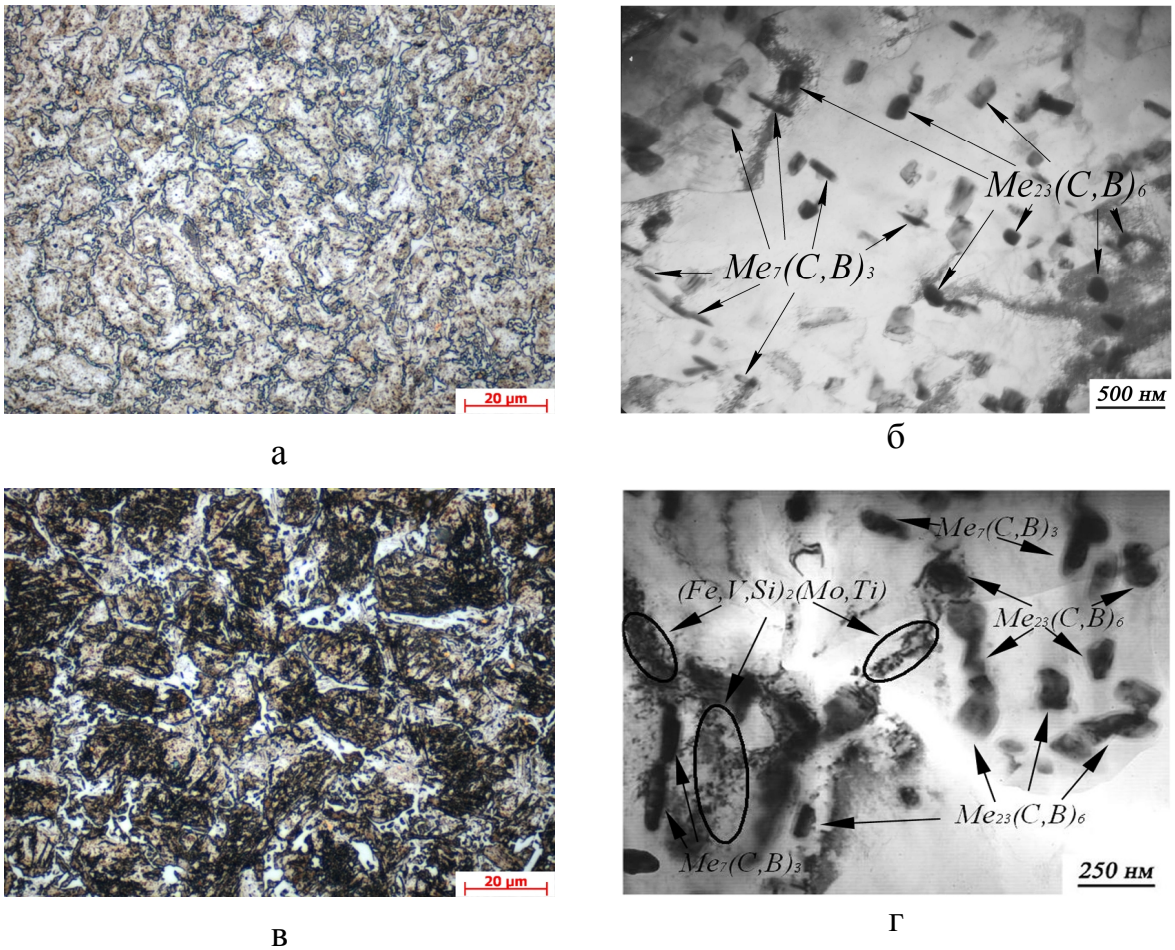
Известно, что износостойкость сталей и сплавов в наибольшей степени определяется свойствами отдельных структурных составляющих матрицы и различного рода упрочняющих фаз. Высокие показатели прочности и разрушающей способности наплавочных сплавов достигаются, как правило, введением в их состав элементов, обеспечивающих формирование в наплавленном металле большого количества сложных карбидов, боридов и их соединений [4]. С этой точки зрения большой интерес представляет использование бора и его соединений в наплавочных материалах [5 – 7]. В тоже время применение боридных соединений в порошковых проволоках для наплавки мартенситно-стареющих сталей крайне ограничено.

В связи свыше изложенным, в работе была поставлена цель повышения

стойкости ножей холодной резки металлопроката за счет применения экономнолегированной мартенситно-стареющей стали полученной наплавкой.

Наплавленный металл получали порошковой проволокой Н7М3Г2СФТЮР, в состав которой дополнительно были введены бориды (B_4C, TiB_2, CrB_2) в количестве 2,5 %. Наплавку проводили в аргоне опытной порошковой проволокой диаметром 2,4 мм в 3 слоя на пластины из стали Ст3 размером 200×50×10 мм без предварительного подогрева. Режим наплавки: сила тока 230 А; напряжение дуги 24 В; скорость наплавки 20 м/ч.

Такой наплавленный металл в исходном состоянии обладает твердостью 35 – 38 HRC, что позволяет осуществлять его механическую обработку без каких либо затруднений. Его структура состоит из пересыщенного легирующими элементами твердого раствора железо-никелевого мартенсита и карбоборидной эвтектики (рисунок 2, а). Установлено, что эта эвтектика образована на базе карбоборида $(Fe, Ti, Mo)_3(C,B)$ и борида $(Fe, Ni, Cr, Mo)_2B$. Кроме этого обнаружены выделения карбоборидов круглой формы типа $(Ti, Mo, Fe)_{23}(C,B)_6$ размером ~ 175 нм и пластинчатой формы типа $(Fe, Cr, Mo, Ti)_7(C,B)_3$ (средняя длина 280 , ширина 50 нм) (рисунок 2, б).



а б в г

Рисунок 2 – Микроструктура и тонкая структура металла наплавленного ПП Н7М3Г2СФТЮР: после наплавки (а, б); после старения при 500 °С, 2 ч. (в, г)

В результате старения наплавленного металла при 500 °С в течение 2 часов его твердость повышается до 56 HRC. При этом эвтектика в структуре металла, стала более развитой и замкнутой (рисунок 2, в). Установлено, что в этом случае упрочнение наплавленного металла происходит как за счет дополнительного выделения высокопрочных труднорастворимых карбоборидных фаз $(Ti, Mo, Fe, V)_{23}(C,B)_6$ и $(Cr, Fe, Mo, Ti)_7(C,B)_3$ с размерами от 95 до 180 нм, так и образования мелкодисперсных интерметаллидных фаз Лавеса $(Fe, V, Si)_2(Mo, Ti))$ с размерами от 6 до 37 нм, так и за счет (рисунок 2, г).

Разработанной порошковой проволокой осуществлена наплавка партии изношенных ножей. Толщина рабочего слоя наплавленного металла составляла 7 мм с учетом припуска на последующую механическую обработку. Так как материалом ножей является высокоуглеродистая сталь 6ХВ2С, то с целью предотвращения образования трещин в зоне термического влияния, проводился предварительный подогрев перед наплавкой до температуры 300 °С. Охлаждение ножей после наплавки осуществляли на спокойном воздухе в асбестовом полотне, что обеспечивало твердость наплавленного металла в пределах 33 – 35 HRC. После механической обработки режущим инструментом наплавленные ножи термообрабатывались при 480 – 500 °С в течение 2 часов с последующим охлаждением на спокойном воздухе. В результате такой термической обработки твердость режущих кромок повысилась до 54 – 56 HRC. Затем ножи проходили шлифовку.

Производственные испытания наплавленных ножей проводились на Омском предприятии ЖБИ № 5. Раскрою подвергали прокат диаметром 4 – 20 мм из легированных сталей марок 18Г2С, 35ГС, 23Х2Г2Т и др. Результаты испытаний показали, что наплавленные ножи превосходят по стойкости ножи из инструментальной стали 6ХВ2С более чем 2,5 раза.

Таким образом, введение боридов в мартенситно-стареющую сталь, полученную наплавкой порошковой проволокой Н7М3Г2СФТЮР, позволяет обеспечить требуемые высокие значения твердости наплавленного металла за счет образования в нем композиционной структуры с большим количеством карбидов, боридов и их соединений. Применение разработанной порошковой проволоки для наплавки режущих кромок ножей резки металлопроката позволяет значительно повысить их стойкость, и тем самым увеличить межремонтные периоды, сократить затраты на обслуживание оборудования.

Библиографический список

1. Кондратьев, И.А. Порошковая проволока для наплавки слоя мартен-ситно-стареющей стали / И.А. Кондратьев, И.А. Рябцев, Я.П. Черняк // Автоматическая сварка. – 2006. – № 4 – С. 50 – 53.
2. Кальянов, В. Н. Мартенситно-стареющие стали для наплавки штампов / В.Н. Кальянов, В.А. Багров // Сварочное производство. – 2003. – № 2. – С. 35 – 37.
3. Еремин, Е.Н. Износостойкая наплавка ножей горячей резки металлопроката / Е.Н. Еремин, Ю.О. Филиппов, Д.Г. Покровский [и др.] // Заготови-

тельные производства в машиностроении. – 2008. – № 4. – С. 17–19.
4. Лившиц, Л.С. Основы легирования наплавленного металла / Л.С. Лившиц, Н.А. Гринберг, Э.Г. Куркумели. – М.: Машиностроение, 1969. – 188 с.
5. Лякишев, Н.П. Боросодержащие стали и сплавы / Н.П. Лякишев, Ю.Л. Плинер, С.И. Лаппо. – М.: Металлургия, 1986. – 197 с.
6. Искольдский, И.И. Наплавочные боридные твердые сплавы / И.И. Искольдский. – М.: Машиностроение, 1965. – 71 с.
7. Шеенко, И.Н. Современные наплавочные материалы на основе тугоплавких соединений / И.Н. Шеенко, В.Д. Орешкин, Ю.Д. Репкин. – Киев: Наукова думка, 1970. – 238 с.
8. Еремин, Е.Н. Влияние боридных соединений на структуру и свойства мартенситно-стареющей штамповой стали, наплавленной порошковой проволокой [Текст] / Е.Н. Еремин, А.С. Лосев // Сварка и диагностика. – 2013. – № 3. – С. 32 – 35.

УДК 621.791.03

СОЗДАНИЕ МОДЕЛИ И РАСЧЕТ РЕЖИМОВ ДЛЯ УСТРОЙСТВА ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ

КРАМПИТ М.А., ЗЕРНИН Е.А.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета
г. Юрга, e-mail:savage_jawa@mail.ru

Представлен путь снижения энергозатрат на процесс импульсно-дуговой сварки и наплавки. Разработана расчетная модель нагрева проволоки, смоделирован процесс импульсно-дуговой сварки. Представлена область режимов для данного устройства.

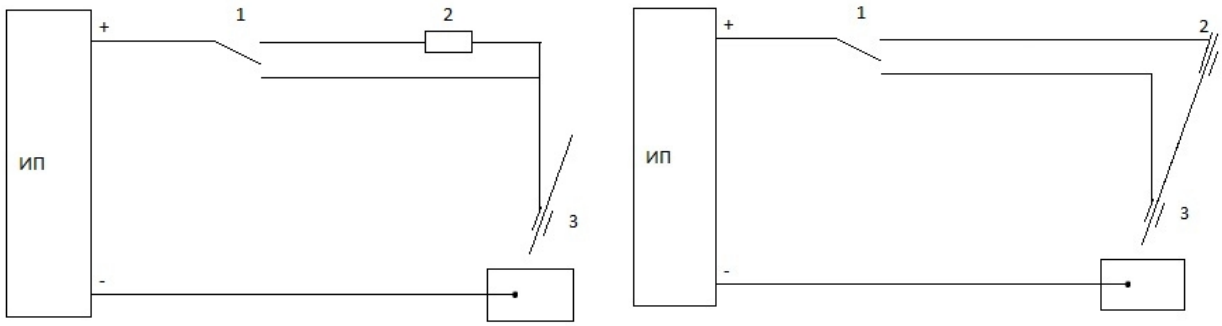
Ключевые слова: импульсно-дуговая сварка, энергоэффективность, нагрев проволоки, математическое моделирование.

Устройства для импульсного питания сварочной дуги, построенные по принципу «импульсно-регулируемого сопротивления» [1], обладают определенным недостатком, а именно, наличием балластного сопротивления для обеспечения формирования тока паузы, которое приводит к потерям мощности, идущей на его нагрев, что снижает эффективность применения импульсных процессов [2]. Но если вместо балластного сопротивления будет использован вылет электродной проволоки (рисунок 1), энергия тока паузы будет уходить на его нагрев. В итоге, варьируя длину вылета и скорость подачи проволоки, мы можем добиться требуемой температуры на торце электрода.

При протекании тока паузы (рисунок 1, а), ключ 1 переключается на сопротивление 2. Для получения же тока импульса ключ 1 переключается на контактный наконечник 3. Из-за наличия балластного сопротивления 2 про-

исходят большие мощности. Энергия в виде тепловых потерь уходит в окружающую среду.

На рисунке 1, б предложена альтернатива данному устройству. Для получения тока импульса ключ 1 все так же замыкается на контактный наконечник 3. Для получения же тока паузы ключ замыкается на контактный наконечник 2. И вместо балластного сопротивления, его функцию выполняет вылет проволоки между контактными наконечниками 2 и 3.



а б

Рисунок 1 – Схема устройства, использующего балластное сопротивление (а) и подогрев электродной проволоки (б)

Для поиска оптимальных режимов сварки с помощью программы Mathcad предложена математическая модель процесса.

Сварочную проволоку для расчетов принимаем за стержень, следовательно, температура в поперечном сечении распределена равномерно [3]. Расчетная схема распределения теплоты в проволоке приведена на рисунке 2.

Для упрощения расчетов примем следующие допущения:

– во время паузы и нагрева проволоки подача проволоки останавливается;

– проволока движется только во время импульса на величину, которую она бы прошла за полное время цикла;

– проволока нагревается только за счет проходящего тока, теплопроводность не учитывается.

Выделяемую теплоту на каждом участке вылета за один цикл находим по закону Джоуля-Ленца:

$$Q_{Дж} = I^2_{паузы} \cdot R \cdot t_{паузы},$$

где $Q_{дж}$ – выделяемая теплота;

$I_{паузы}$ – сила тока в паузе;

R – сопротивление участка электродной проволоки;

$t_{паузы}$ – время паузы.

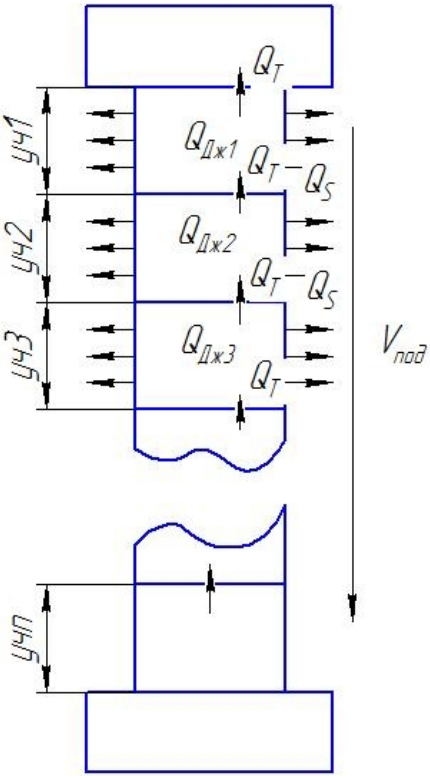


Рисунок 2 – Расчетная схема распределения теплоты в проволоке

Потери тепла на излучения:

$$Q_S = \alpha \cdot (T - T_0) \cdot S \cdot \Delta t + \sigma \cdot (T^4 - T_0^4) \cdot S \cdot \Delta tf ,$$

где α, σ – коэффициент соответственно конвективного теплообмена и теплообмена излучением (α = 8,7 Вт/м^{2}Cº, σ = 5,67 Вт/м^{2}К^4);

T_0 – температура окружающей среды;

S – площадь поверхности участка.

В итоге на каждом участке выделяемая теплота будет равна:

$$Q = Q_{Дж} - Q_S .$$

Изменение температуры находим по формуле:

$$\Delta T = \frac{Q}{c \cdot m},$$

где c – удельная теплоемкость;

m – масса участка электродной проволоки, равная произведению удельной плотности на ее объем (m = 1,763·10^{-3} кг).

Изменение сопротивления с повышением температуры найдем по формуле:

$$\Delta R = \alpha \cdot R \cdot T .$$

Определяем изменение температуры и сопротивления за каждый шаг:

$$Q_{Дж} = I^2_{паузы} \cdot R \cdot t_{паузы},$$

$$\Delta T = \frac{Q}{c \cdot m},$$

$$T = T_{нач} + \Delta T,$$

$$\Delta R = \alpha \cdot R \cdot T,$$

$$R_{нов} = R + \Delta R,$$

где $R_{нов}$ – сопротивление проволоки после ее нагрева за время паузы.

В следующем цикле за R принимаем $R_{нов}$. В первом цикле $T_{нач}$ будет равна температуре окружающей среды (по умолчанию 20 °C). Полученная температура T станет в следующем цикле начальной температурой $T_{нач}$. Как видно, процесс цикличен, пока не настанет состояние равновесия, при котором первый участок станет последним перед вторым контактным наконечником, он же и будет иметь максимальную температуру (в нашем расчете $T_{кон} \approx 600°C$), а начальный участок также будет иметь температуру окружающей среды.

Определив сопротивление вылета проволоки за 1 цикл и приняв ток паузы 35 А, рассчитали выделяемую теплоту. Рассчитав цикл для всех участков проволоки, по полученным значениям построили график распределения температур по длине проволоки (рисунок 3).

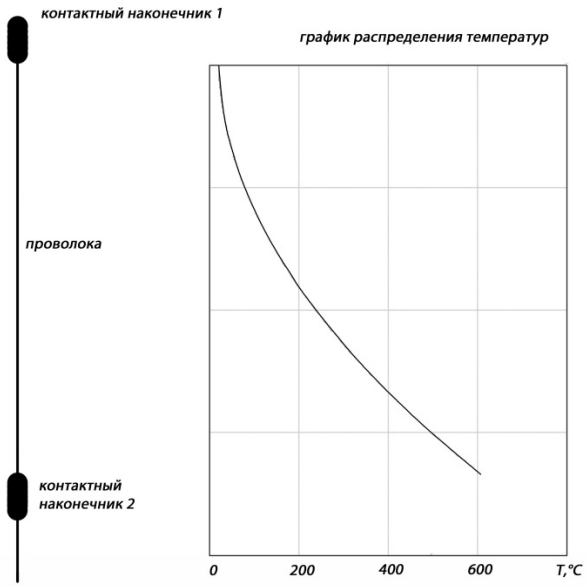


Рисунок 3 – Распределение температур по длине проволоки

Как видно из графика, зависимость нелинейная. Находим зависимость температуры от номера интервала методом квадратичной интерполяции:

$$T = 0{,}02 \cdot n^2 + 0{,}185 \cdot n + 20{,}056,$$

где n – номер цикла.

Как видно из графика, температура между двумя соседними участками даже в конце цикла будет различаться менее чем в 5 ºС. Учитывая скорость протекания всех процессов, время контакта этих участков с такой большой разностью температур будет менее секунды. За такое время теплопроводность не сыграет большой роли, только слегка сгладит ступенчатость графика.

Оценим эффективность устройства, сравнив импульсно-дуговой процесс с подогревом электродной проволоки с автоматической сваркой в среде защитных газов. Для примера используем стандартное соединение С17 толщиной 8 мм.

Объем наплавленного металла на 1 м шва будет равен $0{,}04 \cdot 10^{-3}$ м^3

Масса наплавленного металла на 1 м^2 равна 0,328 кг.

Для нагрева и расплавления такой массы проволоки необходима энергия, которая состоит из:

– энергии, необходимой для нагрева 0,328 кг электродной проволоки от 20 до 1450 ºС:

$$E_1 = 462 \cdot m \cdot (1450 - 20) = 2{,}164 \cdot 10^5 \text{ Дж};$$

– энергии, необходимой для расплавления 0,328 кг электродной проволоки, нагретой до температуры плавления:

$$E_2 = 84 \cdot m = 27{,}519 \text{ Дж};$$

– полная энергия, необходимая для нагрева и расплавления 0,328 кг электродной проволоки от 20 ºС:

$$E = E_1 + E_2 = 2{,}165 \cdot 10^5 \text{ Дж}.$$

Если сравнить с энергией, необходимой для нагрева и расплавления того же объема электродной проволоки, но нагретой до температуры в 600 ºС равна $E_{имп} = 1{,}286 \cdot 10^5$ Дж.

Отношение энергий равно $E / E_{имп} = 1{,}682$, т.е. для нагрева и расплавления той же массы электродной проволоки, необходима энергия, меньшая в 1,68 раза. В схеме модулятора для импульсно-дуговой сварки эта энергия выделяется на сопротивлении.

В программе MathCad была создана модель и методом подбора рассчитаны рациональные режимы. Ограничение конечной температуры составляло 600 ± 20 ºС. Изначально задавались длина вылета и диаметр электродной проволоки. Скорость подачи менялась от 400 до 600 м/ч с шагом 20 м/ч. Ток паузы и время паузы подбирались вручную. Рассчитанные режимы при вылете 200 мм и диаметре проволоки 1,2 мм представлены на рисунке 4, при вылете 300 мм и диаметре проволоки 1,6 мм на рисунке 5, при вы-

лете 400 мм и диаметре проволоки 1,6 мм на рисунке 6.

На данное устройство был получен патент РФ.

На данный момент продолжается работа над данным устройством с точки зрения его внедрения в производственный процесс.

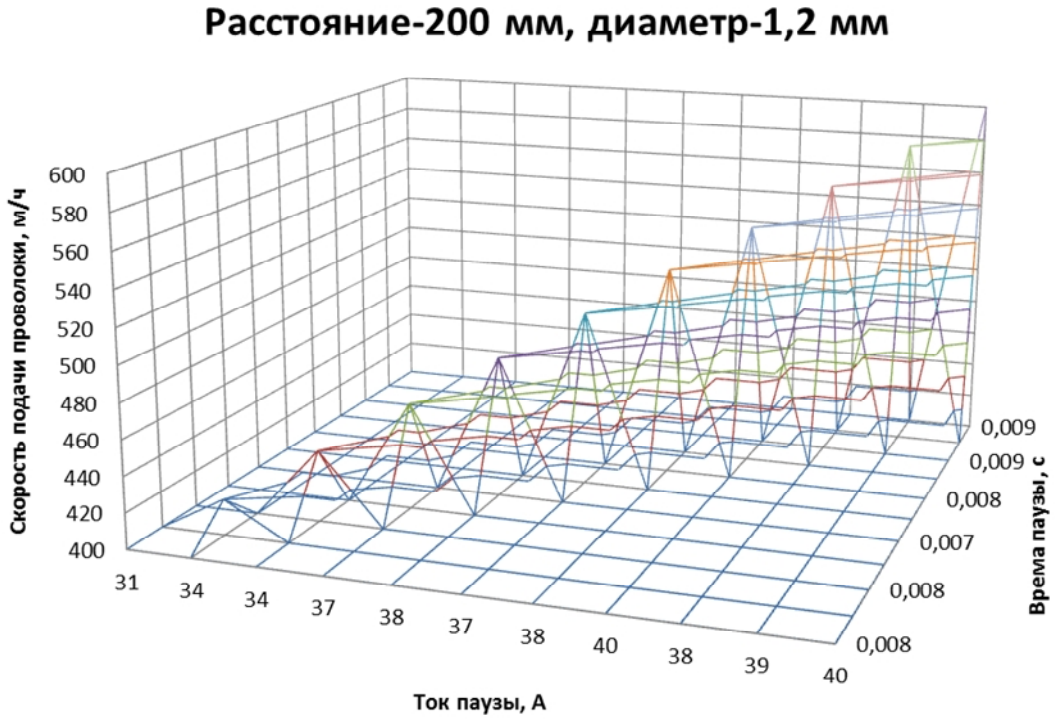


Рисунок 4 – Область режимов, при вылете 200 мм и диаметре 1,2 мм

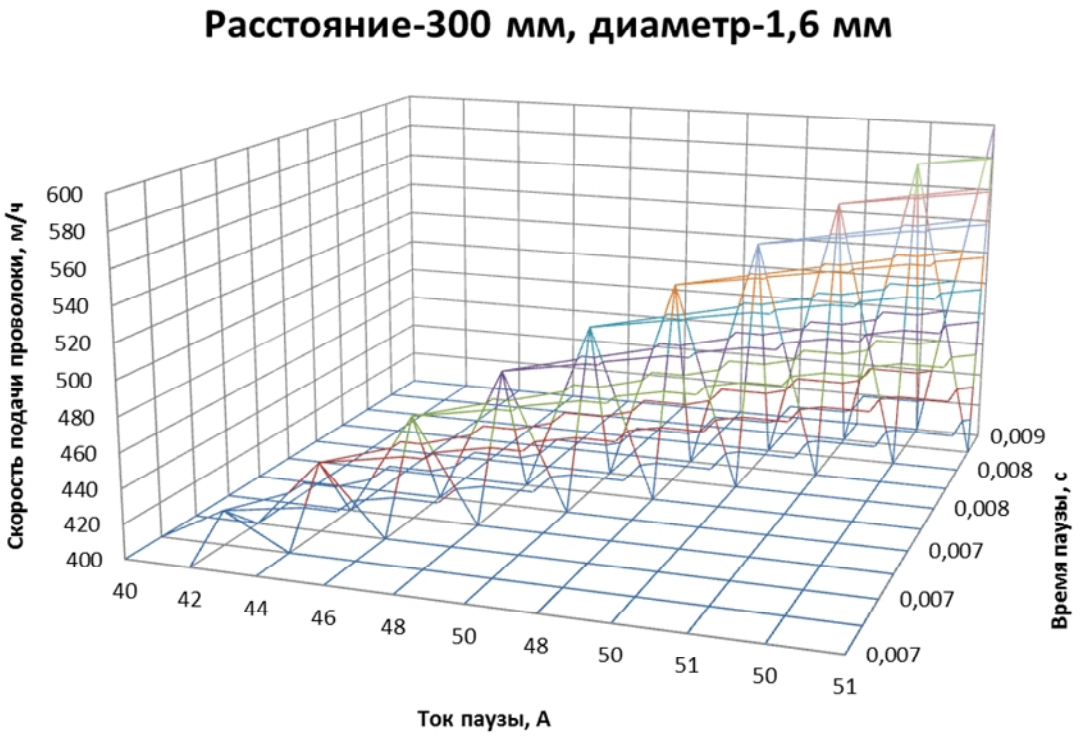


Рисунок 5 – Область режимов, при вылете 300 мм и диаметре 1,6 мм

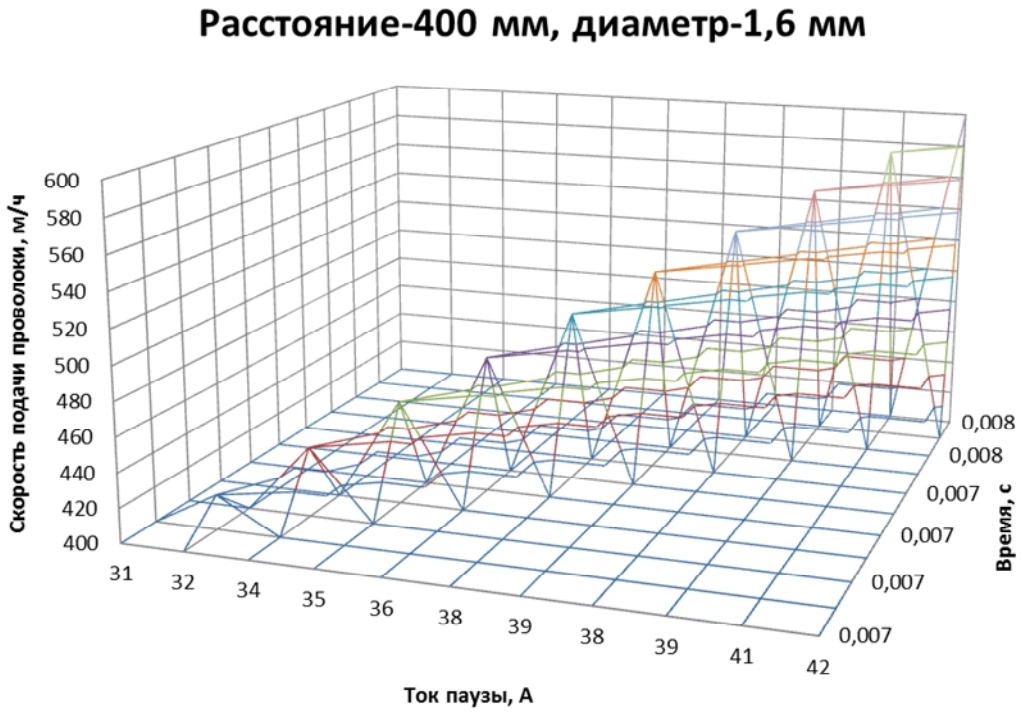


Рисунок 6 – Область режимов, при вылете 400 мм и диаметре 1,6 мм

Библиографический список

1. Крампит А.Г., Крампит Н.Ю., Крампит М.А. Устройство, использующее подогрев электродной проволоки / Ремонт, восстановление и модернизация – 2011. – № 7.
2. Князьков А.Ф., Крампит Н.Ю., Крампит А.Г. Усовершенствование процесса сварки в среде углекислого газа при модернизации оборудования / Ремонт, восстановление, модернизация. – 2008. – № 9.
3. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке / М.: «МАШГИЗ», 1951. – 296 с.

УДК 621.791.92:620.03

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Кузнецов М.А., Карцев Д.С.

Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета, г. Юрга, kyznechik_85@mail.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований управления структурообразованием сварных соединений за счет изменения концентрации наноструктурированных порошков молибдена в защитном газе, введенных в жидкую сварочную ванну при дуговой сварке плавящимся электродом

в среде аргона. Установлено, что при разной концентрации, образуется различная микроструктура наплавленного металла.

Ключевые слова: микроструктура наплавленного металла, нанопорошок молибдена, дуговая сварка плавящимся электродом.

Современные исследования в области формирования сварных соединений из сталей различного класса направлены на управление энергетическими параметрами процесса получения неразъемных соединений за счет наложения высокочастотных импульсов [1, 2], механического программирования перехода капли в сварочную ванну при помощи импульсной подачи сварочной проволоки [3] и применения инверторных источников питания [4]. При этом частично управляется теплоперенос, но управление структурой посредством целенаправленного введения центров кристаллизации отсутствует полностью.

На практике для управления структурообразованием и механическими свойствами сварных соединений [5] используется намеренное введение в расплав тугоплавких частиц для увеличения числа центров индуцированной кристаллизации, которое приводит к измельчению зерна при затвердевании. Такой прием применяется и для измельчения структурных составляющих наплавляемого металла [6, 7]. Введение непосредственно в сварочную ванну нанодисперсных металлических и неметаллических порошков-модификаторов повышает эффект управления микроструктурой.

В исследованиях использовали нанопорошок молибдена, изготовленный в Институте физики высоких технологий Национально исследовательского Томского политехнического университета. Введение нанопорошков в сварочную ванну осуществлялось через устройство [10]. При помощи вентиля на данном устройстве менялась концентрация наноструктурированных порошков в защитном газе.

В состав экспериментальной установки входили: сварочная головка ГСП-2, укомплектованная устройством [10], источник питания ВС-300Б. Для наплавки образцов из стали 12Х18Н10Т применяли сварочную проволоку 12Х18Н9Т диметром 1,2 мм.

Образцы наплавлялись по пяти различным вариантам: № 1 – наплавка без добавления НП; № 2 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного молибдена в защитном газе 10 мг на метр сварного шва; № 3 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного молибдена в защитном газе 20 мг на метр сварного шва; № 4 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного молибдена в защитном газе 30 мг на метр сварного шва; № 5 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с концентрацией наноструктурированного молибдена в защитном газе 40 мг на метр сварного шва. Режимы сварки для всех вариантов одинаковы.

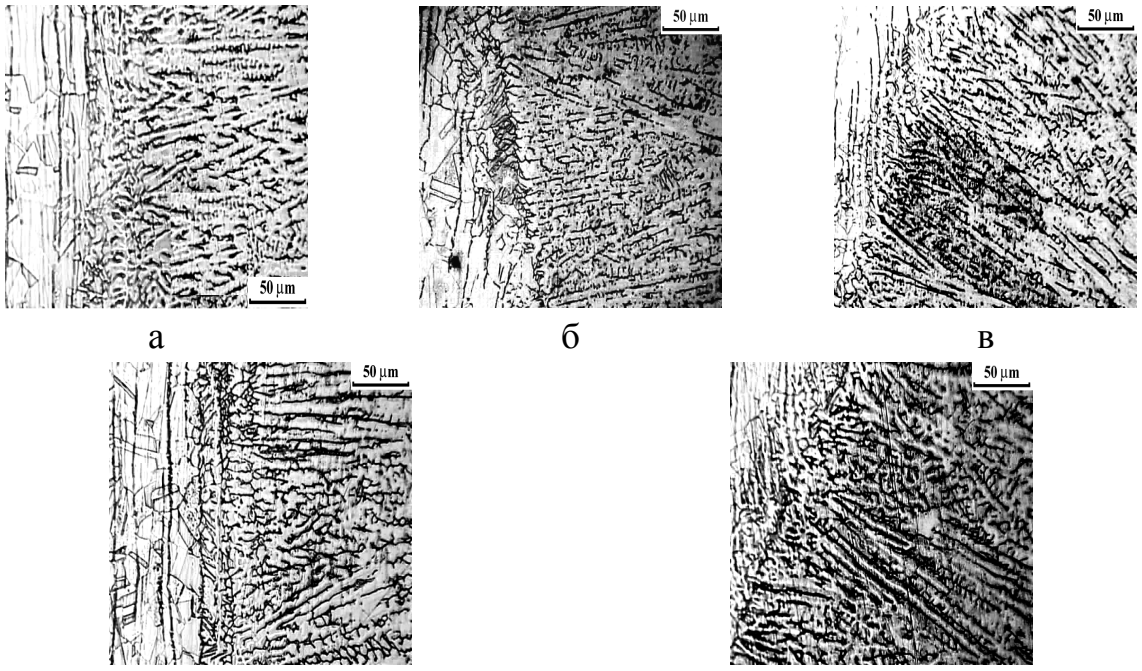
Исследование микроструктур проводились по методике, описанной в работе [10].

Структура основного металла во всех случаях соответствует структуре горячекатаной нержавеющей стали 12Х18Н10Т.

В ходе исследования микроструктур было выявлено, что наплавленный металл разделяется на три слоя, которые различаются между собой. А – верхний слой наплавленного металла, Б – средний слой наплавленного металла, В. – нижний слой наплавленного металла, а также Г – участок перехода от наплавленного металла к основному и Д – основной металл. Схема расположения областей исследования микроструктуры швов выбрана в соответствии с методикой, представленной в работе [10].

В области Д фиксировалась структура основного металла, она одинакова для всех образцов и соответствует стали 12Х18Н10Т.

Микроструктура границы сплавления и зоны термического влияния (область Г) (рисунок 1) во всех образцах четко не выявляется. Далее происходит плавный переход от дендритной структуры наплавленного металла к полиэдрической зёренной структуре зоны термического влияния.

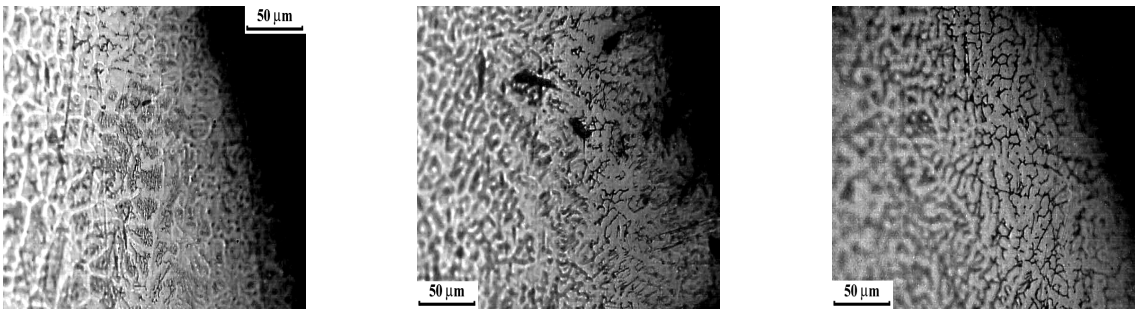


а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3;
г – образец № 4; д – образец № 5

Рисунок 1 – Структура границы сплавления и зоны термического влияния

Первый слой (область А) можно характеризовать как слой с полиэдрической зёренной структурой. В этом слое наблюдаются полиэдрические зерна аустенита. Этот слой слабо выражен в образцах № 1 и № 4 (рисунок 2).

Сильно первый слой выражен в образце № 3 (рисунок 2, в). Здесь хорошо видны зерна полиэдрической морфологии. В образцах № 2 и № 5 (рисунок 2, б, д) данная структура также наблюдается достаточно четко.



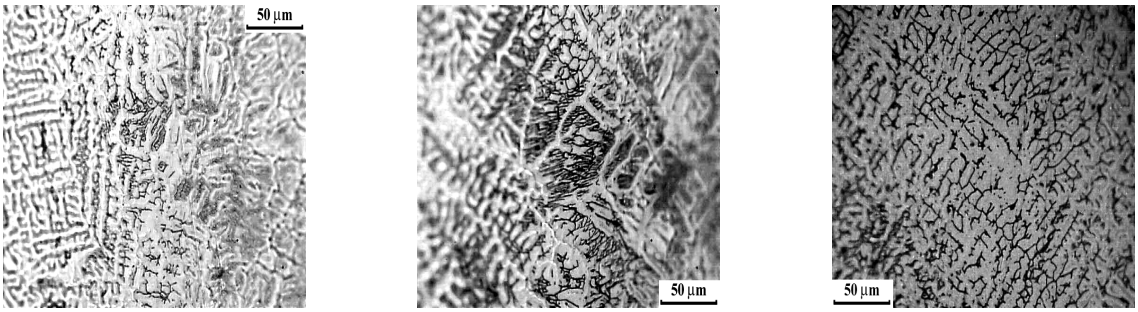
а б в

г д

а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3;
г – образец № 4; д – образец № 5

Рисунок 2 – Микроструктура слоя полиэдрических зерен

Второй слой (область Б) состоит из разветвленных, не имеющих преимущественной ориентации дендритов. Этот слой слабо выражен в образце № 5 (рисунок 3, д). Наиболее ярко слой неориентированных дендритов выражен в образце № 3 (рисунок 3, в).



а б в

г д

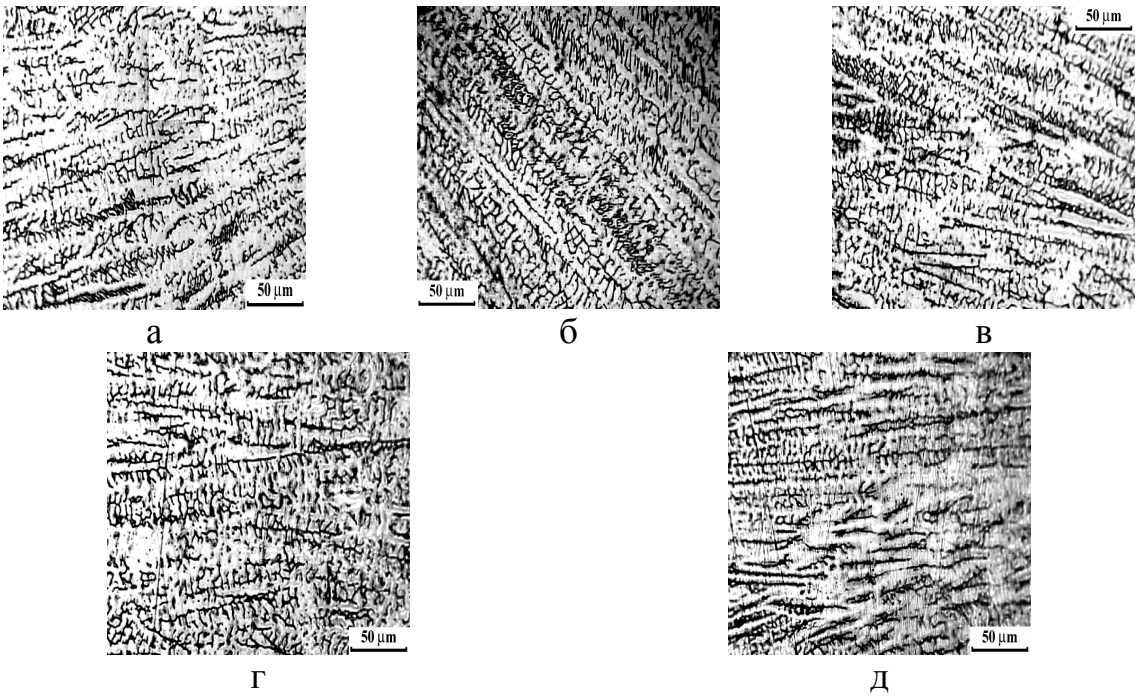
а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3;
г – образец № 4; д – образец № 5

Рисунок 3 – Микроструктура слоя неориентированных дендритов

Слой неориентированных дендритов плавно переходит в следующий слой ориентированных дендритов.

Третий слой (область В) состоит из ориентированных длинных дендритов нормальных к границе сплавления. Наиболее разветвленные и толстые дендриты наблюдаются в образце № 2 (рисунок 4, б). Наиболее тонкие и слаборазветвленные дендриты наблюдаются в образце № 3 (рисунок 4, в).

Средний размер дендритов представлен на рисунке 5.



а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3;
г – образец № 4; д – образец № 5

Риунок 4 – Микроструктура слоя ориентированных дендритов

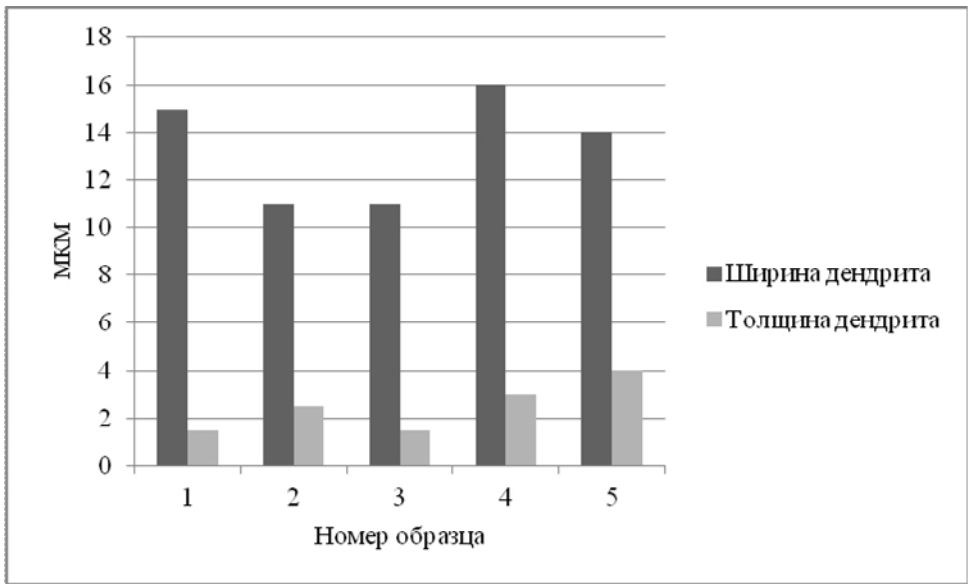


Рисунок 5 – Размер дендритов

Выводы:

1. Установлено, что применение разной концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе, позволяет получать различную микроструктуру наплавленного металла.

2. Наиболее четко слой полиэдрических зерен наблюдается в образце № 3 (концентрация Mo 20 мг на метр сварного шва). Слой неориентированных дендритов наиболее широк в образце № 3 (концентрация Mo 20 мг на метр сварного шва). Наиболее разветвленные и толстые дендриты наблюдаются в образце № 2 (концентрация Mo 10 г на метр сварного шва). Наиболее тонкие и слаборазветвленные дендриты наблюдаются в образце № 3 (концентрация Mo 20 мг на метр сварного шва).

3. Наиболее равновесная структура, по размеру дендрита, достигается при концентрации наноструктурированных порошков в защитном газе – 20 мг на метр сварного шва.

Библиографический список.

1. Krampit A.G., Krampit N.Y., Krampit M.A. Mechanical properties of welded joints in welding with pulsed arcs // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – p. 195–198
2. Krampit A.G. Welding with double modulation of the main welding parameters // Welding International. – 2012. – Vol. 26. – №. 11. – P. 867–869.
3. Pavlov N.V., Kryukov A.V., Zernin E.A., Polishchuk V.A. Modeling impulse wire feed welding in controlled gas shielding // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – P. 183–187.
4. Iljyashchenko D.P., Chinakhov D.A. Investigating the Influence of the Power Supply Type upon the Weld Joints Properties and Health Characteristics of the Manual Arc welding // Materials Science Forum. Volum 704-705, 2012, p. 608–611.
5. Соколов Г.Н., Трошков А.С., Лысак И.В. и др. Влияние нанодисперсных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла // Сварка и диагностика. – 2011. – № 3. Материаловедение. – С. 36 – 38.
6. Соколов Г.Н., Лысак И.В., Трошков А.С. и др. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама. // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – № 6. – С. 41 – 47.
7. Паршин С.Г. MIG-сварка стали с применением наноструктурированных электродных материалов / Сварочное производство. – 2011. – № 10. – С. 27 – 31.
8. Яворовский Н.А. Получение ультрадисперсных порошков методом электрического взрыва // Известия вузов. Физика. – 1996. – № 4. – С. 114 – 136.
9. Kuznetcov M.A., Zernin E.A. Nanotehnologies and nanomaterials in welding production (review) // Welding international, 2012, Vol 26, №4, c. 311–313.
10. Kuznetsov M. A., Zernin E. A., Danilov V.I., Kartsev D.S. Application of nanostructured powders to control characteristic of electrode metal transfer and the process of weld structurization // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 379. – P. 199–203.

УДК 621.791.03

ОСОБЕННОСТИ ДУГОВОЙ СВАРКИ ПЛАВЛЕНИЕМ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Полищук В.А., Гриценко В.В.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга, E-mail: pavlin123@rambler.ru

Проведены комплексные исследования влияния состава защитной газовой среды при сварке с импульсной подачей электродной проволоки на структуру и свойства сварных соединений из аустенитных коррозионностойких сталей.

Ключевые слова: Смесь газов, микроструктурный анализ, импульсная подача.

В настоящее время в связи с развитием техники и технологии классические способы сварки (ручная дуговая сварка, механизированная сварка и автоматизированная сварка под слоем флюса) не всегда удовлетворяют растущим требованиям к качеству и экономичности производства.

Одним из перспективных направлений совершенствования технологических процессов является способ сварки с импульсной подачей электродной проволоки (ИПЭП), который обеспечивается за счет импульсно-дуговых процессов.

Дальнейшее совершенствование рассматриваемого способов сварки заключается в использовании в качестве защитного газа смеси аргона и двуокиси углерода ($Ar+CO_2$), активно применяемой на производстве.

Сварка в смеси газов положительно сказывается на технологических свойствах сварочной дуги (повышая стабильность ее горения), происходит снижение размеров брызг и уменьшение потерь на разбрызгивание, уменьшается выпуклость шва.

Применение данного способа при сварке конструкционных сталей 30ХГСА дало положительные результаты по основным прочностным показателям. Однако вопросы применяемости данного процесса при сварке хромоникелевых аустенитных мало изучены.

Цель данной работы – исследование влияния состава защитной газовой среды на структуру и свойства сварных соединений.

Для сварки применялись образцы из стали 12Х18Н10Т толщиной 4мм. Сварка проводилась:

– в чистом аргоне «образец 1»;

– в смеси защитных газов $Ar+CO_2$ (Ar 70 %), «образец 2».

В обоих случаях в состав экспериментальной установки входили: автоматическая сварочная головка ГСП-2, укомплектованная механизмом импульсной подачи электродной проволоки [6], источник питания ВС-300Б,

смесительное оборудование, состоящее из трех ротаметров и смесительной камеры. Для сварки применяли электродную проволоку Св-07Х19Н10Б диаметром 1 мм. Режимы сварки образцов: в аргоне – Iсв = 90 – 100 А, Uд = 19 20 В, расстояние между захватами 130 мм, вылет электродной проволоки 10 – 15 мм, частота импульсов подачи 110 Гц; в смеси газов – Iсв = 80 – 90 А, Uд = 18 – 19 В, расстояние между захватами 130 мм, вылет электродной проволоки 10 – 15 мм, частота импульсов подачи 110 Гц. Различия в значениях энергетических параметров связано с тем, что их изменение необходимо для получения одинаковых геометрических параметров шва.

Оценка химического состава сварного шва проводилась с использованием последовательного рентгенофлуоресцентного спектрометра LabCenter XRF-1800.

Отборы проб для исследования производились в двух точках в основном и наплавленном металле. Диаметр точек равен 3 мм. Полученные результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты химического анализа сварных образцов из стали 12Х18Н10Т

№ образца	Химические элементы							
	C, %	Si, %	Mn, %	S, %	P, %	Cr, %	Ni, %	Ti, %
«1»	0,11	0,67	0,38	0,017	0,018	17,5	10,4	0,6
«2»	0,10	0,65	0,37	0,018	0,017	17,6	10,3	0,6

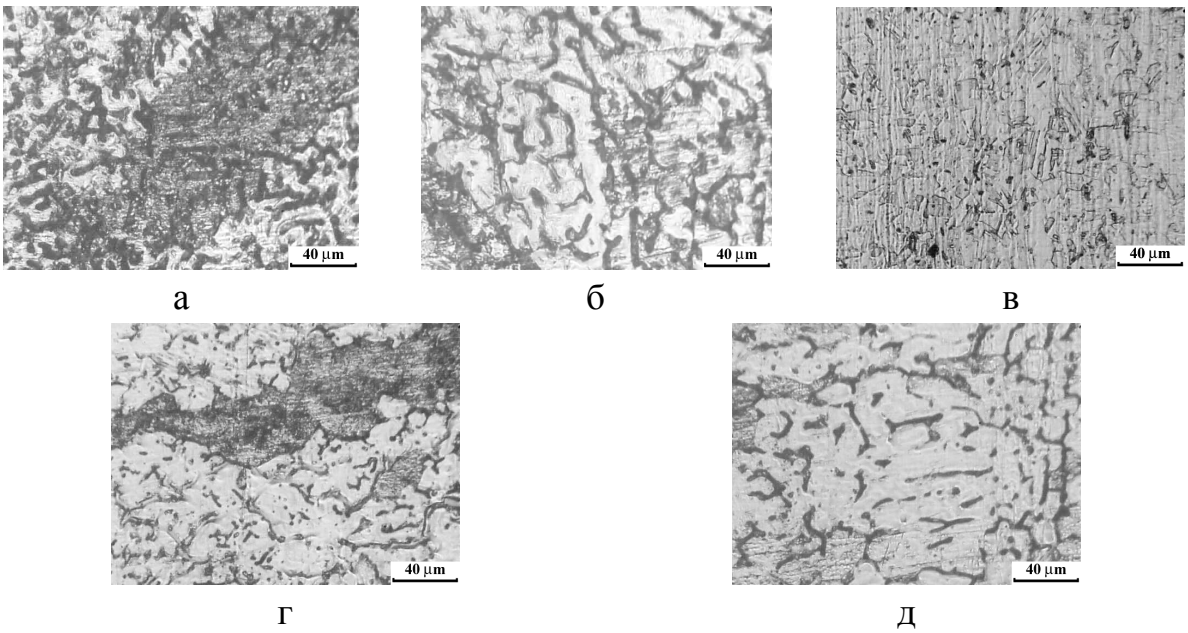
Механические свойства сварных соединений определялись в соответствии с ГОСТ6996-66 «Сварные соединения. Методы определения механических свойств», результаты исследований представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты механических испытаний сварных образцов из стали 12Х18Н10Т

Способ сварки	Испытания на растяжение	
	Временное сопротивление, σ_B, МПа	Предел текучести, σ_T, МПа
Сварка в Ar 100%, «образец 1»	$\frac{561-589}{575}$	$\frac{217-229}{223}$
Сварка в смеси газов Ar+CO_2, «образец 2»	$\frac{563-591}{577}$	$\frac{214-229}{225}$

Полученные результаты химического анализа и механических свойств наплавленного металла свидетельствуют о несущественном расхождении указанных свойств при рассматриваемых способах сварки.

Проведенные металлографические исследования двух способов показали (рисунок 1) схожесть полученных результатов.



а б в

г д

а, б, в – образец № 1 (×250); г, д, е – образец № 2 (×250); а, г – наплавленный металл; б, д – участок неполного расплавления; в – основной металл

Рисунок 1 – Микроструктура образцов

На внешней поверхности наплавленного металла у всех образцов наблюдается зона мелкодисперсных беспорядочно ориентированных дендритов. Во внутренних областях наплавленного металла у всех образцов ярко выраженное дендритное строение. Здесь дендриты более грубые, чем у поверхности, и ориентированы в основном перпендикулярно к поверхности сплавления с основным металлом. Междендритные промежутки также травятся сильнее. Грубое строение участка неполного расплавления у образца «1» (рисунок 1), где междендритные промежутки, наиболее широкие. У образца «2» на участке неполного расплавления наблюдаются значительные по размерам сильно травящиеся области (рисунок 1). Такие области могут захватывать не только междендритные промежутки, но и сами дендриты (рисунок 1). В целом у образца «2» наблюдается более плавный переход от основного металла к металлу шва.

Полученные изменения, связаны с изменением распределения температурных полей и скорости кристаллизации (рисунок 2).

При сварке образца «2» изотерма (рисунок 2, образец «2») имеет более вытянутую форму вдоль сварного шва (на 40 %), при сохранении ширины шва, что свидетельствует о менее концентрированном распределении температурных полей на поверхности изделия.

Также при сварке с ИПЭП в смеси газов в два раза быстрее происходит охлаждение и время нахождение металла при максимальной температуре.

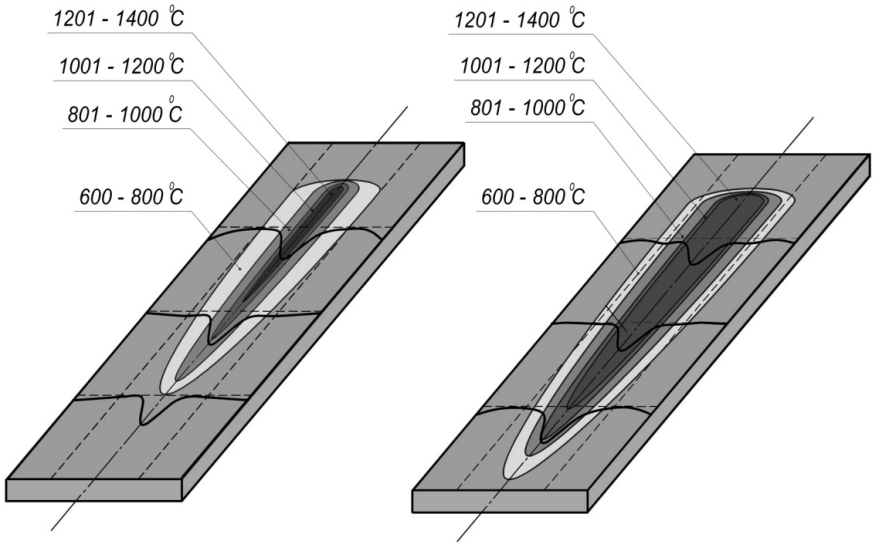


Рисунок 2 – Распределение температурных полей

Выводы: Применение способа сварки с импульсной подачей электродной проволоки в смеси газов (Ar+CO_2), благодаря менее концентрированному распределению температурных полей на поверхности изделия и более быстрому охлаждению, обеспечивает эксплуатационную надежность конструкций изготовленных из сталей аустенитного класса типа 12Х18Н10Т, не ниже чем при сварке в чистом аргоне.

Библиографический список

1. Медовар Б.И. Электродуговая сварка аустенитных сталей. Под ред.: Аснис А.Е., Казимиров А.А., Патон Б.Е. (ответственный редактор). М: Машиностроение, 1976.
2. Сараев Ю.Н., Селиванов Ю.В., Демьянченко А.А. К вопросу об оценке производительности и качества выполнения ремонтно-восстановительных работ оборудования из стали аустенитного класса типа 12Х18Н10Т // Сварка и резка. –2011. – № 4. – С. 46 – 51.
3. Брунов, О.Г. Механизированная сварка в среде активных газов с импульсной подачей проволоки: научное издание – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2007. – 137 с.
4. Языков Ю.Ф., Алексина И.В. Преимущества сварки в защитных газовых смесях // Сварочное производство. – 2008. – № 9. – С. 29 – 30.
5. Павлов Н.В., Крюков А.В., Зернин Е.А. Сварка с импульсной подачей электродной проволоки в смеси газов // Сварочное производство. – 2010. – № 4. – С. 27 – 28.
6. Патент РФ на изобретение №2254969 Механизм импульсной подачи сварочной проволоки / Брунов О.Г., Федько В.Т., Крюков А.В. и др. Опуб. 27.06.2005. Бюл. №18.

УДК 621.791

УНИФИЦИРОВАННАЯ СВАРОЧНАЯ ГОРЕЛКА КАК УЗЕЛ АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ СИСТЕМЫ ДЛЯ СВАРКИ

Филонов А.В.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга, a.filonow@mail.ru

Рассмотрены особенности эксплуатации сварочных горелок в автоматических сварочных системах.

Ключевые слова: сварочная горелка, механизированная сварка, газовое сопло.

Современные механизированные и автоматизированные сварочные системы не редко строятся на базе унифицированных узлов и приспособлений. Показателен пример использования фирмой Noboruder (Япония) сварочных горелок для механизированной сварки в качестве сварочных головок для автоматической сварки [1]. Горелка закрепляется в специальном механизме перемещения (рисунок 1), который обеспечивает стабильную скорость сварки и может функционировать в различных пространственных положениях.

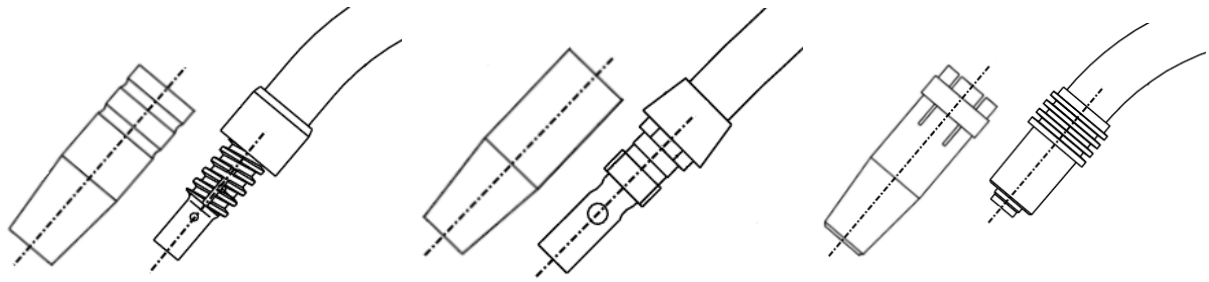
Рисунок 1 – Механизмы перемещения горелок сварочных полуавтоматов серии Noboruder

Автоматизированные системы для сварки, построенные на базе унифицированных сварочных горелок, имеют неоспоримые достоинства, обусловленные тем, что в качестве рабочего органа применяется именно сварочная горелка, а не специальная сварочная головка. Основные преимущества сварочных горелок – относительная конструктивная и эксплуатационная простота. Но наряду с преимуществами остаются и некоторые отрицатель-

ные особенности их использования.

Работоспособность горелки зависит от её конструкции и применяемых материалов. При сварке отдельные детали горелки подвергаются тепловому нагреву за счёт сварочной дуги, а также из-за контакта с брызгами расплавленного металла. Основными уязвимыми элементами горелок являются сопла, изоляционные втулки, токоподводящие наконечники и мундштуки. Следствием уязвимости этих элементов является их повышенный расход в процессе эксплуатации, что не может не сказаться на конечной цене выпускаемого изделия. Кроме того, замена износившихся деталей и зачистка сопла приводят к потерям рабочего времени.

Не смотря на большое количество усовершенствований, как сварочного оборудования, так и сварочных материалов очистка газового сопла от брызг расплавленного металла остаётся актуальной проблемой. Время, затрачиваемое на очистку сопла, зависит от способа его крепления к головной части горелки. Широко используемые современные способы крепления сопел представлены на рисунке 2 [2].



а б в

Рисунок 2 – Конструкции крепления сопел к сварочным горелкамГазовые сопла фиксируются при помощи специального пружинного элемента (рисунок 2, а), установленного на мундштуке, либо при помощи резьбового соединения (рисунок 2, б). Широкое распространение получила конструкция, в которой газовое сопло изготавливается по принципу цанги (рисунок 2, в), т.е. хвостовая часть делается разрезной – разделённой на лепестки. Зажим осуществляется лепестками сопла под действием осевого усилия, приложенного к конической части мундштука горелки.

Оригинальный способ крепления предложен фирмой Fronius (рисунок 3), который реализован на горелках серии Robacta [3]. Нажать, прокрутить, снять – такой принцип заложен в систему крепления Quick Snap (быстрый щелчок) благодаря механическому блокирующему механизму. Способ обеспечивает такую же надёжность крепления, как и при использовании резьбового соединения.

Описанные варианты крепления сопел имеют как свои плюсы, так и минусы. К плюсам можно отнести надёжность крепления и фиксации сопла, большой ресурс работы. Минусами способов крепления, представленных на рисунках 2 и 3, являются повышенные требования к точности изготовления.

Это сказывается на стоимости и изделия, и горелки в сторону удорожания.

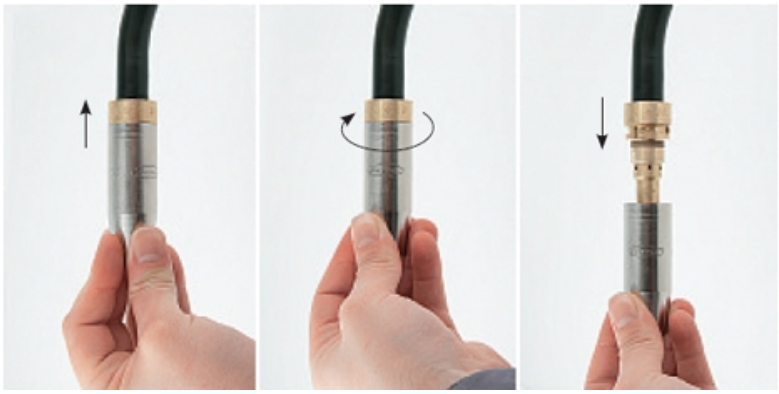


Рисунок 3 – Способ закрепления газового сопла Quick Snap фирмы Fronius

Другой недостаток выявляется в процессе эксплуатации – наблюдается процесс припекания резьбового соединения внутренней втулки к мундштуку горелки (рисунок 2, б), что приводит к выходу из стоя как мундштука, так и сопла, а, следовательно, и к увеличению объёмов реновации этих элементов сварочных горелок.

Ещё один недостаток проявляется при очистке сопла от налипших брызг. Из-за надёжности крепления и разогрева нет возможности быстро снять и очистить забрызганное сопло. Для осуществления снятия требуется либо выждать некоторое время, требующееся для охлаждения сопла, либо использовать механический инструмент и защитную спецодежду, либо учитывать все эти факторы в совокупности. В свою очередь использование инструмента приводит к нарушению целостности сопла, а процесс остывания – к потерям рабочего времени.

Анализ информационных источников показывает, что при MIG/MAG сварке в основном применяют медные сопла, так как теплофизические характеристики меди обеспечивают ей наибольшее соответствие условиям эксплуатации. Для увеличения срока службы деталей горелок, подвергающихся тепловому нагреву за счёт сварочной дуги и брызг расплавленного металла, есть два пути: первый – разработка материалов и конструкций, позволяющих противостоять тепловому воздействию; второй – разработка способов уменьшения разбрызгивания.

Библиографический список

1. Механизмы перемещения горелок сварочных полуавтоматов серии Noboruder // Электронный ресурс: http://shtorm-its.ru/catalog/noboruder-mehanizmyi-peremescheniya
2. Филонов А.В. Конструктивные особенности сопел для горелок сварочных полуавтоматов // Инновационные технологии и экономика в машиностроении: Сборник трудов III Международной научно-практической конференции с элементами научной школы для молодых учёных. Том 1. –

Томск: Изд-во ТПУ, 2012. – С. 100 – 104.
3. Robacta gas-cooled // Электронный ресурс: http://www.fronius.com/cps/rde/xchg/SID-DE4DE763-6F7219AF/fronius_international/hs.xsl/79_13634_ENG_HTML.htm

УДК 621.791.75.037

ВЛИЯНИИЕ ВЕТРА НА КАЧЕСТВО ЗАЩИТЫ И ТЕПЛОВЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ В АКТИВНОМ ЗАЩИТНОМ ГАЗЕ*

ЧИНАХОВ Д.А., ВОРОБЬЕВ А.В., ФИЛИМОНЕНКО А.Г., ГОТОВЩИК Ю.М.

Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета,
г. Юрга, chinakhov@tpu.ru

Рассмотрено влияние скорости ветра на движение потока защитного газа (CO_2) и изменение тепловых процессов в зоне сварки провели численное моделирование процессов сварки плавящимся электродом с традиционной и двухструйной газовой защитой. Установили, что применение двухструйной защиты при сварке плавящимся электродом приводит к увеличению жесткости струи защитного газа и меньшему смещению тепловых полей в свариваемом изделии в направлении ветра. Это свидетельствует о лучшем качестве защиты и наименьших вероятных изменениях в симметрии формирования структуры и механических свойств зоны термического влияния.

Ключевые слова: сварка, защитный газ, тепловые поля, моделирование.

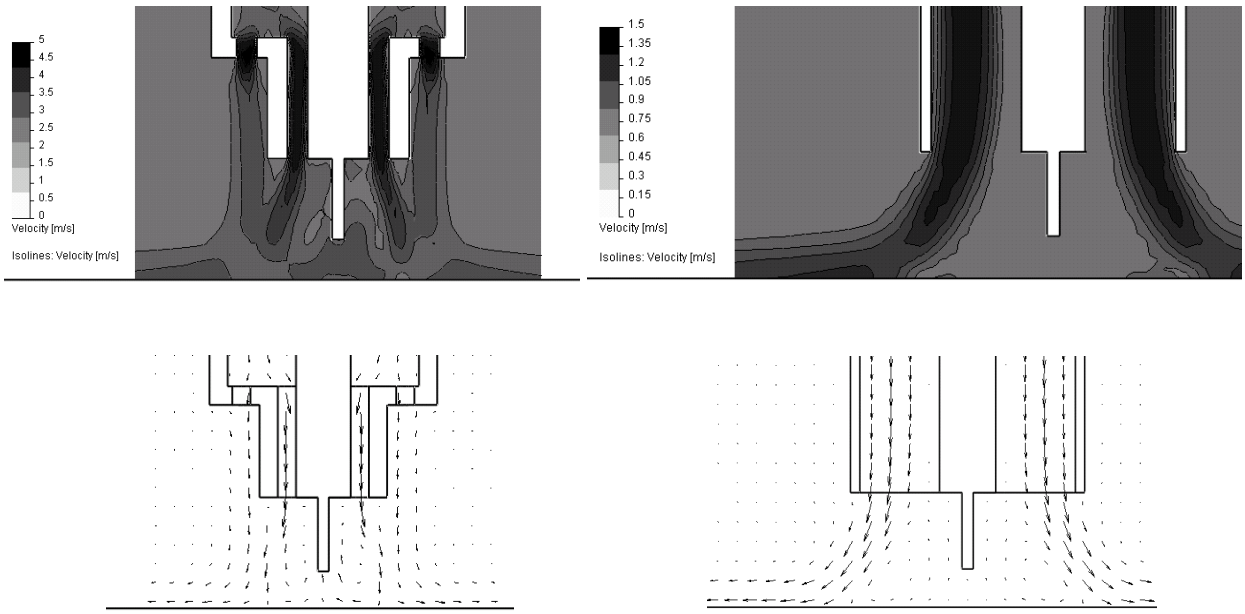
Характер протекания тепловых процессов определяет производительность плавления основного металла и присадочного материала, направление и полноту протекания металлургических процессов в сварочной ванне, условия формирования структуры металла шва и зоны термического влияния, эксплуатационные свойства сварных соединений [1 – 5].

Многие работы посвящены исследованию влияния потока защитного газа на процесс сварки плавящимся электродом [6 – 11 и др.] и отмечают, что с увеличением скорости истечения газа происходит улучшение качества защиты зоны сварки, формирования сварного шва, стабильности процесса сварки. Увеличение скорости истечения защитного газа обеспечивает повышение жесткости струи газа, что особенно важно при выполнении сварочных работ на открытых площадках [1, 6, 10]. Повысить жесткость струи защитного газа можно разными способами, например, увеличить расход защитного газа или изменить конструкцию горелки. При сварке плавящимся электро-

* Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований. №13-08-98002.

дом в струйной газовой защите, при определенных условиях [1, 6 – 10] кроме основных сил, на каплю электродного металла и процессы в зоне сварки существенное влияние оказывает сила действия струи защитного газа. Значительное влияние этой силы отмечено при двухструйной газовой защите в CO_2 [7, 12].

По результатам проведенных ранее исследований [7, 12, 13] установлено, что способ газовой защиты и скорость истечения потока газа оказывают значительное влияние на качество защиты зоны сварки и сварочные процессы. Значительное изменение динамики защитного газа (рисунок 1) влечет за собой изменение процессов, протекающих в зоне сварки (перенос капель электродного металла, металлургические процессы в капле, тепловые процессы, динамика сварочной ванны и т.д.), и как следствие, изменение эксплуатационных свойств сварных соединений [7, 14].



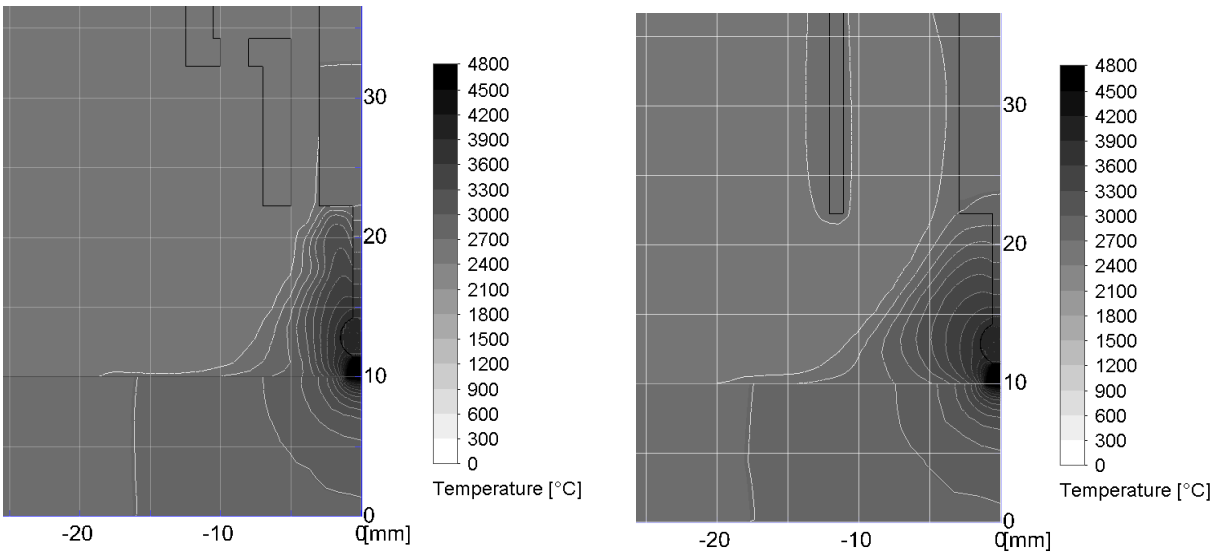
а б

а – двухструйная газовая защита;
б – традиционная одноструйная газовая защита
Рисунок 1 – Результаты моделирования движения потоков защитного газа (CO_2)

Для изучения влияния скорости ветра на движение потока защитного газа (CO_2) и изменение тепловых процессов в зоне сварки провели численное моделирование процессов сварки плавящимся электродом с традиционной и двухструйной газовой защитой.

Основные исходные данные: газ – CO_2, расход газа 20 л/мин, геометрические размеры сварочной горелки для механизированной сварки с традиционной и двухструйной газовой защитой, фронтальная поверхность истечения газа – плоскость, расстояние от среза сопла до плоскости (свариваемой детали) – 12 мм, нормальные внешние условия.

Выполнили моделирование влияния скорости истечения активного защитного газа из разных сварочных сопел – традиционного (одноструйного) и двухструйного – на тепловые процессы в зоне сварки плавящимся электродом в стационарных условиях без воздействия ветра (рисунок 2). Область капли расплавленного металла и дуги моделировали при помощи твердых тел в виде сферы и усеченного конуса. По объему данных тел задали источники тепла с температурой соответственно 3000 и 5000 °С [6]. Учитывали теплообмен за счет теплопроводности в твердых телах, теплового излучения и конвекции. Расчет и моделирование проводили в программе SolidWorks FlowSimulation на вычислительном кластере «СКИФ-политех» (суперкомпьютер ТПУ, cluster.tpu.ru). Результаты моделирования представлены на рисунке 2.



а – двухструйная газовая защита;
б – традиционная одноструйная газовая защита
Рисунок 2 – Результаты моделирования распределения тепла в зоне сварки

Результаты моделирования показали, что при двухструйной газовой защите происходит сжатие температурных полей в зоне сварки, т.е. происходит сжатие дуги. Это вызывает увеличение концентрации введенного тепла в изделие и в каплю электродного металла, повышение к.п.д. нагрева, уменьшение зоны термического влияния (ЗТВ) по сравнению с традиционной (одноструйной) защитой. При отсутствии воздействия ветра защитный газ и тепло от сварочной дуги распределяются примерно симметрично электродной проволоки (рисунки 1 и 2). Это обеспечивает равномерное вложение тепла в свариваемое изделие, симметричное формирование зоны термического влияния и ее структуры относительно сварного шва, примерно одинаковые механические свойства и микротвердость (рисунок 3).

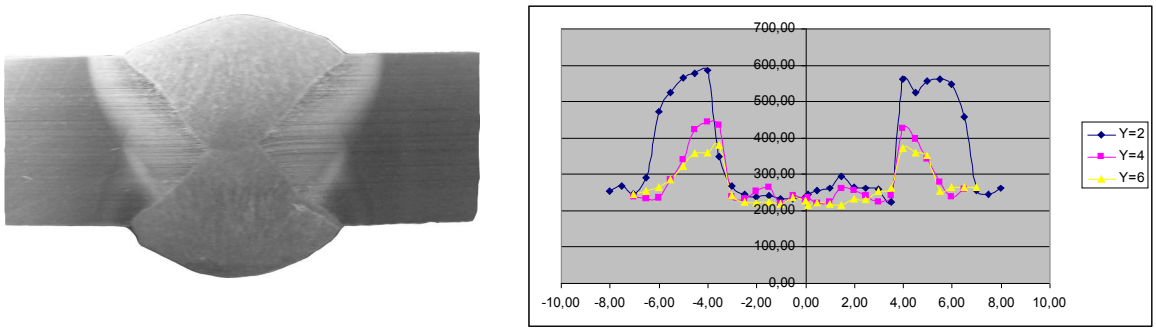
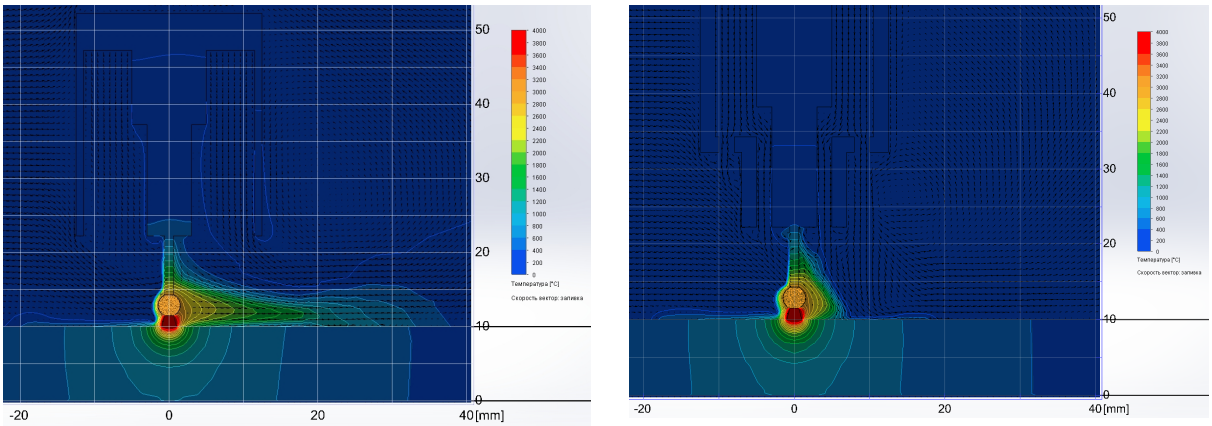


Рисунок 3 – Макрошлиф и распределение микротвердости в сварном образце

Выполнили численное моделирование влияния скорости ветра на движение потока защитного газа (CO_2) и распределение тепла в зоне сварки плавящимся электродом с традиционной и двухструйной газовой защитой. Для изучения влияния скорости ветра на процессы в зоне сварки провели расчет при скоростях ветра 3 м/с и 10 м/с (рисунки 4 и 5)



а б

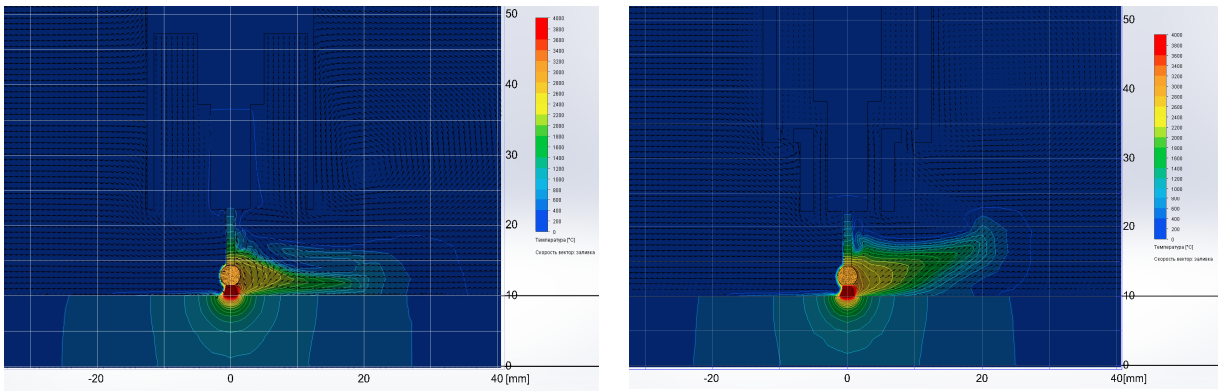
а – традиционная одноструйная газовая защита;
б – двухструйная газовая защита

Рисунок 4 – Результаты моделирования влияния скорости ветра (3 м/с) на движение потока защитного газа и распределение тепла в зоне сварки плавящимся электродом

При воздействии ветра со скоростью 3 м/с на область сварки происходит смещение потока защитного газа и температурных полей в направлении ветра (рисунок 4). При этом результаты моделирования свидетельствуют о том, что при двухструйной газовой защите смещение тепловых полей значительно меньше. Это говорит о лучшем качестве защиты и наименьших вероятных изменениях в симметрии формирования структуры и механических свойств зоны термического влияния.

При воздействии ветра со скоростью 10 м/с на область сварки происходит еще большее смещение потока защитного газа и тепловых полей в направлении ветра (рисунок 5). Стоит отметить, что при традиционной одно-

струйной газовой защите с увеличением скорости ветра картина тепловых полей меняется не так сильно как при двухструйной защите. Это говорит о слабой жесткости струи защитного газа и большой чувствительности сварки с одноструйной газовой защиты к порывам ветра, что приводит к нарушению качества защиты и сварного шва. Жесткость струи двухструйной газовой защиты значительно выше, что подтверждается меньшим смещением тепловых полей в свариваемом изделии в направлении ветра (рисунки 4 и 5). Результаты моделирования показали, что при увеличении скорости ветра происходит сужение тепловых полей в свариваемом изделии при сварке любым способом, за счет увеличения теплоотдачи с поверхности изделия.



а б

а – традиционная одноструйная газовая защита;
б – двухструйная газовая защита

Рисунок 5 – Результаты моделирования влияния скорости ветра (10 м/с) на движение потока защитного газа и распределение тепла в зоне сварки плавящимся электродом

Установлено, что применение двухструйной защиты при сварке плавящимся электродом приводит к увеличению жесткости струи защитного газа и меньшему смещению тепловых полей в свариваемом изделии в направлении ветра. Это свидетельствует о лучшем качестве защиты и наименьших вероятных изменениях в симметрии формирования структуры и механических свойств зоны термического влияния.

Библиографический список

1. Сварка сталей в защитных газах плавящимся электродом. Техника и технология будущего // Монография / А.Г. Потапьевский, Ю.Н. Сараев, Д.А. Чинахов; Юргинский технологический институт. − Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. − 208 с.
2. Сварка и свариваемые материалы: В 3-х т. Т. 1. Свариваемость материалов: справ. изд. / под ред. Э.Л. Макарова. – М.: Металлургия, 1991. – 528 с.
3. Шоршоров М.Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. М.: Наука. – 1965. – 337 с.
4. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обра-

ботка сварных соединений. – 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение. – 1989. – 339 с.
5. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – 3-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия. – 1983. – 359 с.
6. Новожилов М.Н. Основы металлургии дуговой сварки в газах. – М.: Машиностроение. – 1979. – 231 с.
7. Чинахов Д.А. Роль газодинамического воздействия струи защитного газа на процессы сварки плавящимся электродом: монография / Д.А. Чинахов; Юргинский технологический институт. − Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. − 151 с.
8. Грибовский Г., Кравчук Б., Ленивкин В.А. Влияние двухслойного кольцевого потока защитных газов на процесс сварки плавящимся электродом // Сварочное производство. – 1996. – № 4. – С. 6 – 8.
9. Федоренко Г.А., Иванова И.В., Синяков К.А. Совершенствование технологического процесса сварки в защитных газах на ветру// Сварочное производство. – 2010. – № 1. – С. 6 – 13.
10. Поправка Д.Л., Хворостов Н.Е. Дуговая сварка в защитных газах на открытых площадках. – М.: Машиностроение, – 1979. – 64 с., ил.
11. Krampit A.G., Krampit N.Y. A Method for the determination of the geometrical dimensions and area of the welded joint // Welding International. Volume 27, Issue 10, October 2013, P. 834 – 836.
12. Chinakhov D.A. Calculation of Gas-dynamic Impact of the Active Shielding Gas on the Electrode Metal Drop in Gas Jet Shielded Welding // Applied Mechanics and Materials. Vol. 379 (2013). Pp. 188 – 194.
13. Chinakhov D.A., Vorobyov A.V., Tomchik A.A. Simulation of active shielding gas impact on heat distribution in the weld zone // Materials Science Forum. Vol. 762 (2013). Pp. 717 – 721.
14. Pavlov N.V., Kryukov A.V., Zernin E.A. Distribution of temperature fields in welding in a gas mixture with pulsed electrode wire feed // Welding International. Volume 26, Issue 6, June 2012, Pp. 483–484.

УДК 621.791

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ И ТЕРМООБРАБОТКИ ЛЕНТОЧНЫХ ПИЛ

Лукьянов А.В.; Бахматов П.В.

Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, г. Комсомольск-на-Амуре, E-mail: mim@knastu.ru

Представлены результаты проведенных исследований процессов лазерной сварки и различных режимов термообработки сварных соединений ленточных пил для обеспечения одновременного увеличения как пластичных, так и прочностных свойств металла, что положительно сказывается на

их эксплуатационные свойства.

Ключевые слова: лазерная сварка, термообработка, механические и эксплуатационные свойства сварных соединений.

Для реализации поставленной цели при помощи установки лазерной сварки BULAT LRS-300 были получены 3 сварные двухсторонние двухпроходные соединения заготовок, вырезанных из ленточной пилы типа 3 3405-0045 ГОСТ 6532-77 общими габаритами 200×125×1,2 мм. Все образцы сваривали на одних режимах, представленных в таблице 1.

Таблица 1 – Режимы сварки и термообработки ленточных пил на установке BULAT LRS-300

Параметр режима	Сварка с лицевой стороны		Сварка с обратной стороны		Проход с ТО
	Первый проход	Второй проход	Первый проход	Второй проход	
Рабочее напряжение, В	400	400	350	350	230
Длительность импульса, мс	4,6	4,6	4,6	4,6	4,6
Частота импульса, Гц	3	3	3	10	10
Энергия, Дж	23	14	14	15	2,1
Скорость сварки, мм/с	2,4	1,0	0,54	1,05	5
Фокус	12	9	12	12	9
Примечание: так как сварка велась без автоматического регулирования подачи заготовки, то скорость сварки определялась по времени, за которое было создано сварное соединение определенной протяженности при ручном позиционировании					

Для анализа влияния последующей термообработки на структуру и свойства сварного соединения образцы подразделены на 4 группы: 1- сварной образец с термообработкой, проведенной лазером (без оплавления с расфокусировкой луча), 2 – сварной образец без термообработки, 3- сварной образец с термообработкой в печи на различных режимах ТО, 4 – основной металл. Для этого 3 сваренных образца подверглись раскрою на гильотинных ножницах до размеров 14×200×1,2 мм в центральной части которых находился сварной шов протяженностью 14 мм. Таким в группе 1, 2, 4 было в среднем по 4 образца. 8 образцов группы 3 были распределены по 4-м подгруппам: 1 – термообработка по режиму 730 °С 1,5 мин с закалкой в подсоленной воде и отпуском при температуре 250 °С 2 ч с последующим остыванием на воздухе, 2 – 723 °С 3 мин с закалкой в подсоленную воду и отпуском при температуре 250 °С в течение 2 ч с последующим остыванием на воздухе; 3 – нагрев до 670 °С, выдержка 1,5 мин с закалкой в подсоленную воду; 4 – нагрев до 670 °С, выдержка 1 ч с остыванием в печи до 400 °С со скоростью 150 °С/ч и последующее остывание на воздухе.

Все группы образцов были испытаны на статическое растяжение и изгиб на разрывной машине INSTRON 3382, согласно ГОСТ 6996-66. Результаты испытаний приведены в таблице 2.

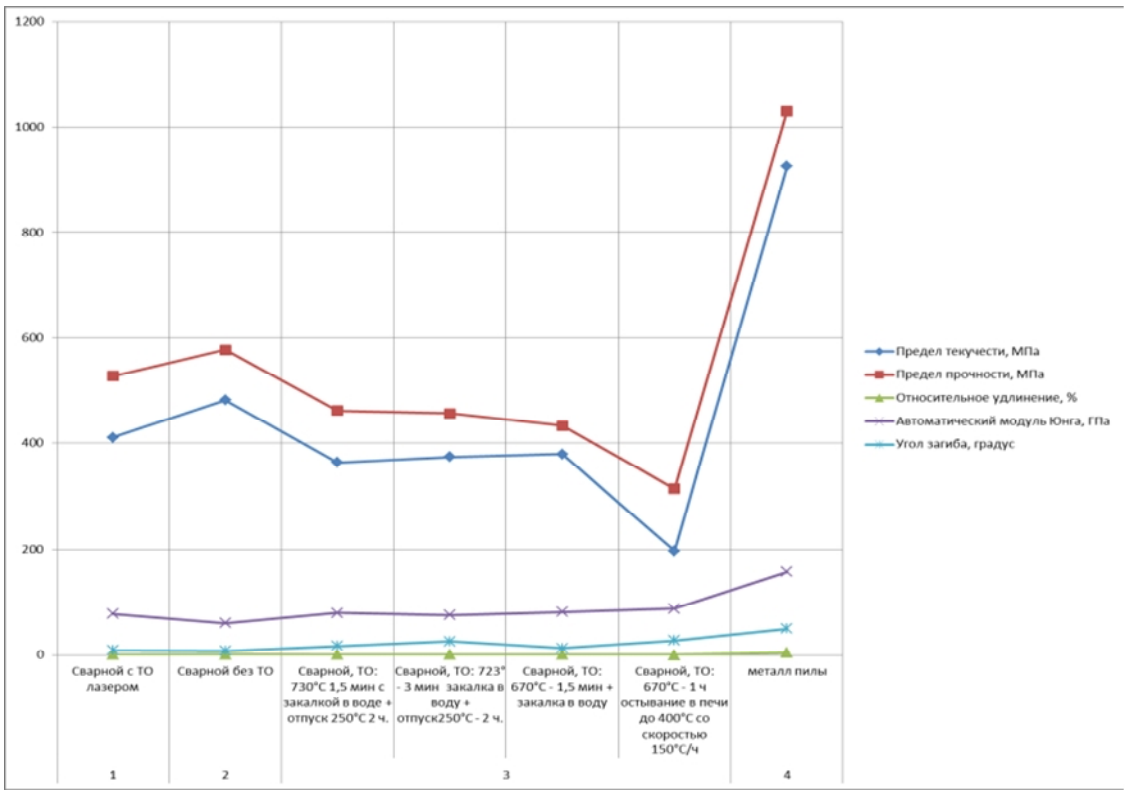
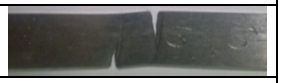
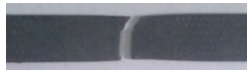
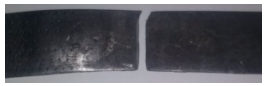


Рисунок 1 – Результаты механических испытаний основного металла и сварных соединений, выполненных лазерной сваркой и термообработанных на различных режимах

Как видно из данных, представленных в таблице 2, сварные соединения по механическим свойствам уступают механическим свойствам основного металла, даже после проведенной термообработки. Наихудшие результаты показала группа 3.4 в которой наблюдается троекратное снижение предела прочности и десятикратное снижение относительного удлинения, в месте с тем угол загиба максимальный – 28 % (не понятно почему). В остальных образцах предел прочности снижен в 2 раза (даже после термообработки), относительное удлинение снижено и составляет 16 – 25 % от основного металла. Анализ данных таблицы 2 дает наиболее пригодный для использования на практике режима термообработки, соответствующий группе 3.1, обеспечивающий повышенные показатели прочности и пластичности относительно всех групп сварных образцов.

Качество выполненного сварного соединения оценивали по анализу поверхности излома. В изломе сварного соединения, выполненного лазерной двухсторонней сваркой без последующей ТО (рисунок 2) имеются поры и непровары, фрактограмма представлена преимущественно хрупким разрушением. Это обстоятельство несомненно влечет за собой снижение механических свойств сварных соединений. Кроме того проводились исследования микроструктуры сварных соединений групп 1, 2, 3 и измерение микротвердости сварных соединений выполненных лазерной сваркой.

Таблица 2 – Влияние режимов термообработки металла ленточных пил на механические свойства и характер разрушения

№ образца	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Модуль Юнга, МПа	Режим ТО	Характер излома	Вид излома
22	285,46	1324,54	9,25	47117	без ТО		
34	395,4	661,27	6,21	103381	нагрев до 670 °С, выдержка 1,5 мин с закалкой в подсоленную воду	Очень хрупкое разрушение	
16	234	601,5	12,47	57584	нагрев до 670 °С, выдержка 1 ч с остыванием в печи до 400°С со скоростью 150 °С/ч и последующее остывание на воздухе		
36	384,63	536	7,81	112809	730 °С 1,5 мин с закалкой в подсоленной воде и отпуском при температуре 250 °С 2 ч с последующим остыванием на воздухе	Вязкое разрушение	
31	249	577,34	3,63	62181	723° 3 мин с закалкой в подсоленную воду и отпуском при температуре 250 °С в течение 2 ч с последующим остыванием на воздухе	Вязкое разрушение	
Примечание: Во всех образцах наблюдаются поры							

С целью определения влияния вида и режимов термообработки на структуру и свойства металла ленточных пил исследовали на растровом электронном микроскопе Hitachi S 3400-N(Япония) РЭМ – фрактограммы образцов 100×14×1,2 ленточных пил из материала 9ХФ (не сварные соединения), подвергнутых различным методам термообработки (традиционной – 680 °С 1 час, и изотермической – закалка в подсоленную воду при 730 °С 1,5 мин с отпуском 250 °С и закалка в подсоленную воду при 730 °С 3 мин с отпуском 250 °С). Результаты испытаний на статический разрыв и характер разрушения по анализу фрактограмм изломов ленточных пил приведены в таблице 2.

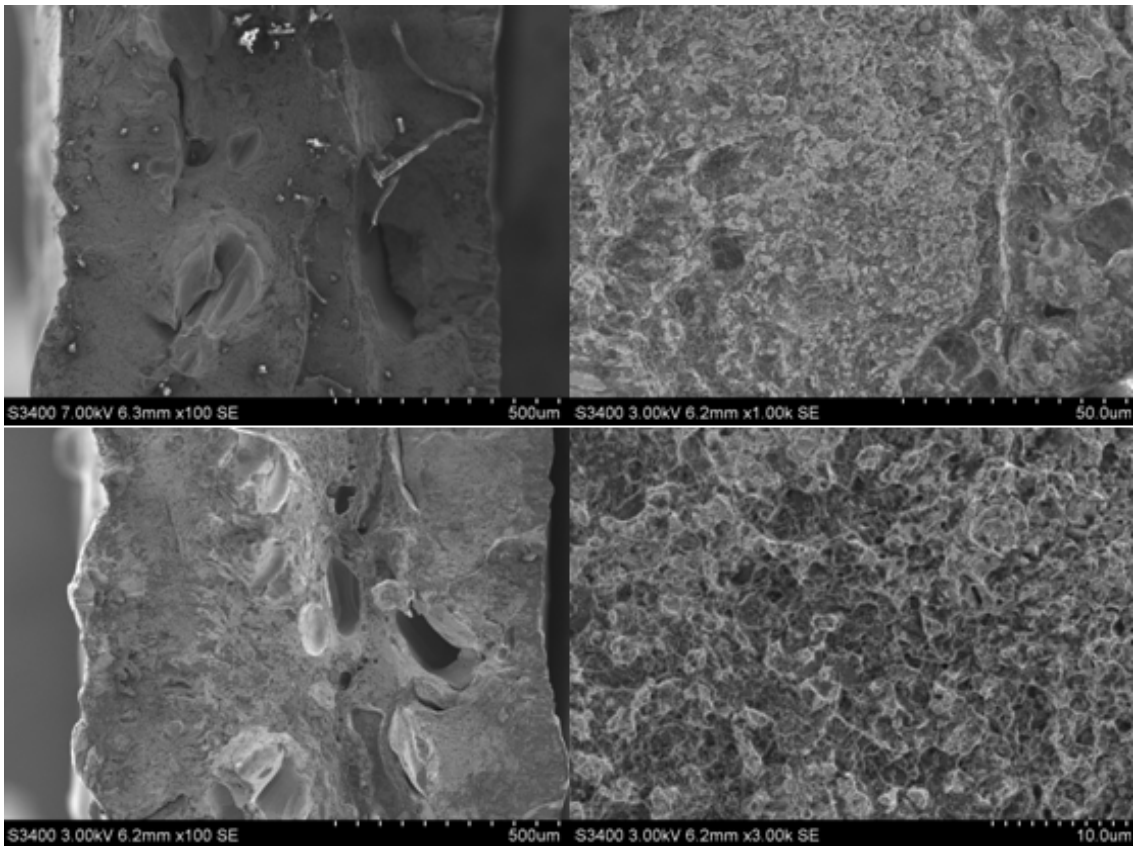


Рисунок 2 – Фрактограмма излома сварного соединения, выполненного лазерной сваркой с двух сторон
без последующей термообработки (образец 22)

Как видно из таблицы 2 все виды термообработки снижают предел прочности более чем в 2 раза, кроме того в 3-е снижено относительного удлинения при изотермической закалке (723 ^{o}С, 3 мин с закалкой в подсоленную воду и отпуском при температуре 250 °С в течение 2 ч с последующим остыванием на воздухе). Разрушение основного металла ленточной пилы, подвергнутого растягивающему разрушению после термообработки: нагрев до температуры 670 °С 1,5 мин с закалкой в подсоленную воду (образец 34) хрупкое. В изломе образца наблюдаются трещины. Образец 31, подвергну-

тый нагреву до температуры 723°С и выдержке в течение 3 мин с закалкой в подсоленную воду с последующим отпуском при температуре 250 °С в течение 2 часов и последующим остыванием на воздухе, имеет вязкое разрушение.

УДК 621.791

АНАЛИЗ ДЕФЕКТОВ, ВЫЯВЛЯЕМЫХ ПРИ СВАРКЕ ТЕЛ ВРАЩЕНИЯ НА УСТАНОВКЕ УСК-1200 И МЕРОПРИЯТИЙ ПО ИХ УСТРАНЕНИЮ

Лукьянцева П., Бахматов П.В.

Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, г. Комсомольск-на-Амуре, E-mail: mim@knastu.ru

По результатам статистического анализа дефектов, выявленных при сварке тел вращения на установке УСК-1200 установлены основные: поры, трещины и непровары. Представлены результаты проведенных исследования качества сварочной проволоки, геометрии подготовки свариваемых кромок и качества их поверхности, распределения температурных полей и фазовых превращений происходящих при охлаждении в металле сварочного шва и околошовной зоне.

Ключевые слова: аргонодуговая сварка, дефекты сварных соединений, качество подготовки под сварку основного и сварочного материала.

По результатам статистического анализа дефектов, выявленных при сварке тел вращения на установке УСК-1200 установлены основные: поры, трещины и непровары.

В ходе аргонодуговой сварки деталей вращения из стали 30ХГСА на установке УСК 1200 наблюдался характерный дефект: не доходя 35 – 40 мм до замкового перекрытия в сварочной ванне происходил микровзрыв, сопровождающийся кратковременным вспыхиванием и образованием на поверхности закристаллизовавшегося сварного шва со смещением от его оси на расстоянии 3 – 4 мм сернистого образования 0,5×0,5×0,5 мм под которым образовывалась пора Ø 0,1 мм. Кроме того, при формировании корневого шва наблюдается наличие непровара, пор, трещин протяженностью 8 – 10 мм в кратере перекрытия корневого шва, наличие подрезов при наложении облицовочного шва. В некоторых случаях наблюдется магнитное дутье при сварке корневого шва, приводящее к образованию несплавления по одной из кромок, либо прожога по линии притупления.

С целью устранения дефектов были проведены исследования качества сварочной проволоки, геометрии подготовки свариваемых кромок и качества их поверхности, распределения температурных полей и фазовых превращений, происходящих при охлаждении в металле сварочного шва и околошовной зоне.

Основная причина порообразования – наличие капиллярно-конденсированной влаги на поверхности свариваемых кромок и сварочной проволоки. Наличие капиллярно-конденсированной влаги обуславливается воздействием операций обработки поверхностей кромок и проволоки, приводящих к формированию дефектного слоя с развитой шероховатостью (шабрение, фрезерование, точение, резка на гильотинных ножницах, в случае проволоки – прокатка или протяжка через фильеры, а также травление), приводящих к образованию макро, микро, субмикротрещин способствующих конденсации в них трудноудаляемой традиционно влаги.

Известно, что операция опескоструивания наиболее часто используется для улучшения качества поверхности путем уменьшения шероховатости, снятия поверхностных загрязнений, так же способствует накапливанию на поверхности деталей и проволоки влаги, вносимой мелкими частицами, заполняющими капилляры дефектной поверхности (это может быть следствием несоблюдения требований постоянного контроля смены абразивного вещества).

Вышеописанные причины порообразования, виновником которого является сварочная проволока, относится и к свариваемым кромкам. На цилиндрических деталях (телах вращения) кромки растачиваются на токарных станках, с использованием эмульсии для охлаждения. До сварки поверхность свариваемых кромок подвергается опескоструиванию. Кроме того на этапе формирования геометрии разделки кромок допускаются их несоответствие установленным требованиям, так вместо угла разделки 60º, угол разделки свариваемых кромок соответствует 90º.

Это приводит к:

1) необходимости увеличения объема наплавленного металла;

2) снижению объема основного металла вовлекаемого в сварочную ванну и соответственно к вероятности отсутствия сплавления металла как следствие порообразования по линии сплавления;

3) необходимости вводить больше энергии для расплавления кромок, снижается скорость и увеличивается время сварки.

Как следствие из пунктов 1, 3 – возникают остаточные напряжения, способствующие к порообразованию.

Анализ свариваемости 30ХГСА показал необходимость предварительного подогрева и последующей термообработки, которые в базовом технологическом процессе не предусмотрены.

Также необходимо учитывать и технику выполнения сварных соединений (формирования сварного соединения). Это относится к колебаниям вольфрамового электрода под прямым углом к оси шва, направлению вращения деталей, пульсацией подачи сварочной проволоки, а так же месту ввода проволоки в сварочную ванну.

Исследование сварочной проволоки

С целью исключения влияния присадочной проволоки (Св-18ХМА) проводилось исследование поверхности и химического состава на растровом

электронном микроскопе Hitachi S 3400-N (Япония). Исследование поверхности показали (рисунок 1) наличие несплошностей и трещин шириной от 10 до 30 мкм, имеются места грубой шероховатости и следы волочения с шлифованной поверхностью в местах наката. Таким образом, можно судить о том, что перед волочением шероховатость была значительной, что могло стать причиной затирания и замыкания полостей, наполненных смазывающими веществами.

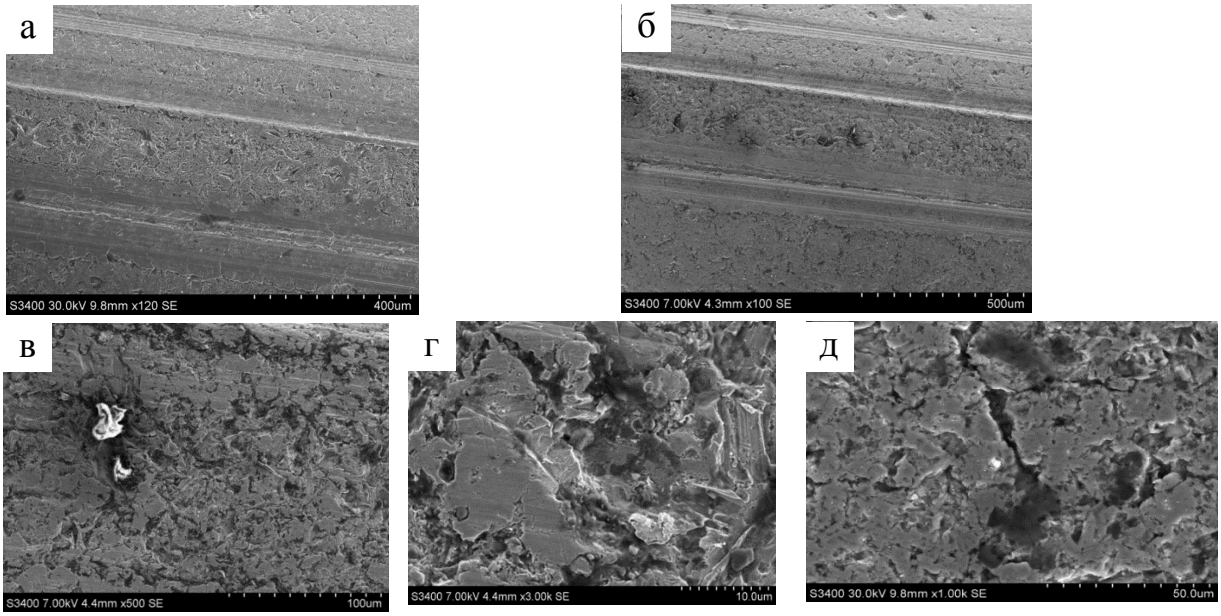


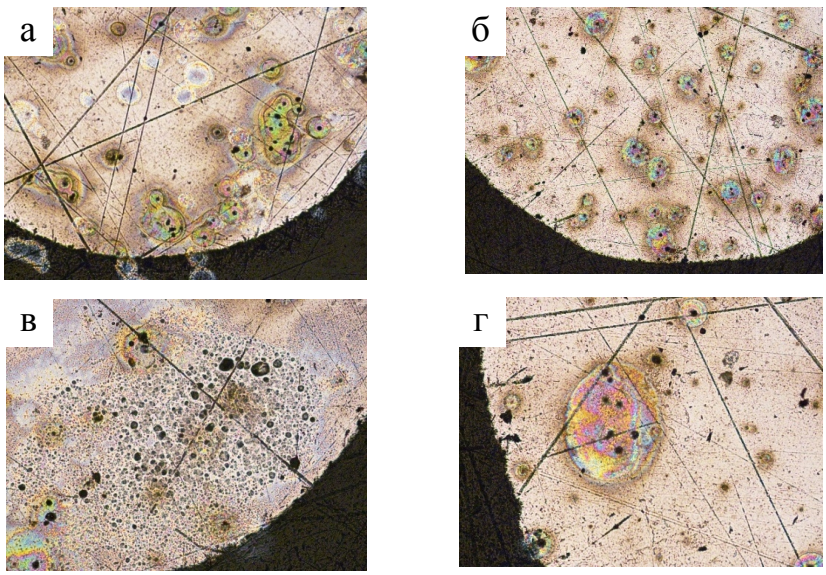
Рисунок 1 – Поверхность сварочной проволки (а, б) и характерные дефекты загрязнения (в), места со значительной шероховатостью (г), трещина (д)

Анализ химического состава показал неравномерность распределения легирующих элементов по поверхности проволоки (таблица 1). Было проведено два измерения, которые показали расхожие результаты по углероду, алюминию и хрому.

Таблица 1 – Результаты химического анализа поверхности сварочной проволоки в процентах

Замер	Легирующий элемент					
	Углерод	Алюминий	Кремний	Хром	Марганец	Железо
1	-	3,50	0,69	1,00	0,62	81,22
2	-	4,66	0,74	0,83	0,62	81,66
По сертификату ТУ	0,17	0,08	0,30	0,92	0,60	97,93
По сертификату ГОСТ	0,18	0,01	0,18	1,09	0,54	97,56
По ГОСТ 2246 - 70	0,15 - 0,22	-	0,12 – 0,35	0,8 – 1,1	0,4 – 0,7	96,9 – 98,03

Исследования качества поперечного сечения проволоки Св-18ХМА (рисунок 2) показали наличие пор внутри проволоки и трещин в поверхностных слоях.



а, б – внутренние поры и закаты в поверхностном слое;
в – зоны скопления пор; г – трещины

Рисунок 2 – Сечение сварочной проволоки

По результатам исследования сварочной проволоки Св-18ХМА, можно сделать выводы что:

– нормы контроля сварочной проволоки: определение хим. состав и механические испытания, проводимые на ОАО «КнААЗ», не в полной мере свидетельствуют об её пригодности для сварки.

– для повышения качества изготавливаемых деталей, необходимо к действующим нормам контроля добавить исследование проволоки на наличие внутренних и наружных дефектов сварочной проволоки, с целью исключить наличие пор и трещин.

Вызывает интерес и изучение торца проволоки, поверхность которого сформирована термическим воздействием сварочной дуги. Из микрофрактографий (рисунок 3) видно, что плавление проволоки происходит неравномерно, от середины к краям. В центральной зоне поверхность оплавленная, с нитками столбчатых кристаллов (дендритов), по периферии которой наблюдается нерасплавленные участки с рельефом, повторяющим рельеф поверхности проволоки. На переходной зоне наблюдается загрязнение.

Необходимо отметить, что кристаллизация поверхности проволоки проходит в тех же условиях, что и металл шва, т.е. с обеспечением поддува аргона после прерывания дугового разряда. В процессе сварки проволока не подается в сварочную ванну непосредственно, а расплавляется сварочной дугой и крупнокапельно переносится в ванну. Угол подачи сварочной про-

волоки – 90 градусов к оси дуги. Проволока подается под вольфрамовый электрод, расстояние между поверхностью проволоки и острием электрода 0,1 – 0,3 мм.

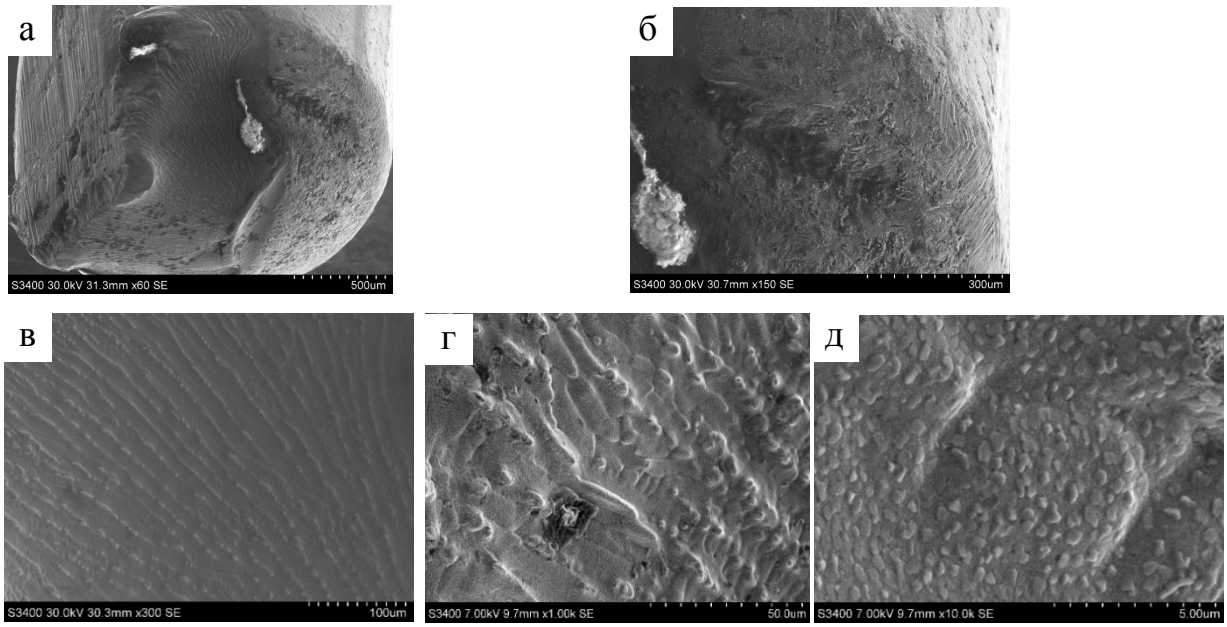


Рисунок 3 – Характер оплавления торца сварочной проволоки (а, б) и структурные особенности зоны оплавления (в, г, д)

Химический анализ оплавленной поверхности также дал неоднозначный результат. Появилось золото и другие металлы, не обнаруженные в поверхности проволоки (магний). Сравнивая таблицы 1 и 2 видно, что существенно изменяется и химический состав в оплавленной зоне.

Из характера плавления видно, что центральная часть проволоки оплавляется раньше периферии и ее плавление увлекает за собой металл с поверхности. Из рисунка 4 видно, что действие дуги осуществлялось справа (то есть образец рассматривается не в рабочей плоскости, а повернуто на 90 вправо). А левая сторона была внизу и опиралась на лицевую поверхность свариваемых кромок. Из-за организации существенного теплоотвода нижняя часть проволоки тоже не была вовлечена в процесс каплеобразования. Сформировавшаяся лавина жидкого металла стекла по центральной горизонтальной плоскости, в обход еще не расплавившегося основания нижней кромки проволоки.

Таблица 2 – Результаты химического анализа поверхности оплавленного торца сварочной проволоки

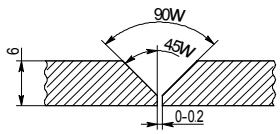
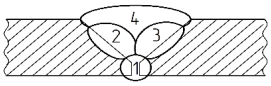
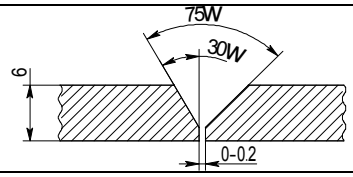
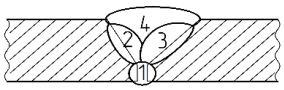
в процентах

Замер	Легирующий элемент								
	C	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Mg	Ar	O
1	10,16	16,84	0,70	0,62	0,71	54,58	1,35	0,40	14,64
2	2,51	3,52	0,64	0,97	1,15	82,53	-	-	8,68

Исследование подготовки кромок под сварку

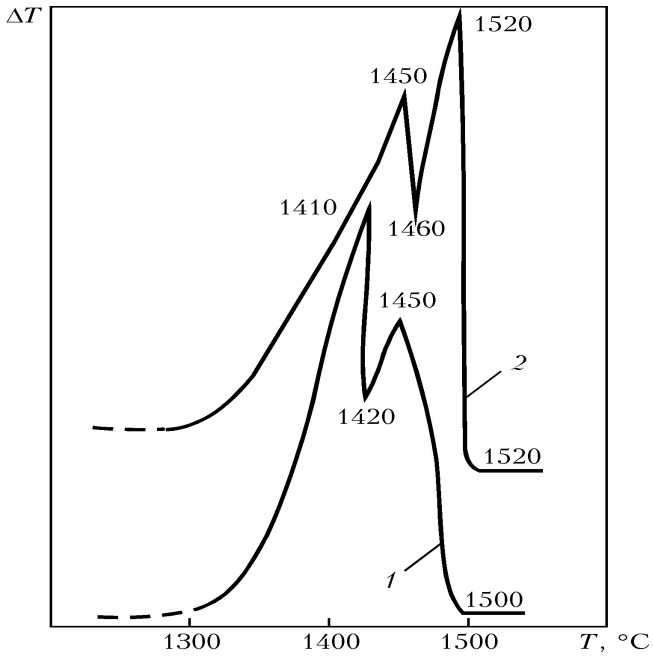
На практике до начала производства поршней на УСК 1200 имеется ряд проблем, связанных как с подготовкой кромок под сварку, так и со сваркой: в некоторых заготовках имеется разница в величине притупления, угла разделки кромок, присутствует отклонение поверхности стыкуемых кромок. С целью повышения качества сварки предлагается сваривать поршни за два прохода, т.е. 1 проход – без присадочной проволоки, 2 проход – с подачей присадочной проволоки. Так как угол разделки кромок для первой партии составлял 90º (45º на сторону), а для второй 75º (скос кромок 30º и 45º), то производить сварку за два прохода (без присадки и с присадочной проволокой) нельзя, так как практически отсутствует оплавление кромок основного металла, приводящее к несплавлению основного металла с присадочным. Для повышения качества выпускаемых поршней с углом разделки кромок отличающимся от 60º, следует увеличить число проходов. Варианты сварки поршней с разделкой кромок более 60º представлено в таблице 3.

Таблица 3 – Сварка поршней с разделкой кромок более 60º

Кромки свариваемых деталей	Формирование шва	Вывод
		При данном виде раскроя кромок сварка производится за 4 прохода: 1 проход – подварка корня шва. 2 – 4 проход – сварка с присадочной проволокой
		

Следует уделять большое внимание чистоте кромок, так как загрязненная поверхность кромок металла приводит к плохому провару и образованию в сварном шве неметаллических включений. Поэтому перед сваркой кромки, а также соседние с каждой кромкой участки на ширину 20 – 30 мм должны очищаться до металлического блеска от окалины, ржавчины, масла, краски и других загрязнений. Очистка от окалины, краски и масла может осуществляться непосредственно пламенем сварочной горелки. При этом окалина отстает от металла, а масло и краска сгорают. После нагрева пламенем поверхность зачищается стальной щеткой.

Методом дифференциального термического анализа [2] установлено, что характер кристаллизации расплавленной стали 30ХГСА, присадочной проволоки Св-18ХМА и шва, полученного путем расплавления или без него, является двухстадийным, о чем свидетельствует наличие двух перегибов на кривой охлаждения (рисунок 5). Второй перегиб (при меньшей температуре) свидетельствует о перитектическом превращении, которое согласно диаграмме состояния Fe–C характерно для сталей с 0,16 – 0,51 % С.



1 – без присадочного материала; 2 – с присадочным материалом
Рисунок 5 – Дифференциальная термическая кривая охлаждения расплавленного металла шва (сталь 30ХГСА)

В условиях непрерывного охлаждения кристаллизация металла шва типа 30ХГСА носит перитектический характер и начинается с образования ферритных дендритов. На их границе при температуре перитектического превращения при взаимодействии низкоуглеродистого (0,1 %) δ-феррита и углеродистой жидкой фазы происходит зарождение аустенита с содержанием 0,16 % С, частично или полностью изолирующего феррит от жидкости. Плохой контакт феррита с углеродистой жидкостью (или его отсутствие) затрудняет аустенизацию, и в осях ветвей ферритных дендритов могут оставаться непревращенные участки. Превращение α→γ в них возможно при последующем высокотемпературном охлаждении с образованием низкоуглеродистого аустенита.

Дендритное строение первичной микроструктуры металла шва стали 30ХГСА показано на рисунке 6. Размер, строение и направленность дендритов определяются режимом сварки и параметрами сварочной ванны.

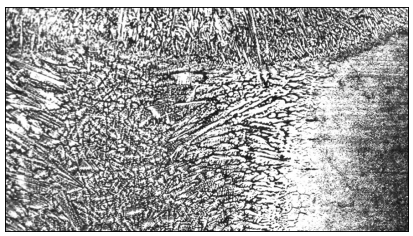
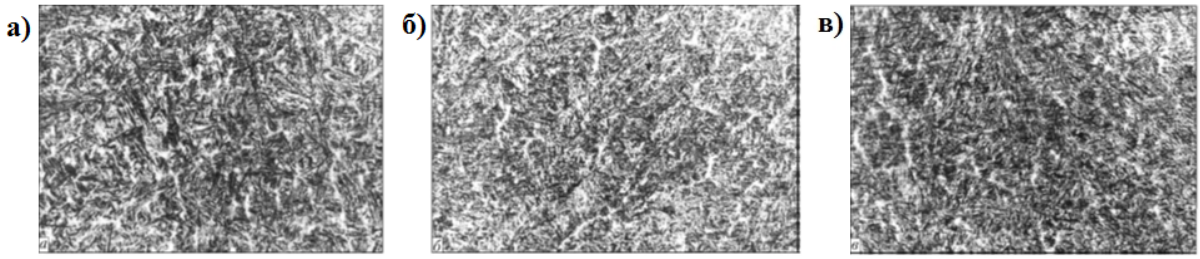


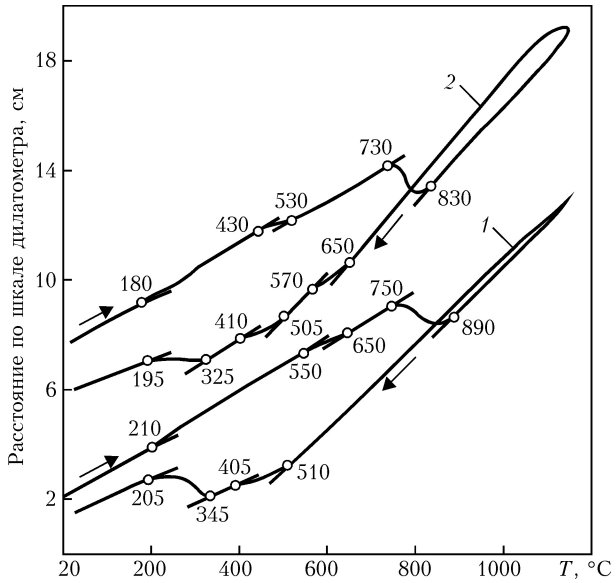
Рисунок 6 – Первичная микроструктура металла двухслойного шва (×50)

Последующее охлаждение со скоростью закалки от 9 до 14 °С/с в условиях сварки вызывает преобразование аустенита закристаллизовавшегося металла в мартенситно-бейнитную смесь как в одно-, так и в двухслойном швах (рисунок 7), подобно протекающему в металле ЗТВ.



а – однослойный шов; б – двухслойный шов; в – второй слой шва
Рисунок 7 – Микроструктура (×320) металла

Превращения, происходящие в металле шва и ЗТВ, близких по химическому составу, подобны (рисунок 8).



1 – без присадочной проволоки; 2 – с присадочной проволокой
Рисунок 8 – Дилатограммы стали 30ХГСА и металла

Общая картина напряженного состояния, полученная расчетом термических циклов изотермических линий и дилатограмм сварного шва и основного металла, представлена на рисунке 9. Расчетная схема для определения распределения температурных полей [1]: быстродвижущийся источник на поверхности полубесконечного тела.

Из графика (рисунок 9) можно выделить следующие зоны:

– зона 1 – сварной шов (ограничивается изотермой с температурой

1535 ºС), длиной 0,35 см. и шириной 0,9 см. Площадь сварного шва составляет S = 0,53 см^2.

– зона фазовых превращений (определяется делатограмой представленной на рисунке 8), ограничивающаяся температурным диапазоном 730 – 830 ºС).

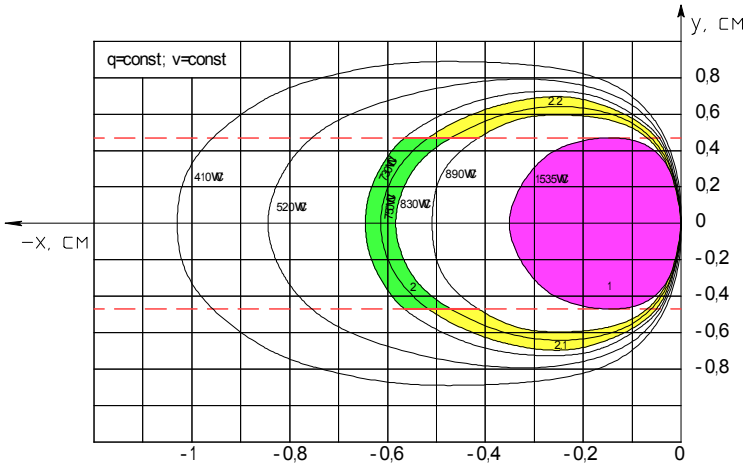


Рисунок 9 – Общая картина напряженного состояния, полученная расчетом термических циклов изотермических линий и дилатограмм сварного шва и основного металла

Зона фазовых превращений имеет ограниченную ширину и длину, отстоит от тыльной стороны сварочной ванны на расстояние 0,58 см. Имеет наибольшую ширину в зоне сварного шва 0,06 см и уменьшающуюся с приближением к фронту сварочной ванны. Площадь зоны фазовых превращений составляет S = 0,2 см^2.

Зона 2 распределяется как по сварному шву, так и в основном металле от оси шва до 0,7 см. Данная зона сопровождает сварочную ванну на определенном расстоянии со скоростью соответствующей движению сварочной ванны. Площадь данной зоны составляет S = 0,13 см^2.

В основном металле выделяется две зоны, расположенные симметрично относительно оси X, и на рисунке 9 отмечены желтым цветом – зоны 2.1 и 2.2. Зоны 2.1 и 2.2 равны, и соответственно их площади тоже равны и составляют S = 0,08 см^2.

Изотермы, строящиеся по методу Рыкалина характерны для установившегося процесса сварки и не характеризуют начала и окончания сварки. В начальный момент времени с целью организации сварочной ванны, поджигают сварочную дугу без вращения детали (с задержкой 1 с), при этом образуется сварочная ванна длиной 0,35 см. Именно этот объем сварочной ванны претерпевает фазовые превращения в первоначальный момент сварки, а остальной объем 0,03 см, как видно из рисунка 9 будет прирастать к нему. То же самое можно наблюдать в окончании сварки: затухание сварочного тока осуществляется при остановке вращаемой детали с заполнением крате-

ра присадочной проволокой, при этом его нагоняет объем ранее нагретого металла, включающийся в процесс совместного фазового превращения. Т.к. фазовые превращения идут в замкнутом пространстве основного металла и закристаллизовавшегося сварного шва и связаны с резким уменьшением объема металла участвующего в фазовом превращении, кромке того присутствует существенная разница между их дилатограмами, то несомненно это влечет за собой образование значимых растягивающих остаточных напряжений относительно ширины шва. Кроме этого идет постоянный прирост объема металла шва вовлеченного в фазовые превращения со скоростью равной скорости сварки, вызывающий сжимающие напряжения по длине сварного шва и влечет за собой видимые продольные деформации. В нашем случае этот факт может быть причиной образования продольных и поперечных трещин. Кратковременный нагрев металла шва снижает его твердость, как и металла ЗТВ, и повышает стойкость стыкового соединения против образования холодных трещин. Наибольшее снижение твердости и соответственно повышение ударной вязкости обеспечивают нагревы до температур высокого отпуска (630 °С) и в межкритическом интервале температур (800 – 840 °С), после которых в структуре образуется минимальное количество мартенсита и максимальное количество феррита. Кратковременные дуговые нагревы до температур отпуска (480 – 550 °С) вызывают существенное повышение трещиностойкости, вплоть до предотвращения замедленного разрушения при испытании ($\sigma_н$ = 380 – 390 МПа). Наибольшая твердость, наименьшие значения ударной вязкости шва и трещиностойкости соединения отмечаются после небольших перегревов выше 830 °С, когда в структуре металла образуется максимальное количество мартенсита. При этом замедленное разрушение испытуемого соединения происходит преимущественно по шву, что можно объяснить повышенной плотностью несовершенств кристаллического строения литого металла по сравнению с катаной сталью и его химической неоднородностью, вызванной ликвацией углерода, серы, фосфора и другими элементами [3]. Такая особенность проявляется сильнее в однослойных швах с ориентированными навстречу друг к другу кристаллитами.

Библиографический список

1. Клешнина, О.Н. Теория сварочных процессов: Методические указания для выполнения курсовой работы / О.Н. Клешнина, В.Д. Бердоносов. – Комсомольск-на-Амуре: ГОУ ВПО «КнАГТУ», 2003. –16 с.
2. 2 Кулик, В.М. Особенности изменения структуры и свойств закалившегося металла ЗТВ стали 30ХГСА при дуговой обработке сварного соединения / В.М. Кулик, В.Г. Васильев. – М.: Автоматическая сварка, 2006. – № 7. – С. 19-25.
3. 3 Кулик, В.М. Новая методика оценки стойкости против образования холодных трещин в сварных соединениях закаливающихся сталей / В.М. Кулик, М.М. Савицкий. – М.: Автоматическая сварка. – 2007. – № 1. – С. 11 – 17.

УДК 621.791.12;18

АНАЛИЗ ВОЗМОЖНОСТЕЙ СОЗДАНИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ ДИФФУЗИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Муравьев В.И., Пицык В.С.

Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, г. Комсомольск-на-Амуре, E-mail: mim@knastu.ru

Исследуется кинетика формирования твердофазного неразъемного соединения на примере алюминиевых сплавов марок Д16 и АМг5 и титановых сплавов марок ВТ20 и ПТ7М. В качестве способа получения неразъемного соединения выбран перспективный метод, основанный на применении тугой посадки, позволяющий получить соединение равнопрочное основному металлу, и исключающее возникновение дефектов характерных для сварки плавлением.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, титановые сплавы, диффузионная сварка, тугая посадка, натяг, объемное взаимодействие, трубопроводные системы.

Исследования кинетики формирования неразъемного соединения из алюминиевых и титановых сплавов осуществлялось в два этапа. На первом этапе был оценена сама возможность получения неразъемного соединения посредством указанного способа, на втором этапе оценивалась возможность получения неразъемного соединения на трудных заготовках.

Для проведения первой части исследования использовались образцы из сплавов Д16 и ВТ20 (рисунок 1, а, б). Уровень натяга в соединении варьировался от 200 до 750 мкм в диаметре, с целью определения наиболее оптимального уровня натяга – обеспечивающего надежный физический контакт и минимальный уровень деформации образцов. Запрессовка заготовок осуществлялась на испытательной машине марки Instron 3382К7046 (США) с постоянной скоростью запрессовки – 1 мм/мин, согласно схеме, приведенной на рисунке 1, в. В ходе прессования фиксировалось усилие и глубина запрессовки, а так же визуально оценивался уровень деформации (рисунок 2).

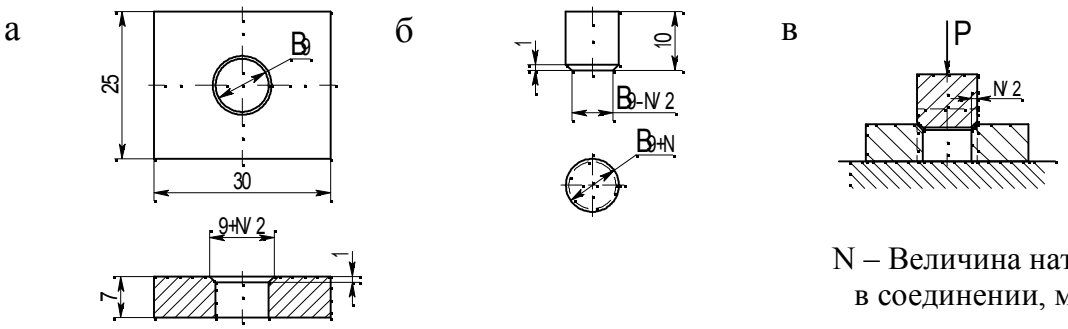
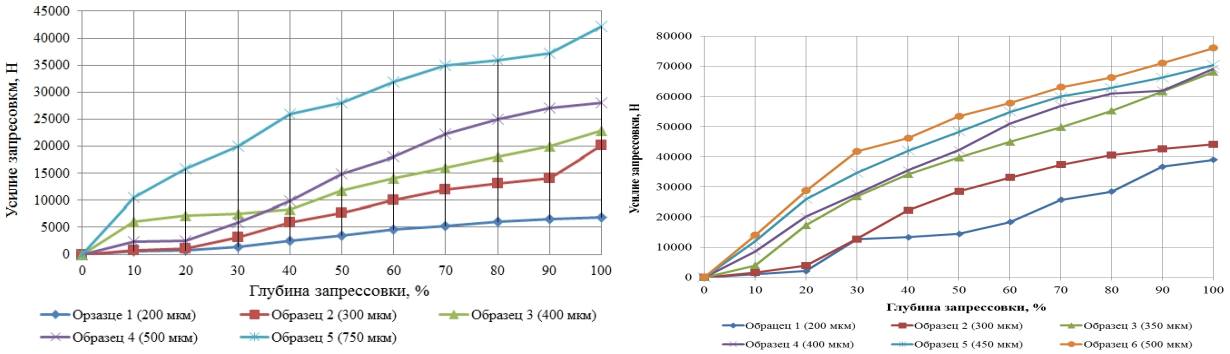


Рисунок 1 – Внешний вид и геометрические параметры охватывающей (а) и охватываемой (б) заготовки, и схема запрессовки образцов (в)



а б

Рисунок 2 – Зависимость величины усилия запрессовки от величины натяга в соединении и уровня запрессовки для алюминиевых (а) и для титановых образцов (б)

Визуальный осмотр полученных в процессе прессования образов показал, что для алюминиевых образцов оптимальная величина натяга - 500 мкм, для титановых образцов – 400 мкм. При меньшей величине натяга граница раздела между заготовками различима невооруженным глазом. При величине натяга в 750 мкм и 500 мкм для алюминиевых и титановых образцов соответственно в процессе прессования возникли существенные деформации образца (с охватывающей заготовки была снята стружка). Для алюминиевых образцов с величиной натяга в соединении 500 мкм и титановых образцов с величиной натяга в соединении 450 мкм были подготовлены шлифа с целью проведения микроструктурного анализа.

Шлифы изготавливались по общепринятой технологии последовательного шлифования и полирования. Для вырезки образцов использовался настольный абразивный отрезной станок марки Delta AbrasiMet (Германия). Шлифование и полирование образцов производилось при помощи шлифовально-полировального станка марки EcoMet 250 (Германия) с полуавтоматической насадкой AutoMet 250 (Германия).

Из рисунка 3 видно, что при уровне натяга в 500 мкм у алюминиевых образцов по всей поверхности соприкосновения произошло образование неразъемного диффузионного соединения (зона 1, рисунок 3, а). Однако имеются участи, на которых граница раздела между заготовками различима при значительном увеличении (зона 2, рисунок 3, а). Также на образце был выявлен единичный участок, на котором граница раздела различима уже при незначительном увеличении (зона 3, рисунок 3, а).

Микроструктурный анализ образцов из титанового сплава с величиной натяга в 450 мкм (рисунок 3, б) показал практически идентичный результат – выявлено наличие аналогичных зон. Однако стоит отметить, что зона 2 и 3 выражены в большей степени, чем у алюминиевых образов, что обусловлено меньшим уровнем натяга в соединении, а так же более высокими показателями прочности и твердости материала. Наличие зон 2 и 3 говорит, о целесообразности дальнейшего ступенчатого увеличения величины натяга с не-

большим шагом, а также о необходимости проведения последующей термической обработки способствующей протеканию процессов релаксации напряжений и заращиванию микронесплавлений. Основным выводом из первой части исследования является подтверждение возможности получения неразъемных соединений выше указанным способом из высокопрочных конструкционных сплавов цветных металлов.

а б

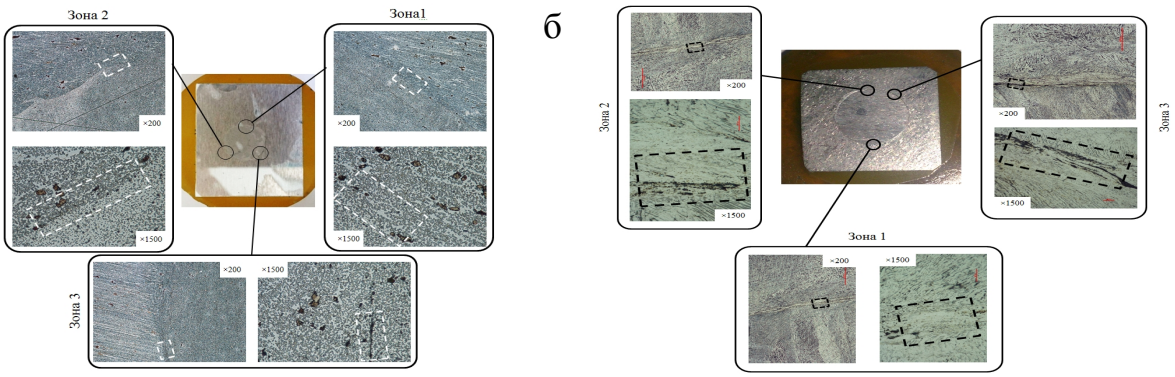


Рисунок 3 – Микроструктура алюминиевых (а) и титановых образцов и при величинах натяга в соединении 500 мкм и 450 мкм соответственно

Для проведения второй части исследования использовались трубные образцы из алюминиевого сплава марки АМг5 и титанового сплава ПТ7М. Необходимо отметить, что получить неразъемного соединения с величиной натяга в 500 и 450 мкм на трубных заготовках из алюминиевого и титанового сплава соответственно не удалось в связи с потерей устойчивости заготовок или возникновением замятия зоны токарной обработки (рисунок 4). Возникновение подобных трудностей обусловлено малой толщиной трубных заготовок. В соответствии с этим величина натяга в соединении была снижена до 160 и 200 мкм. На рисунке 5 представлены геометрические характеристики титановых образцов, обеспечивающих натяг в соединении 200 мкм. Отметим, что подготовка остальных образцов производилось по той же типовой схеме с учетом необходимых корректировок размеров зоны токарной обработки. Схема запрессовки и специальные приспособления, используемые в процессе запрессовки, приведены на рисунке 6. Запрессовка образцов проводилась на машине марки Instron 3382K7046 (США) с постоянной скоростью запрессовки – 1 мм/мин и регистрацией усилия запрессовки (рисунок 7).

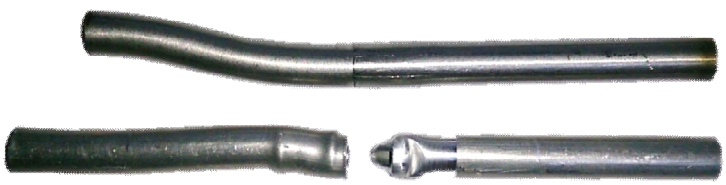


Рисунок 4 – Внешний вид трубных алюминиевых заготовок с величиной натяга в соединении 500 мкм

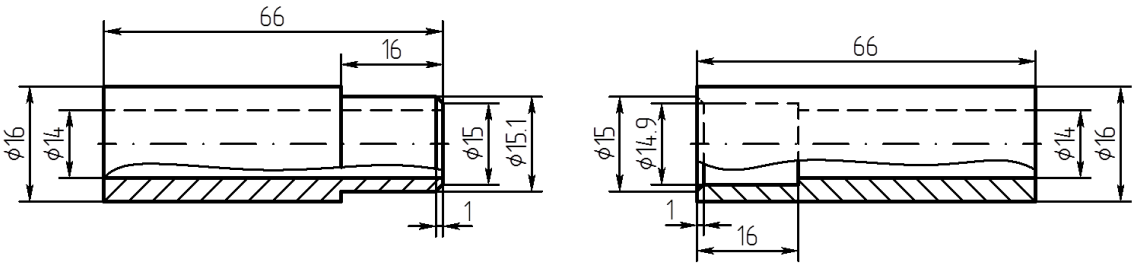
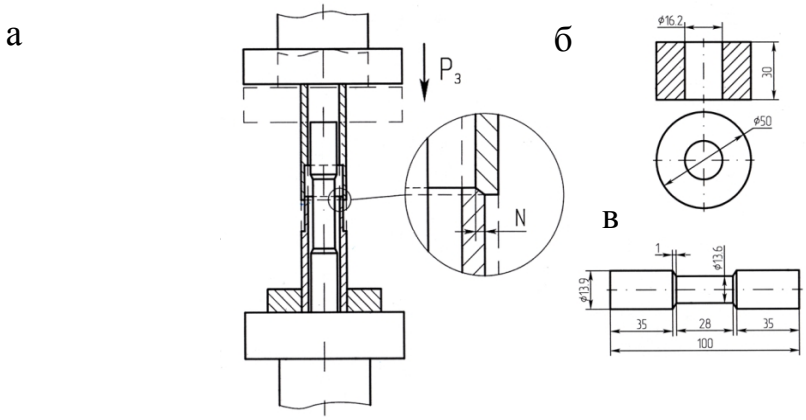


Рисунок 5 – Геометрические характеристики трубных заготовок из титанового сплава с величиной натяга в соединении 200 мкм в диаметральном направлении



а – схема запрессовки; б – опора; в – центрирующий штифт
Рисунок 6 – Схема получения прессового соединения

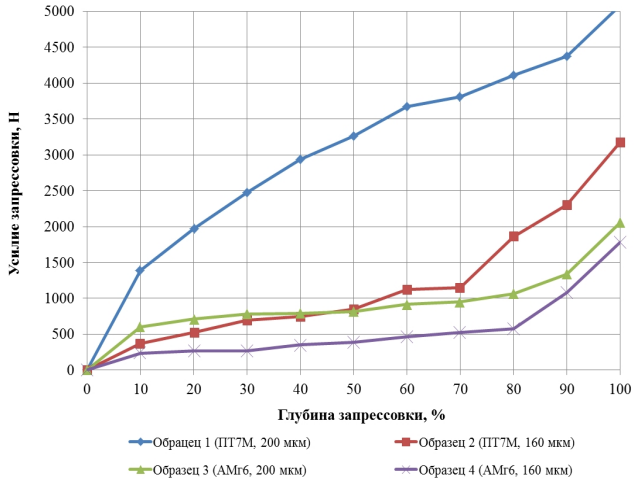
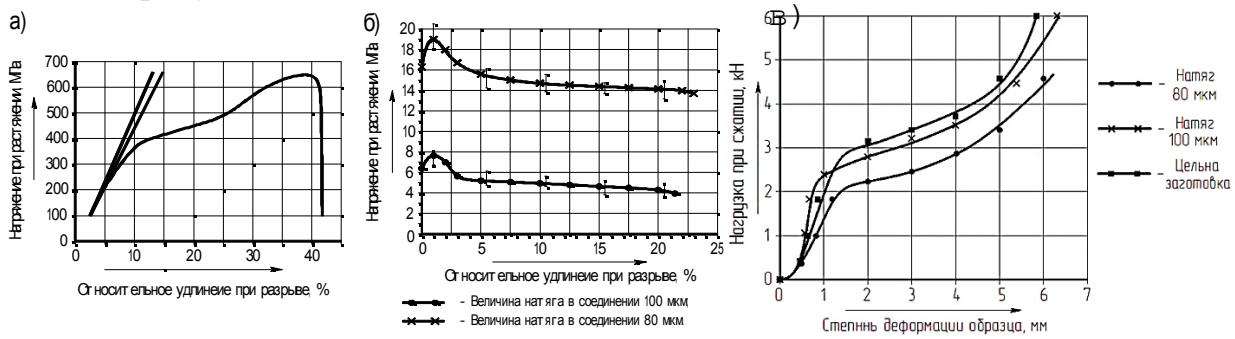


Рисунок 7 – Величина усилия запрессовки трубных заготовок в зависимости от величины натяга в соединении и глубины запрессовки

После запрессовки, полученные образцы подвергались растяжению на машине Instron 3382K7046 до разрушения соединения с фиксацией растягивающего усилия, также заготовки были подвержены механическим испытаниям в сложно-нагруженном состоянии на сплющивание по ГОСТ 8695-75.

Результаты механических испытаний для алюминиевых заготовок представлены на рисунке 8.



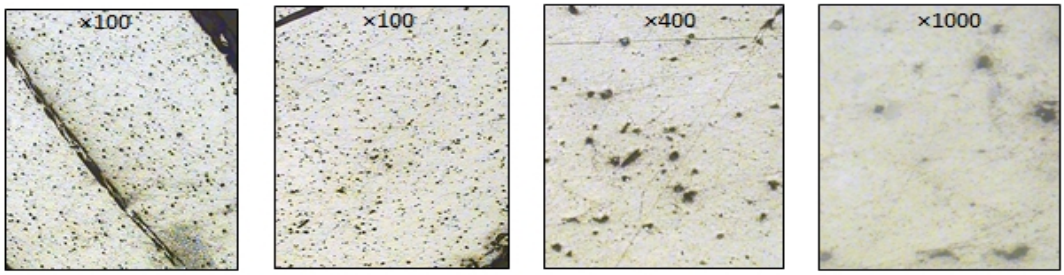
а – растяжение цельной заготовки; б – растяжение прессовых соединений; в – испытания на сплющивание

Рисунок 8 – Результаты механических испытаний образцов из алюминиевого сплава АМг6

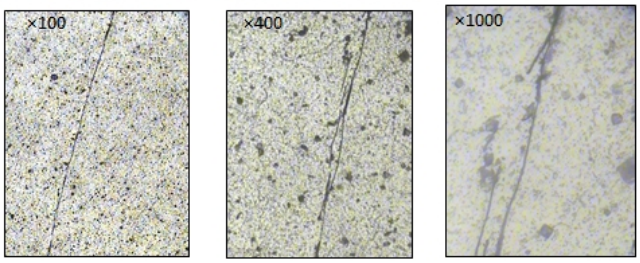
Из рисунка 8 видно, что при натяге в 160 мкм прочность соединения составила 7,33 МПа, а при натяге в 200 мкм – 18,88 МПа, то есть при увеличении натяга на 40 мкм произошло увеличение прочности соединения более чем в 2 раза. Но по сравнению с цельной заготовкой (рисунок 8, а) прочность прессового соединения очень мала – прочность прессового соединения с величиной натяга в 100 мкм более чем в 30 раз ниже прочности цельной заготовки. Результаты, полученные при испытаниях на сплющивание, подтверждают результаты экспериментов по растяжению образцов: при увеличении величины натяга также наблюдается повышение прочности заготовок; цельная заготовка, обладает наиболее высокими показателями прочности. Однако при данных испытаниях прочность прессовых соединений соизмерима с прочностью цельной заготовки. Прочность прессового соединения при величине натяга в 160 мкм при уровне деформации образцов 50 % (5 мм) ниже прочности цельной заготовки при том же уровне деформации на 25,5 %. Подобный результат объясняется тем, что основным фактором определяющим прочность заготовок при их сплющивании является толщина стенки. При прессовой посадке суммарная толщина стенки изменяется не значительно (при посадках с натягом увеличивается). Необходимо отметить, что результаты механических испытаний образцов из титановых сплавов показали аналогичный результат.

В ходе анализа микро- и макроструктур (рисунки 9 и 10) зоны прессового соединения титановых образцов при величине натяга в 100 мкм обнаружена легко определяемая граница раздела между заготовками на всей протяженности соединения, при этом на шлифах есть участки, где граница раздела между заготовками полностью исчезла или практически не различима, но эти зоны имеют точечный характер или очень малую протяженность.

а

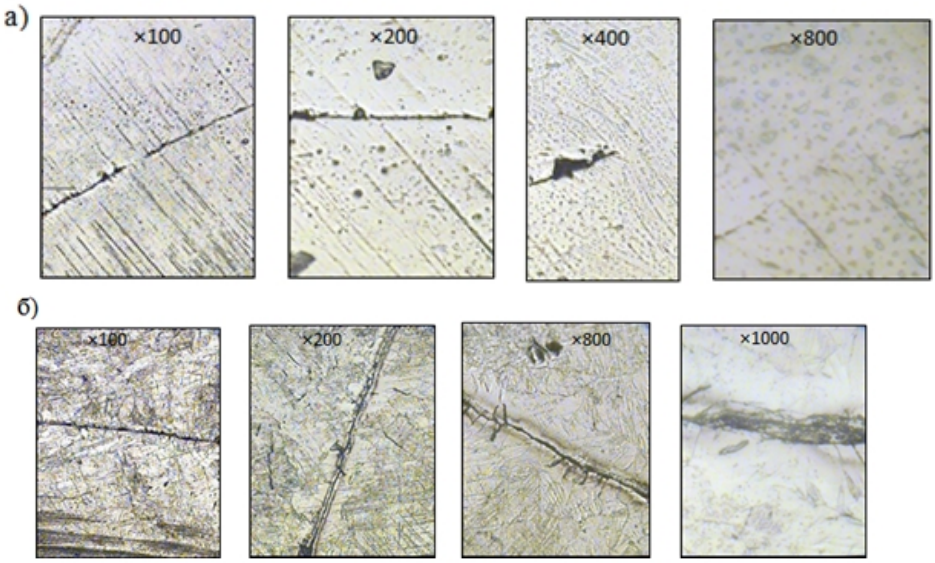


б



а – не травленые образцы; б – травленые образцы

Рисунок 9 – Микроструктура зоны прессового соединения трубных заготовок из алюминиевого сплава при величине натяга 200 мкм



а – не травленые образцы; б – травленые образцы

Рисунок 10 – Микроструктура зоны прессового соединения трубных заготовок из титанового сплава при величине натяга 200 мкм

Выше приведенные результаты говорят, о том, что при традиционных методах прессовой посадки получить значительную площадь физического контакта поверхностей заготовок сложно, а поскольку механизм образования соединения в твердой фазе предполагает практически одновременное протекание этапов образования физического контакта и формирования очагов схватывания между поверхностями заготовок, то схватывание происходит на сугубо локальных участках, суммарная площадь которых в отношении к общей площади контакта не превышает 1 – 3 %. Подобная картина наблюдается на всех подготовленных шлифах. Низкий уровень образования физиче-

ского контакта может быть вызван рядом отклонений, которые могли быть допущены как в процессе подготовки образцов к прессованию, так и в ходе самого прессования. Определяющими в этом случае являются: отклонение от заданных размеров подготовленной поверхности зоны соединения, отклонение от соосности заготовок при прессовании, недостаточный уровень натяга в соединении для обеспечения контакта по всей поверхности соприкосновения заготовок, возникновение пластических деформаций в зоне соединения в процессе прессования.

Основным выводом из проведенных исследований является подтверждение возможность получения неразъемных соединений указанным способом из высокопрочных алюминиевых и титановых сплавов. Кроме того было установлено что:

1. Увеличение при прессовой посадке величины натяга в соединении и площади контакта приводит к увеличению необходимого усилия запрессовки. На этапах начала и завершения процесса запрессовки наблюдается сложная зависимость между этими параметрами, на основной стадии, наиболее протяженной, наблюдается практически линейная зависимость;

2. Увеличение величины натяга в соединении при прессовой посадке повышает прочность соединения. Зависимость между этими величинами носит явно не линейный характер – увеличение величины натяга на 25 % привело к повышению прочности прессового соединения более чем в два раза;

3. Для создания неразъемного соединения в твердой фазе посредством прессового соединения необходимо значительно увеличить величину натяга в соединении. Однако практический опыт показывает, что в процессе прессования при значительных уровнях натяга в зоне соединения возникают напряжения, приводящие к пластическим деформациям заготовок (раздача охватывающей заготовки, потеря устойчивости, коробление зоны токарной обработки).

Библиографический список

1. Amir A. Shirzadi. Diffusion Bonding Aluminium Alloys and Composites: New Approaches and Modelling / Amir A. Shirzadi – Cambridge, King’s College, – 1997 – 158 p.
2. Люшенский, А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов: учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведения / А.В. Люшенский. – М.: Издат. центр «Академик», 2006. – 208 с.
3. Конюшков, Г.С. Специальные методы сварки давлением: учеб. пособие / Г.В. Конюшков, Р.А. Мусин. – Саратов: Ай Пи Эр Медиа, 2009 – 632 с.
4. Каракозов, З.С. Сварка металлов давлением / З.С. Каракозов. – М.: Машиностроение, 1986 – 280 с.
5. Муравьев, В.И. Влияние прессовой посадки на процессы «схватывания» в зоне соединения трубных заготовок / В.И. Муравьев, В.С. Пицык // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. – 2014. – № I-1 (17). – С. 52 – 61.

УДК 621.774.7

ОСНАСТКА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МОНТАЖНЫХ ЗАГОТОВОК ПОД СБОРКУ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ

Марьин Б.Н., Бажин В.И.

Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, г. Комсомольск-на-Амуре, maryinsb@mail.ru karlos1@mail.ru

Рассмотрены пуансоны для раздачи концов трубных заготовок, пуансоны для отбортовки фланцев, сборно-разборная конструкция рогообразного сердечника их состав и возможности

Ключевые слова: пуансон, отбортовка фланцев, раздача концов труб, рогообразный сердечник

Важной проблемой в машиностроении является изготовление высокоресурсных, надежных трубопроводов, которые работают в условиях сложного нагружения. Они испытывают действия высоких давлений, пульсирующей нагрузки и гидравлических ударов, поэтому к ним предъявляются высокие требования по механическим свойствам материала, качеству внешней и внутренней поверхностей, сохранению формы сечения, а также предельному максимальному утонению стенок трубы.

Практика эксплуатации показывает, что наибольшее число разрушений трубопроводов связано с утонением их стенок в местах изгиба и перехода от одного диаметра к другому. Значительно снижают работоспособность трубопроводов такие факторы, как чрезмерная эллипсность и волнистость стенок, т.е. явления, сопровождающие процессы изготовления Элементов трубопроводов. Большое влияние на работоспособность трубопроводов оказывает качество деформирования тонкостенных труб, так как малейшие дефекты поверхности становятся концентраторами усталостных напряжений.

Для обеспечения высокого и стабильного качества трубопроводов большое внимание уделяется разработке принципиально новых способов изготовления элементов трубопроводов из стальных, алюминиевых и титановых трубных заготовок (ТЗ).

В данной работе приведены перспективные схемы конструкций пуансонов для силовой и термической интенсификации процессов деформирования тонкостенных ТЗ, применение которых предполагается в Амурском судостроительном заводе (ОАО «АСЗ») при изготовлении гидрогазовых систем плавательных средств.

Пуансон для раздачи концов труб (рисунок 1) содержит хвостовик 1, на котором последовательно расположены цилиндрическая 2 и коническая 3 части (направляющий участок); вогнутая 4 и выпуклая 5 части (формообразующий участок); коническая 6 и цилиндрическая 7 (калибрующий участок). Направляющий и калибрующий участки, выполненные из материала с низкой магнитной проницаемостью, подвержены нагреву незначительно, а фор-

мообразующий участок, выполнен из высокоуглеродистой стали, подверженный быстрому нагреву при перемещении токов высокой частоты.

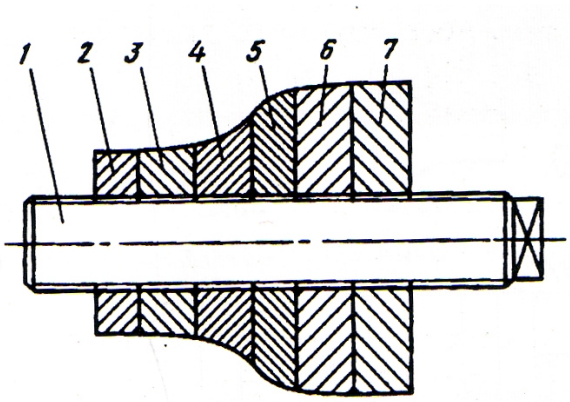


Рисунок 1 – Конструкция пуансона для раздачи концов трубных заготовок

Предлагаемая сборно-разъемная конструкция пуансона позволяет:

– осуществлять раздачу концов труб различной формы и размеров за счет изменения геометрических параметров отдельных ее частей;

– производить экспериментальную отработку оптимальной формы пуансона для труб из различных материалов, с разными физико-механическими свойствами и коэффициентами трения, варьируя радиусами вогнутой и выпуклой поверхностей и углами конусности направляющего и калибрующего участков;

– осуществлять дифференцированный нагрев формообразующего участка (так как пуансон собран из различных материалов), что в свою очередь дает возможность увеличить степень предельной деформации металла трубы в зоне ее формоизменения и повысить устойчивость стенки ТЗ.

Пуансон для отбортовки фланцев [1] в стенки ТЗ (рисунок 2) состоит из резьбового хвостовика 1, на котором последовательно установлены направляющая 2, формообразующая 3 и формоизменяющая 4 рабочие части с зазором, равным высоте фланца. Части 2 и 3 выполнены в форме усеченного конуса; часть 4 имеет малое основание в виде круга, выпуклые боковые поверхности и большое основание в виде круга, квадрата или эллипса (вид А), соответствующие по форме отбортовываемому фланцу.

Процесс отбортовки заключается в следующем: собранный пуансон вводится внутрь ТЗ и через предварительно просеченное отверстие в стенке ТЗ с большей степенью деформации металла за одну операцию, что значительно снижает трудоемкость и повышает производительность процесса отбортовки. Комбинируя составные части 2, 3, 4 разных типоразмеров можно получать пуансоны для отбортовки фланцев различных форм и размеров. Это позволяет сократить количество необходимой для производства инструментальной оснастки, а следовательно, сэкономить металл на ее изготовление.

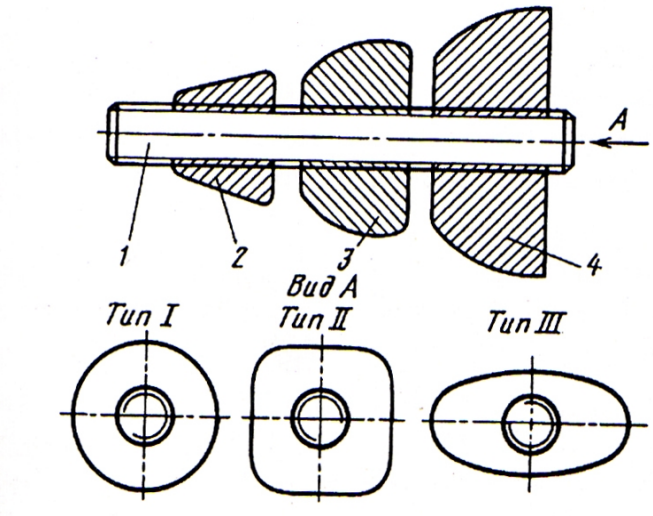


Рисунок 2 – Пуансон для отбортовки фланцев в стенки трубной заготовки

На рисунке 3 показана сборно-разъемная конструкция рогообразного сердечника, методика его расчета и проектирования описана в работе [2].

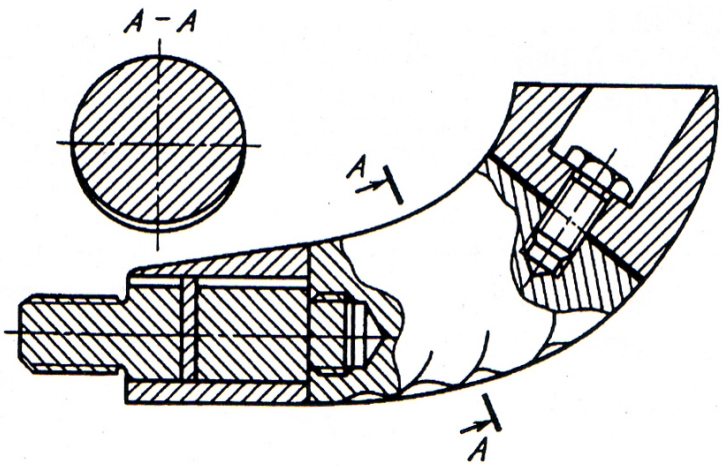


Рисунок 3 – Сборно-разборная конструкция рогообразного сердечника

Направляющий участок выполнен в виде установленной на хвостовике съемной части из материалов с низкой магнитной проницаемостью, наружная рабочая поверхность выполнена конической со стороны вогнутой поверхности рогообразного сердечника и цилиндрической – со стороны выпуклой поверхности. Направляющая часть сердечника фиксируется на хвостовике шпоночным соединением. Данные форма, конструкция и материал направляющего участка позволяют осуществить натяг трубы на сердечник без нагрева, что предотвращает гофрообразование стенки трубы в процессе формовки, а выполнение направляющего участка коническим со стороны вогнутой поверхности сердечника позволяет уже на этом участке начать незначительное, но правильное формоизменение заготовки.

На сердечнике также выполнен съемный калибрующий участок из материала с низкой магнитной проницаемостью, имеющий те же диаметр и ра-

диус изгиба, что и крутоизогнутый патрубок. Такое выполнение калибрующей съемной части сердечника позволяет осуществить калибровку патрубка без нагрева, что повышает его качество.

Поворот калибрующего участка вокруг оси позволяет либо полностью избавиться от спиралевидности, либо регулировать ее при необходимости. Кроме того, простота съема и замены калибрующего участка делают рогообразный сердечник универсальным, т.е. возможна калибровка патрубков с некоторым диапазоном допусков по диаметру и радиусу изгиба.

В целом легкоразъемная регулируемая конструкция рогообразного сердечника, выполненная из материала с различными электрофизическими свойствами, позволяет:

– осуществляет оптимальный нагрев самого рогообразного сердечника и проталкиваемой по нему трубы;

– обеспечить необходимое распределение сил трения между деформируемой трубой и рогообразным сердечником.

Применение сборно-разъемных конструкций пуансонов (рисунок 4) дает возможность получать детали (рисунок 5) заданных точности и внутренней чистоты поверхности при экономичном расходовании материально-энергетических ресурсов, позволяет улучшить физико-механические свойства и повысить ресурс изготавливаемых деталей, снизить затраты при освоении новых изделий, уменьшить объем ручных работ в опытном и серийном производстве.

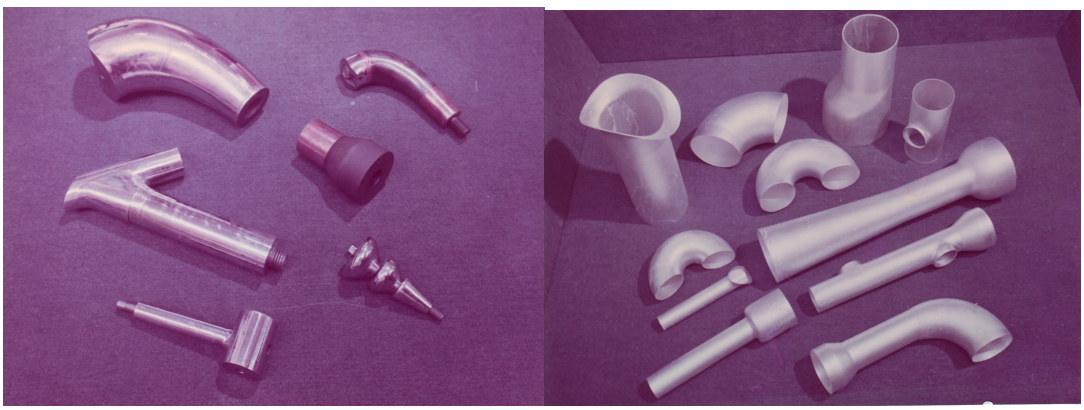


Рисунок 4 – Технологическая оснастка (а) для изготовления монтажных заготовок (б) трубопроводных систем

Библиографический список

1. А.с. 1466834 СССР, МКИ B21 D 19/02. Пуансон для отбортовки фланцев в стенки трубной заготовки.
2. Б.Н. Марьин, А.Г. Прохоров, В.И. Одиноков [и др.]. Гидрогазовые системы летательных аппаратов. Владивосток: Дальнаука, 2006. – 459 с.

УДК 621.74

ИССЛЕДОВАНИЕ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ЭЛЕКТРОФОРЕТИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ ОБОЛОЧКОВЫХ ЛИТЕЙНЫХ ФОРМ*

Свиридов А.В., Куршева В.Д., Торощин Э.А.

Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, Комсомольск-на-Амуре, e-mail: **mim@knastu.ru**

Содержатся обзорные данные о современном состоянии электрофоретического формообразования литейных форм, результаты проведенных исследований о влиянии различных технологических факторов на свойства электрофоретических оболочковых форм. Приводятся результаты математического моделирования формирования прочности оболочковых форм, изготовленных методом электрофореза и анализ полученных данных. Затрагиваются вопросы восстановления электрофоретических свойств суспензий и анализа процессов, происходящих при нагреве форетических литейных форм.

Оболочковая литейная форма, электрофорез, огнеупорный наполнитель, связующее, литье по удаляемым моделям, водорастворимые полимеры.

Способ литья по удаляемым моделям (ЛУМ) позволяет получать отливки практически из любых сплавов, объединять несколько деталей в одну для улучшения конструкции и технологичности изделия, получать отливки, максимально приближенные по своим геометрическим размерам к готовым деталям. К недостаткам способа можно отнести использование дорогостоящих компонентов при изготовлении форм (спирт, растворители, кислоты и т.п.) и длительность технологического процесса. Также следует отметить, что многослойная оболочковая форма (ОФ) не всегда обладает достаточной трещиностойкостью и размерной точностью.

Одним из перспективных направлений в ЛУМ является метод электрофоретического формообразования, предложенный коллективом ученых под руководством профессора Рыжкова И.В. Особенностью процесса является то, что ОФ изготавливают не послойным нанесением огнеупорных материалов, а посредством электрофоретического перемещения частиц огнеупорного наполнителя к модельному блоку в течение 2 – 3 минут [1]. Получение ОФ для точного литья с помощью электрофореза, сокращает и в ряде случаев полностью исключает применение дорогостоящего этилсиликата, а монослойность электрофоретического осадка обеспечивает равномерное распределение физико-механических свойств по сечению формы.

* Материал статьи подготовлен при материальной поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, государственное задание 2014/68, проект № 442.

При изготовлении ОФ методом электрофореза исследователи сталкиваются со многими трудностями, главные из которых на сегодня это разработка седиментационно устойчивых грубодисперсных суспензий с использованием разных огнеупорных материалов, анализ влияния различных факторов на процесс электрофоретического формообразования, определение возможности повторного использования отработанных электрофоретических суспензий.

С целью повышения седиментационной устойчивости суспензий исследованию были подвергнуты смеси с использованием в качестве добавок поливинилового спирта (ПВС), метилцеллюлозы (МЦ), натриевой соли карбоксиметилцеллюлозы (NaКМЦ), т.е. водорастворимых полимеров.

В ходе исследований было выявлено, что в отличие от других соединений полимер, содержащий карбоксильные группы не только повышает седиментационную устойчивость суспензий, но и является потенциалобразующим компонентом. Экспериментально были установлены концентрации полимеров в электрофоретических суспензиях. Необходимой седиментационной устойчивостью, обладают составы, содержащие в качестве стабилизирующих добавок, не менее: 0,1 % ПВС, 0,05 % МЦ или 0,15 % NaКМЦ, от массы суспензий [2, Пат. РФ 2316406, 2298448].

Для изученных форетических суспензий характерно то, что значение ζ -потенциала, определяется в основном концентрацией электролита и мало зависит от содержания в суспензиях полимеров, кроме смеси с применением NaКМЦ, которая выступает в роли электролита. Таким образом, основная цель ввода в суспензию полимеров это повышение ее седиментационной устойчивости.

При анализе независимых факторов, которые могут влиять на формирование прочности ОФ, были выявлены наиболее значимые: разность потенциалов, прикладываемая к электролизеру и модельному блоку, плотность связующего (жидкое стекло), время сушки токопроводящего слоя. Такие факторы, как: концентрация дисперсной фазы в суспензии, температура выплавления модельного состава и прокаливания ОФ, не учитывались, ввиду невозможности изменения их значений в широких пределах, без нарушения технологического процесса.

Результатом проведения двухуровнего, полного факторного эксперимента явилось построение имперических зависимостей, позволяющих прогнозировать прочность жидкостекольных ОФ (Y1) до прокаливания и (Y2) после прокаливания, МПа:

$$Y1 = 3,46 + 0,25\left(\frac{x_1 - 60}{10}\right) + 0,38\left(\frac{x_2 - 60}{30}\right) + \left(\frac{x_3 - 1,35}{0,02}\right) + 0,2\left(\frac{x_1 - 60}{10}\right)\left(\frac{x_2 - 60}{30}\right) +$$

$$+0,14\left(\frac{x_1 - 60}{10}\right)\left(\frac{x_3 - 1,35}{0,02}\right) + 0,22\left(\frac{x_2 - 60}{30}\right)\left(\frac{x_3 - 1,35}{0,02}\right) + 0,24\left(\frac{x_1 - 60}{10}\right)\left(\frac{x_2 - 60}{30}\right)\left(\frac{x_3 - 1,35}{0,02}\right),$$

$$Y2 = 6,564 + 0,186\left(\frac{x_1 - 60}{10}\right) + 0,149\left(\frac{x_2 - 60}{30}\right) + 1,096\left(\frac{x_3 - 1,35}{0,02}\right),$$

где x_1 – величина приложенного к электролизеру напряжения, В;

x_2 – время сушки токопроводящего покрытия, мин;

x_3 – плотность жидкого стекла, г/см^3.

Оказалось, что увеличение прочности непрокаленных образцов ОФ, сформированных при 50 вольтах, связанное с увеличением длительности сушки токопроводных слоев с 30 до 90 минут в среднем составило 10 – 15 %, что сохраняется при всех значениях плотности связующего; при 60 вольтах на электролизере, повышение прочности образцов ОФ связано не только с увеличением времени сушки электропроводных слоев (с 30 до 90 минут), но и с плотностью связующего (на 20 % для силиката натрия с плотностью 1,34 г/см^3 и около 32 % для жидкого стекла с плотностью 1,37 г/см^3); при подаче на электролизер напряжения равного 70 вольт, повышение прочности образцов ОФ еще более зависит от длительности сушки электропроводных слоев и плотности используемого связующего (на 25 % для связующего с плотностью 1,34 г/см^3 и приблизительно на 50 % для силиката натрия с плотностью 1,37 г/см^3).

Прочность керамических образцов ОФ после прокаливания, зависит, прежде всего от плотности жидкого стекла и, в значительно меньшей степени, от приложенного к электролизеру напряжения и времени сушки токопроводных слоев. Наибольшие значения прочности образцов ОФ при статическом изгибе, до (5,89 МПа) и после (8 МПа) прокаливания, соответствуют приложению к электролизеру напряжения в размере 70 вольт, использованию электропроводного покрытия с длительностью сушки равной 90 минутам и применению связующего с плотностью 1,37 г/см^3 [3]

Исследования показали, что дилатометрия жидкостекольных ОФ незначительно отличается от известной кривой линейного расширения кварца, происходящего с ростом температуры (рисунок 1). Полученные данные говорят о том, что гель жидкого стекла скорее всего высыхает частично, сохраняя в своем составе достаточно большое количество влаги, приводящее к расширению оболочки в диапазоне температур 75 – 175 °С, что вызвано вспучиванием геля.

В данном случае, увеличение линейных размеров ОФ не превышает 0,1 . При дальнейшем нагреве протекают полиморфные превращения кварцевого песка с изменением его плотности.

Наиболее существенно быстропротекающее превращение β-кварц $\rightarrow$ α-кварц, происходящее при температуре 573 °С, когда при нагреве линейный размер увеличивается более чем на 1 % (рисунок 1). Таким образом, присутствие жидкого стекла в оболочке не оказывает существенного влияния на линейное расширение формы [4].

Согласно традиционной технологии получения ОФ методом электрофореза [1], исходные свойства форетической суспензии в процессе работы постепенно ухудшаются и через некоторое время суспензия теряет способность образовывать форетические осадки. Как правило, такую смесь далее не используют, что приводит к удорожанию процесса получения ОФ методом

электрофореза. В этой связи исследовали варианты восстановления или регенерации электрофоретических свойств суспензий. В экспериментах контролировали влажность осадков, их массу, и ток процесса электрофореза при восстановлении суспензий.

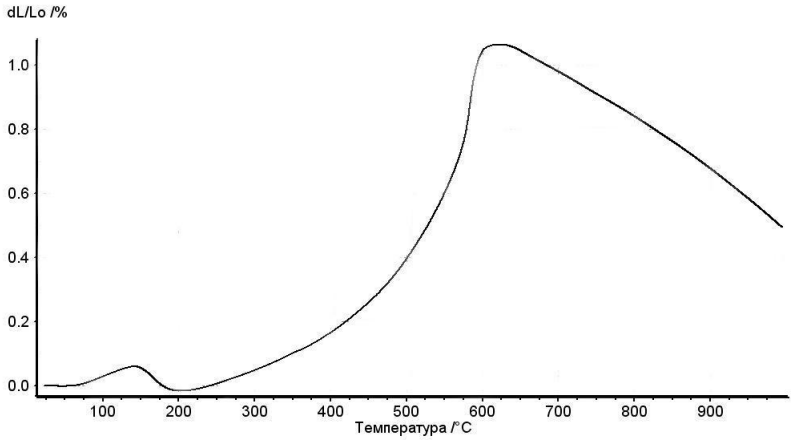


Рисунок 1 – Изменение линейных размеров ОФ при нагреве жидкостекольной электрофоретической оболочки

Изучали два способа восстановления форетических суспензий [Пат. РФ 2324567].

Первый заключался в том, что остатки суспензий сушили и после размола добавляли расчетное количество до получения однородной суспензии. При этом остатки стабилизирующих добавок и электролита вновь растворяются и придают необходимые свойства смеси [5].

В результате проведенных исследований было установлено, что с увеличением циклов регенерации интенсивность выхода электрофоретических осадков постепенно уменьшается, также ухудшается и качество осадков, а именно повышается их влажность (рисунок 2 а и в).

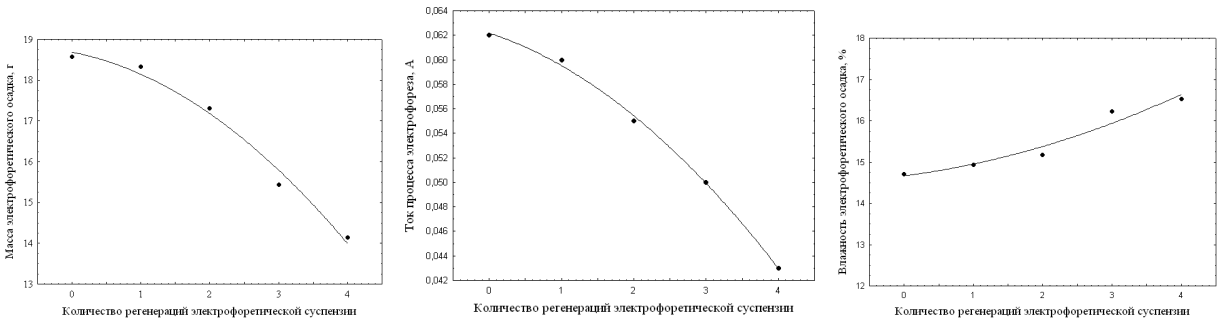


Рисунок 2 – Влияние количества циклов регенерации суспензии из сухих остатков в зависимости от массы осадка (а), тока процесса электрофореза (б) и влажности осадка (в)

Рисунки 2 а и б указывают на выраженную зависимость интенсивности формирования осадков и тока процесса электрофореза от количества циклов регенерации суспензии. Масса осадков, как и ток процесса, снижаются при увеличении числа циклов восстановления форетической суспензии. Массы форетических осадков, сформированных из суспензии восстановленной дважды, снижаются на 6 – 7 %, от массы осадков полученных из исходной суспензии. Дальнейшее понижение выхода масс электрофоретических осадков составляет: 16 – 17 %, при трех циклах регенерации и около 24 % при четырех (рисунок 2).

В свою очередь, величина тока электрофореза после восстановления суспензии в среднем снизилась на 3 – 4% (рисунок 2, б), а при увеличении числа циклов регенерации суспензии до двух, уменьшилась на 11 – 12 %, от величины тока в исходной суспензии. Для смеси подвергнутой трем циклам восстановления падение тока составило приблизительно 20 % и около 31 % для четырех циклов (рисунок 2, б). В данном случае, из-за значительного понижения тока электрофореза, дальнейшее восстановление суспензии нецелесообразно. Из рисунка 2, в видно, что влажность осадков, полученных из восстановленных суспензий, начинает значительно увеличиваться только после третьего и четвертого циклов восстановления (примерно на 10 и 12 %, соответственно, от влажности). Второй способ восстановления электрофоретических суспензий, предназначен для поддержания исходных свойств смесей в процессе работы, при непрерывном изготовлении ОФ и состоит в том, что в суспензию вводят расчетное количество израсходованных ингредиентов в зависимости от массы сформированных оболочек и перемешивают до получения однородного состава.

Результаты исследований указывают на то, что масса и влажность формируемых осадков, а также ток процесса электрофореза, в данном случае практически не зависят от количества циклов регенерации форетической суспензии, а качество ОФ заметно не меняется. Все это говорит о том, что данный способ восстановления суспензий обеспечивает непрерывность изготовления ОФ в течении длительного времени с сохранением стабильных показателей процесса электрофореза [5, 6]. Проведенные исследования и испытания показали состоятельность использования регенерированных электрофоретических суспензий с полимерными стабилизаторами. Положительный эффект от внедрения новой технологии состоит в сокращении длительности технологического процесса изготовления литейных форм, улучшения их качества, возможности прогнозирования физико-механических свойств ОФ и в упрощении изготовления оболочек.

Библиографический список

1. Рыжков И.В. Электрофорез в литейном производстве: Изготовление оболочковых форм по выплавляемым моделям / И.В. Рыжков. – Харьков: Вища школа. Изд-во при Харьк. у-те, 1979. – 160 с.
2. Специальные технологии литейного производства: учеб. пособие. Ч. 2 /

под общ. ред. А.И. Евстигнеева, Е.А. Чернышова. – М.: Машиностроение, 2012. – 436 с.
3. Свиридов А.В. Изготовление оболочковых литейных форм с использованием электрофореза // Ученые записки КнАГТУ. – 2011. – № 1. – С. 61 – 66.
4. Свиридов А.В., Куриный В.В. Математическое моделирование формирования физико-механических свойств электрофоретических литейных форм. // Ученые записки КнАГТУ. – 2012. – № 2. – С. 61 – 66.
5. Евстигнеев А.И., Петров В.В., Дмитриев Э.А., Свиридов А.В. Регенерация остатков суспензий, применяемых для получения оболочковых форм методом электрофореза // Литейщик России. – 2008. – № 4. – С. 41 – 42.
6. Евстигнеев А.И., Петров В.В., Дмитриев Э.А., Свиридов А.В. О технико-экономических показателях получения оболочковых форм методом электрофореза. // Литейное производство. – 2009. – № 3. – С. 18 – 20.

УДК 669.2.02/.09; 669.04; 519.63

ИНЖЕНЕРНЫЙ ИНСТРУМЕНТАРИЙ ДЛЯ ИДЕНТИФИКАЦИИ ПАРАМЕТРОВ ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА В ПРОЦЕССАХ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

СЕВАСТЬЯНОВ Г.М.[1], ЧЕРНОМАС В.В.[2], СЕВАСТЬЯНОВ А.М.[3]

[1]Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре, akela.86@mail.ru
[2]Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, г. Комсомольск-на-Амуре, userman10@mail.ru
[3]Амурский гуманитарно-педагогический государственный университет, г. Комсомольск-на-Амуре, mamiia20@mail.ru

Рассматривается применение двух пакетов численного интегрирования дифференциальных уравнений тепломассопереноса Фурье-Кирхгофа для стационарных нелинейных краевых задач, возникающих при моделировании охлаждения и затвердевания металла в кристаллизаторах машин непрерывного литья, на примере процесса получения заготовок цилиндрического профиля из алюминиевого сплава АД31. Исследуется возможность проектирования системы охлаждения гильзы кристаллизатора на базе испарительного контура. Определены скорости вытягивания слитка, обеспечивающие для рассматриваемой конструкции кристаллизатора формирование твердой фазы заданной толщины на выходе из зоны первичного охлаждения.

Ключевые слова: непрерывное литье цилиндрических заготовок, алюминиевый сплав АД31, конечно-разностные и конечно-элементные расчетные комплексы, стационарные уравнения Фурье-Кирхгофа, математическое моделирование процессов кристаллизации.

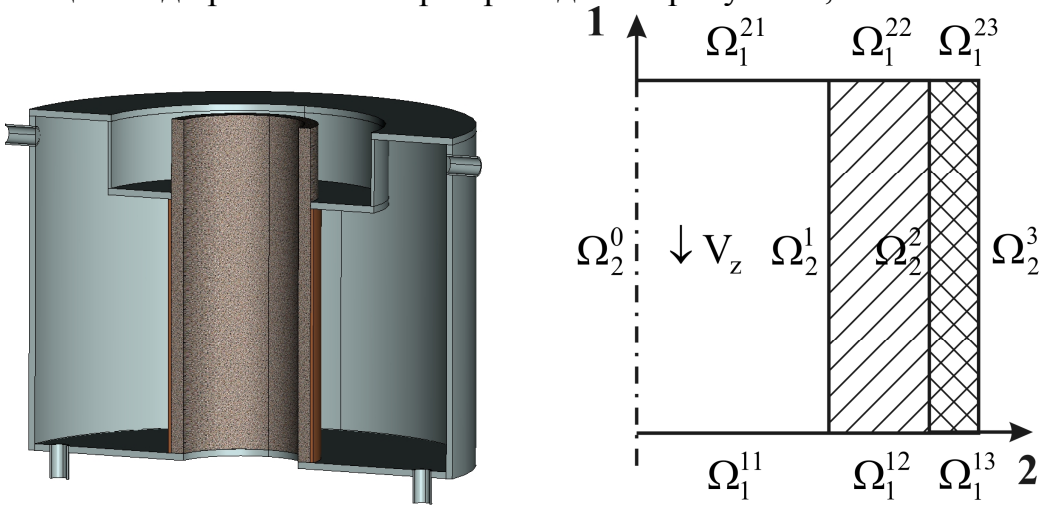
Известен способ получения заготовок из алюминиевых сплавов в установках непрерывного литья. Преимущества данного способа достаточно описаны в литературе [1]. Однако длинномерные заготовки высокого качества могут быть получены только в том случае, если соблюдается условие стационарности и непрерывности процесса, что на практике достигается далеко не всегда. Поэтому одной из основных проблем данного способа производства является проблема выбора оптимального охлаждения зоны кристаллизатора и соответствующей скорости вытягивания заготовки. Недостаточно интенсивное охлаждение может повлечь обрыв заготовки из-за малой толщины сформированной корки металла. При чрезмерно интенсивном охлаждении гильзы кристаллизатора увеличивается скорость нарастания твердой корки металла, однако при этом дендриты растут в направлении от стенки кристаллизатора к центру слитка, формируя его столбчатую структуру. В этом случае получаемая заготовка также не обладает достаточной прочностью для ее непрерывного вытягивания с достаточно высокими скоростями [2, 3].

В данной работе рассматривается следующее технологическое решение проблемы: отвод тепла от гильзы кристаллизатора осуществляется достаточно быстро посредством испарительного контура, но с использованием энергии образующегося пара избыточного давления через паровой генератор и приводную систему для вибрационного воздействия на кристаллизатор. Такое воздействие теоретически способно разрушить зоны столбчатых кристаллов, что повысит прочность образующейся корочки. Технические детали реализации данной идеи остаются за рамками работы, далее оценим только охлаждающую способность такой системы, а также связь между скоростью вытягивания слитка и толщиной корочки на выходе из зоны охлаждения.

Итак, при решении технологических задач, связанных с процессом непрерывного литья, остро встает вопрос об исследовании движения границ раздела фаз [4], а также о построении температурных полей в сечениях заготовки, необходимых для оценки возникающих в горячем состоянии термических напряжений и прогнозирования прочностных свойств формируемого непрерывно литой заготовки. Прямые экспериментальные методы исследования (такие как выливание жидкого остатка, встряхивания и др.) в данном случае затруднительны и не дают полного понимания физических процессов. Они могут лишь служить базой для проверки адекватности результатов математического моделирования. С другой стороны отметим, что упрощенные математические модели, допускающие точное аналитическое интегрирование входящих в них дифференциальных уравнений (в первую очередь – модели, основанные на предположении о линейном изменении температуры по длине заготовки [5], модели с постоянными теплофизическими параметрами, с далеким от физики процесса представлением о постоянстве скорости выделения твердой фазы на интервале кристаллизации сплава и т.д.), также оказываются малопригодны для описания реальных процессов тепломассопереноса, проходящих в рассматриваемых технических системах.

Аппарат приближенных методов вычислительной математики существенно расширяет возможности по адекватному описанию охлаждения и кристаллизации расплава. Однако в силу нелинейности граничных условий, разрывности в общем случае источниковых членов уравнений, наличие которых обусловлено выделением теплоты фазового перехода, численное разрешение указанных уравнений остается достаточно непростой задачей, требующей контроля точности решения и его верификации посредством натурного эксперимента, либо путем сравнения с решением, полученным каким-либо другим методом. Цель данной работы – во-первых, провести верификацию двух пакетов прикладных программ для расчета температурных полей и границ фазовых переходов (авторской реализации метода контрольного объема на базе конечно-разностной аппроксимации уравнений Фурье-Кирхгофа и конечно-элементного пакета Elmer FEM (http://www.csc.fi/ english/pages/elmer)) путем сопоставления решений упомянутой модельной задачи об охлаждении и затвердевании расплава в кристаллизаторе непрерывного литья; во-вторых – исследовать возможность применения испарительного контура в качестве системы охлаждения.

*Постановка задачи и математическая формулировка***.** Рассматривается затвердевание цилиндрического слитка из алюминиевого сплава АД31 (ГОСТ 23855-79) сечением 190 мм в кристаллизаторе для непрерывного литья. Гильза кристаллизатора выполнена в виде полого цилиндра внутренним диаметром D = 190 мм и высотой охлаждаемой части H = 2D = 380 мм, толщина стенки гильзы h_1 = 20 мм. Материал гильзы – графит, гильза вставлена в узел кристаллизатора, выполненный из меди. Толщина медной стенки h_2 = 5 мм. Общий вид кристаллизатора приведен на рисунке 1, а.



а б

а – 3-D модель; б – 2-D проекция расчетной области

Рисунок 1 – Схема кристаллизатора

Расплав поступает в кристаллизатор при температуре $\theta_0 = 670$ °C. Вытягивание слитка происходит с постоянной скоростью V_Z Процесс стационарный. Медная стенка охлаждается посредством кипения воды в достаточно большом объеме, образовавшийся пар отводится через запорные клапаны так, что давление в этом объеме составляет 10 атмосфер. Потеря массы теплоносителя компенсируется ее подачей через подводящие клапаны.

Распределение температур в системе подчиняется уравнению тепломассопереноса Фурье-Кирхгофа:

$$c \cdot \rho \cdot \frac{D\theta}{D\tau} = \mathrm{div}(\lambda \cdot \mathrm{grad}\theta) + P, \qquad (1)$$

где P – источник, обусловленный фазовым переходом.

В цилиндрической системе координат (r, φ, z) с учетом осевой симметрии и стационарности процесса

$$\frac{\partial\theta}{\partial\tau} = 0,\ \frac{\partial r}{\partial\tau} = \frac{\partial\phi}{\partial\tau} = 0 \Rightarrow \frac{D\theta}{D\tau} = \frac{\partial\theta}{\partial\tau} + \frac{\partial\theta}{\partial x_i}\frac{\partial x_i}{\partial\tau} = \frac{\partial\theta}{\partial z}\frac{\partial z}{\partial\tau} = V_z \cdot \frac{\partial\theta}{\partial z},$$

$$\frac{\partial\theta}{\partial\phi} = 0 \Rightarrow \mathrm{div}(\lambda \cdot \mathrm{grad}\theta) = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r}\left(\lambda \cdot r \cdot \frac{\partial\theta}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda \cdot \frac{\partial\theta}{\partial z}\right),$$

$P = \rho \cdot L \cdot V_z \cdot \frac{d\psi}{d\theta} \cdot \frac{\partial\theta}{\partial z}$, $\psi(\theta)$ – массовая доля твердой фазы в двухфазной среде при температуре θ, уравнение (1) примет вид:

$$\rho \cdot V_z \cdot \frac{\partial\theta}{\partial z} \cdot \left(c - L \cdot \frac{d\psi}{d\theta}\right) = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r}\left(\lambda \cdot r \cdot \frac{\partial\theta}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda \cdot \frac{\partial\theta}{\partial z}\right). \qquad (2)$$

Уравнение (2) замыкается граничными условиями (рисунок 1, б):

1) $q_2\big|_{\Omega_2^0} = 0$ – ось симметрии;

2) $q_1\big|_{\Omega_1^{12}} = q_1\big|_{\Omega_1^{13}} = q_1\big|_{\Omega_1^{22}} = q_1\big|_{\Omega_1^{23}} = 0$ – теплоизолированные поверхности;

3) $q_1\big|_{\Omega_1^{11}} = 0$ – охлаждение слитка вне кристаллизатора отсутствует (по крайней мере, в непосредственной близости от него),

4) $\theta\big|_{\Omega_1^{21}} = \theta_0$ – на входе в кристаллизатор металл имеет определенную фиксированную температуру заливки (справедливо при достаточно высоких числах Пекле).

5) $q_2\big|_{\Omega_2^3} = \left(\alpha \cdot (\theta\big|_{\Omega_2^3} - \theta_{env})\right)^3$ – теплоотдача с вертикальной поверхности при кипении жидкости в большом объеме, коэффициент

$$\alpha = 0.075 \cdot \left(1 + 10 \cdot \left(\frac{\rho''}{\rho' - \rho''}\right)^{2/3}\right) \cdot \left(\frac{\rho' \cdot \lambda^2}{\mu\sigma \cdot \theta_{env}}\right)^{2/3}, \qquad [6],$$

где $\rho' = 886{,}92$ кг / м^3 – плотность воды;

$\rho'' = 5{,}16$ кг / м^3 – плотность водяного пара;

$\lambda = 0{,}676$ Вт / (м · °С) – коэффициент теплопроводности;

$\mu = 1{,}493 \cdot 10^{-4}$ Н · с / м^2 – динамическая вязкость;

$\sigma = 42{,}19 \cdot 10^{-3}$ Н / м – поверхностное натяжение;

$\theta_{env} = 180$ °С – температура теплоносителя;

Все параметры относятся к жидкой фазе воды при температуре насыщения θ_{env} и давлении 10 атмосфер по данным [7]; при указанных параметрах числовое значение коэффициента $\alpha = 7{,}0512$.

Контактные условия на границах Ω_2^1 и Ω_2^2 раздела «слиток – графитовая гильза» и «графитовая гильза – медная оболочка» соответственно (модель идеального контакта):

$$q_2\big|_{\Omega_2^1+} = q_2\big|_{\Omega_2^1-},\ \theta\big|_{\Omega_2^1+} = \theta\big|_{\Omega_2^1-} \text{ и } q_2\big|_{\Omega_2^2+} = q_2\big|_{\Omega_2^2-},\ \theta\big|_{\Omega_2^2+} = \theta\big|_{\Omega_2^2-}$$

(знаки «+» и «–» означают приближение к границе справа и слева соответственно).

Теплофизические параметры материалов.

Графит: коэффициент теплопроводности

$$\lambda(\theta) = 135{,}05 - 18{,}225 \cdot (\theta / 100) + 1{,}0625 \cdot (\theta / 100)^2 \text{ Вт} / \left(\text{м} \cdot °\text{С}\right).$$

Медь: коэффициент теплопроводности

$$\lambda(\theta) = 402{,}73 - 0{,}073 \cdot \theta \text{ Вт} / \left(\text{м} \cdot °\text{С}\right).$$

Алюминиевый сплав АД31:

– плотность $\rho = 2700$ кг / м^3;

– удельная массовая теплоемкость $C = 1100$ Дж / (кг · °С);

– удельная по массе скрытая теплота кристаллизации $L = 0{,}38 \cdot 10^6$ Дж / кг;

– температура ликвидус $\theta_{liq} = 653{,}26$ °С, температура солидус $\theta_{sol} = 614{,}95$ °С;

– коэффициент теплопроводности, Вт / (м · °С)

$$\lambda(\theta) = \begin{cases} 120 & \Leftrightarrow \quad \theta > \theta_{liq} \\ 200 - 80 \cdot (\theta - \theta_{sol}) / (\theta_{liq} - \theta_{sol}) & \Leftrightarrow \quad \theta \in [\theta_{sol}; \theta_{liq}]; \\ 200 & \Leftrightarrow \quad \theta < \theta_{sol} \end{cases}$$

влиянием конвективного тепломассопереноса в жидком ядре слитка на эффективную теплопроводность расплава пренебрегается (в силу малых характерных размеров жидкой области, относительно высокой кинематической вязкости алюминиевого расплава и, следовательно, невысоких значений

числа Релея).

Химический состав сплава приведен ниже:

Al	Mg	Si	Fe	Cu/Mn/Zn/Ti/Cr	прочие примеси
баланс	0,9 %	0,52 %	< 0,35 %	< 0,1 % (каждого)	< 0,1 % (в сумме)

В данной работе функция выделения твердой фазы $\psi(\theta)$ строится на основе анализа псевдобинарной диаграммы состояния $Al - Mg_2Si$ (как основного легирующего компонента) [8]. Массовое содержание Mg_2Si – 1,42 % – определяет положение сплава на диаграмме. По правилу рычага получен набор значений функции, который затем с достаточной точностью был аппроксимирован зависимостью вида $\psi(\theta) = 1{,}176 - \dfrac{7{,}9296}{660{,}0 - \theta}$.

Численное решение. В силу осевой симметрии задача двумерная, расчетная область включает в себя слиток, графитовую гильзу и медную оболочку кристаллизатора и представляет собой цилиндрический сектор произвольного угла развертки (рисунок 1, б). Для дальнейшего решения расчетная область разбивается на сеточные элементы. В случае конечно-разностного решения обе части уравнения (2) проинтегрируем по объему V для каждого элемента и запишем в виде $\rho \cdot V \cdot V_z \cdot \left(c \cdot \dfrac{\partial \theta}{\partial z} - L \cdot \dfrac{\partial \psi}{\partial z} \right) = -\int_V \mathrm{div}\, q \; dV$, $q = -\lambda \cdot \mathrm{grad}\theta$ – плотность теплового потока.

Будем ассоциировать каждому контрольному объему температуру $\theta_{i,j}$ (i,j – сеточные координаты элемента). Используем конечно-разностную запись производных; для конвективного члена в левой части используем разности против потока, так как числа Пекле достаточно большие ($Pe = c\rho V_z D / \lambda$ для рассматриваемых задач составляет порядка нескольких десятков); для диффузионного члена в правой части используем центральные разности. Получим для элементов в области слитка:

$$A_{i,j} \cdot \left(c_{i,j} \cdot (\theta_{i+1,j} - \theta_{i,j}) - L \cdot (\psi(\theta_{i+1,j}) - \psi(\theta_{i,j})) \right) =$$

$$= t12_{i,j} \cdot (\theta_{i+1,j} - \theta_{i,j}) - t11_{i,j} \cdot (\theta_{i,j} - \theta_{i-1,j}) + t22_{i,j} \cdot (\theta_{i,j+1} - \theta_{i,j}) - t21_{i,j} \cdot (\theta_{i,j} - \theta_{i,j-1})$$

где $A_{i,j} = 2 \cdot \rho_{i,j} \cdot V_{i,j} \cdot V_z / (\Delta z_{i,j} + \Delta z_{i+1,j})$, а коэффициенты t рассчитываются исходя из геометрических размеров элементов, значения эффективного коэффициента теплопроводности между двумя соседними элементами (для однородных элементов определяется как среднее арифметическое, для разнородных, прилегающих к контактной границе, – как среднее гармоническое коэффициентов теплопроводности каждого из них) и условий контакта [9]; преобразуем к виду:

$$\theta_{i,j} = k1 \cdot \psi(\theta_{i,j}) + k2, \qquad (3)$$

где $k1 = \dfrac{-A_{i,j} \cdot L}{-A_{i,j} \cdot c_{i,j} + t12_{i,j} + t11_{i,j} + t22_{i,j} + t21_{i,j}}$;

$$k2 = \frac{\begin{array}{c} A_{i,j} \cdot L \cdot \psi(\theta_{i+1,j}) - A_{i,j} \cdot c_{i,j} \cdot \theta_{i+1,j} + \\ +t12_{i,j} \cdot \theta_{i+1,j} + t11_{i,j} \cdot \theta_{i-1,j} + t22_{i,j} \cdot \theta_{i,j+1} + t21_{i,j} \cdot \theta_{i,j-1} \end{array}}{-A_{i,j} \cdot c_{i,j} + t12_{i,j} + t11_{i,j} + t22_{i,j} + t21_{i,j}};$$

для элементов в области кристаллизатора ($A_{i,j} = 0$):

$$\theta_{i,j} = \frac{t12_{i,j} \cdot \theta_{i+1,j} + t11_{i,j} \cdot \theta_{i-1,j} + t22_{i,j} \cdot \theta_{i,j+1} + t21_{i,j} \cdot \theta_{i,j-1}}{t12_{i,j} + t11_{i,j} + t22_{i,j} + t21_{i,j}}. \qquad (4)$$

Уравнения вида (3) или (4) составляются для каждого элемента сетки. При этом в правой части (4) не содержится температуры элемента $\theta_{i,j}$ (за исключением элементов на границе Ω_2^3, для которых один из коэффициентов t в силу нелинейности граничного условия эту температуру содержит). Такие уравнения по сути представляют собой просто выражения для прямого пересчета. В отличие от них уравнения (3) и часть (4) (на границе Ω_2^3) являются полиномиальными уравнениями, решение которых $\theta_{i,j}$ нужно находить.

В целом указанная система из нелинейных уравнений, число которых равно числу элементов сетки, решается методом релаксаций, а найденные дискретные значения температур в элементах представляют собой приближенное решение исходной дифференциальной задачи. При этом новое найденное после решения уравнения (вида (3) или (4)) и процедуры релаксации значение $\theta_{i,j}$ используется в уравнениях для соседних элементов.

Реализация конечно-разностного расчета по описанной методике проведена на языке Fortran 90 (компилятор Intel Visual Fortran 6.0). Критерий окончания расчета – $\max_{i,j} \left| \theta_{i,j}^{(k+1)} - \theta_{i,j}^{(k)} \right| \le 10^{-4}$, k – номер итерации.

В случае конечно-разностной аппроксимации была использована сетка из 27550 элементов (из них 18050 – в заготовке), сетка неравномерная прямоугольная, с существенным сгущением к границе Ω_2^3. Для расчета в конечно-элементном пакете Elmer FEM использована сопоставимая равномерная треугольная сетка (20818 элементов в заготовке, общее число 25794).

В обоих случая расчеты проводились на ЭВМ с процессором Intel Core2 Quad Q9550 с частотой ядра 2,83 ГГц (без использования многоядерности). Вычислительные затраты для достижения заданной точности в Elmer FEM составляют 304 секунды (параметр релаксации в итерациях по нелинейности 0,5), в конечно-разностной реализации – 50 секунд (параметр релаксации 1,25). В обоих случаях использованы наибольшие коэффициенты релаксации, при которых достигается сходимость численного расчета. Достаточно существенная разница в вычислительных затратах по всей видимости объясняется как раз различием в этих коэффициентах.

На рисунке 3 представлены изолинии температур ликвидус и солидус (черный цвет соответствует полностью затвердевшим участкам, темно-серый

– двухфазной зоне), полученные численным расчетом по конечно-разностной схеме (на рисунках далее обозначена «FDM»); результаты, полученные в Elmer FEM визуально неотличимы и отдельно не приведены. Все результаты на рисунках соответствуют скорости вытягивания слитка, равной 0,375 м/мин. На рисунке 4, а – распределения температур по радиусу в зоне выхода слитка из кристаллизатора, полученные обеими программами (граничные поверхности Ω_1^{11}, Ω_1^{12} и Ω_1^{13} расчетной области). На рисунке 4, б – распределения температур по высоте на внешней поверхности медной стенки кристаллизатора, полученные обеими программами (граничная поверхность Ω_2^3 расчетной области); красным цветом обозначены значения, полученные в Elmer FEM.

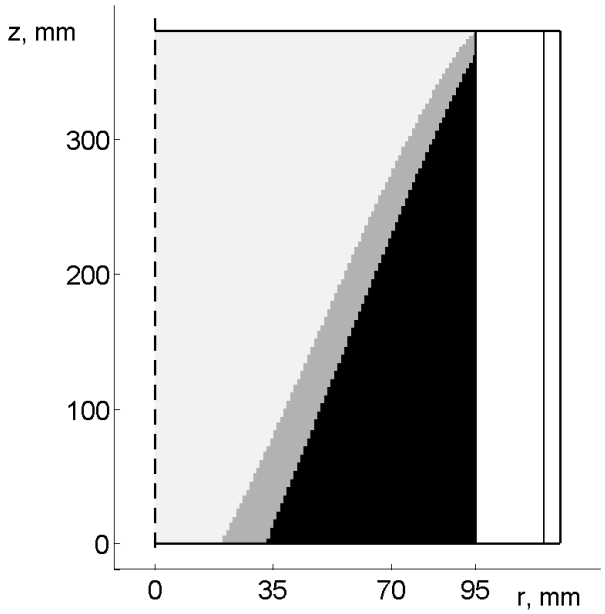
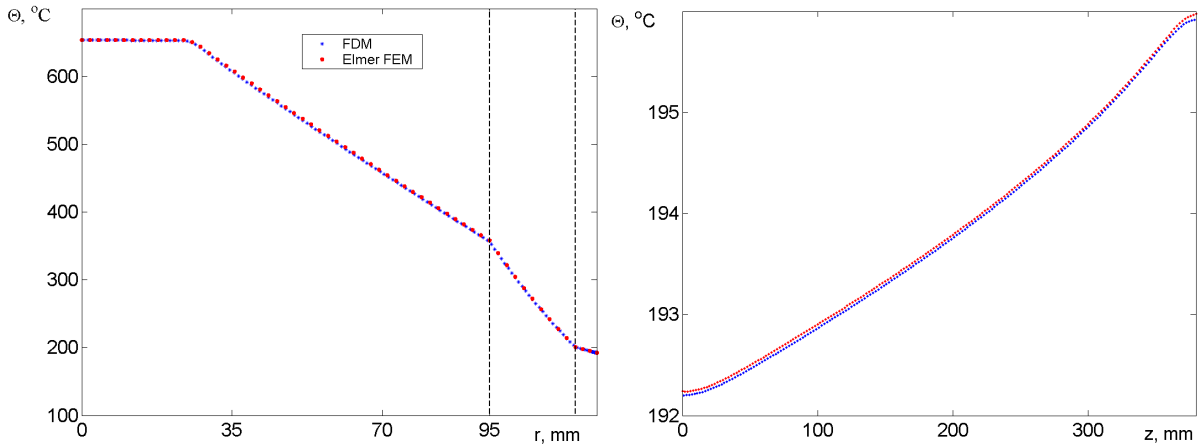


Рисунок 3 – Стационарные температурные зоны слитка



а – на поверхностях Ω_1^{11}, Ω_1^{12} и Ω_1^{13}; б – по высоте поверхности Ω_2^3.

Рисунок 4 – Распределение температур

Одним из основных критериев оценки точности численного решения в задачах теплообмена является величина невязки между мощностью изменения внутренней энергии системы и мощностью теплообмена с внешней средой. Для рассмотренной задачи этот баланс можно записать в виде:

$$D\cdot\int_0^H\left(\alpha\cdot(\theta|_{\Omega_2^3}(z)-\theta_{env})\right)^3\,dz=2\rho\cdot|V_z|\cdot\int_0^{D/2}\left(L\cdot\psi(\theta|_{\Omega_1^{11}}(r))+c\cdot(\theta_0-\theta|_{\Omega_1^{11}}(r))\right)\cdot r\,dr\,. \quad (5)$$

Проверка полученных численных решений показала, что величины, стоящие в левой и правой частях (5), различаются менее чем на 1,5 %.

Отметим, что максимальная плотность теплового потока через границу Ω_2^3 остается существенно ниже (не более 50 %) критической плотности [10]

$$q_{кр}=0.15\cdot\Delta H_{vap}\cdot(\rho'')^{1/2}\cdot\left(g\cdot\sigma\cdot(\rho'-\rho'')\right)^{1/4},$$

где $\Delta H_{vap}=2{,}014\cdot10^6$ Дж / кг – удельная теплота парообразования;

g – ускорение свободного падения;

$q_{кр}\approx 3$ МВт / м^2.

Это означает, что процесс достаточно устойчив к неконтролируемым случайным факторам (повышение температуры заливки, изменение скорости вытяжки и т.д.) и режим кипения в испарительном контуре не изменится на пленочный.

Библиографический список

1. M. Ferry. Direct strip casting of metals and alloys. Woodhead Publishing Limited, Cambridge, UK & CRC Press LLC, New York, USA, 2006, 275 pp.
2. J. Sengupta, B.G. Thomas, M.A. Wells. The use of water cooling during the continuous casting of steel and aluminum alloys // Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, Volume 36, Issue 1, pp. 187–204.
3. S. Benum, D. Mortensen, H. Fjaer. Prediction of boundary conditions and hot spots during the start-up phase of an extrusion ingot casting. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, FRG, 2006, 275 pp.
4. Ливанов В.А., Габидуллин Р.М., Шипилов В.С. Непрерывное литье алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1977. – 168 с.
5. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М: Энергоатомиздат, 1984. – 124 с.
6. Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. М: Энергия, 1977. – 344 с.
7. Варгафтик Н.Б. Справочник по теплофизическим свойствам газов и жидкостей. – М: Наука, 1972. – 721 с.
8. J. Zhang, Z. Fan, Y.Q. Wang, B.L. Zhou. Equilibrium pseudobinary $Al-Mg_2Si$ phase diagram // Materials Science and Technology, 2001, Volume 17, pp. 494 – 496.

9. Севастьянов Г.М., Севастьянов А.М., Одиноков В.И. Об одной начально-краевой задаче теплопроводности в системе с фазовыми переходами // Математическое моделирование. – 2013. – Т. 25. – № 3. – С. 119 – 133.
10. Кутателадзе С.С., Накоряков В.Е. Тепломассообмен и волны в газожидкостных системах. – Новосибирск: Наука, 1984. – 302 с.

УДК 621.791

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОДОГРЕВА И НЕПОСРЕДСТВЕННОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ ПРИ СВАРКЕ СТАЛЬНЫХ КОРПУСНЫХ КОНСТРУКЦИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Бахматов П.В., Тишкова Е.Е., Бажин В.И.

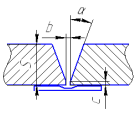
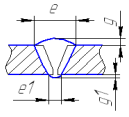
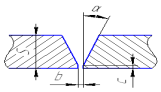
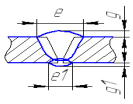
Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет, г. Комсомольск-на-Амуре, E-mail: mim@knastu.ru

Сварка протяженных сварных соединений обычно сопровождается образованием остаточных напряжений и, как следствие, деформацией сварных конструкций, приводящей к отклонению ее размеров от чертежных и потере эстетического вида. Процесс образования и величина внутренних напряжений в сварных соединениях связаны с параметрами термического цикла сварки, техники и технологии выполнения сварных соединений с применением оснастки и механического оборудования. Кроме того, остаточные напряжения необходимо рассматривать как один из факторов теплофизических и металлургических процессов, происходящих при сварке, точнее при кристаллизации и в момент остывания сварного шва. Рассмотрим этот процесс на примере автоматической сварки под слоем флюса АН-42 пластин из судостроительной конструкционной стали Д36 толщиной 12 мм проволокой Св10НГА диаметром 2 мм. На основании ГОСТ 8713-79 «Сварка под флюсом. Сварные соединения» стыковые соединения с такой толщиной, при сварке на весу, должны свариваться односторонним швом с разделкой двух кромок по С18 или С21. Площадь основного металла в составе шва и наплавленного металла для этих соединений в процентном содержании приведены в таблице 1.

Как видно из таблицы 1 с увеличением толщины металла, увеличивается общая площадь наплавленного металла. Чем больше толщина металла, тем больше разделка кромок. Это связано с тем, что при односторонней сварке невозможно обеспечить качественное проплавление и формирование обратной стороны корня шва, последующая операция сварки сводится к заполнению образованной разделки. Следовательно, свойства сварного соединения в основном определяются свойствами наплавленного металла, а не свойствами основного металла.

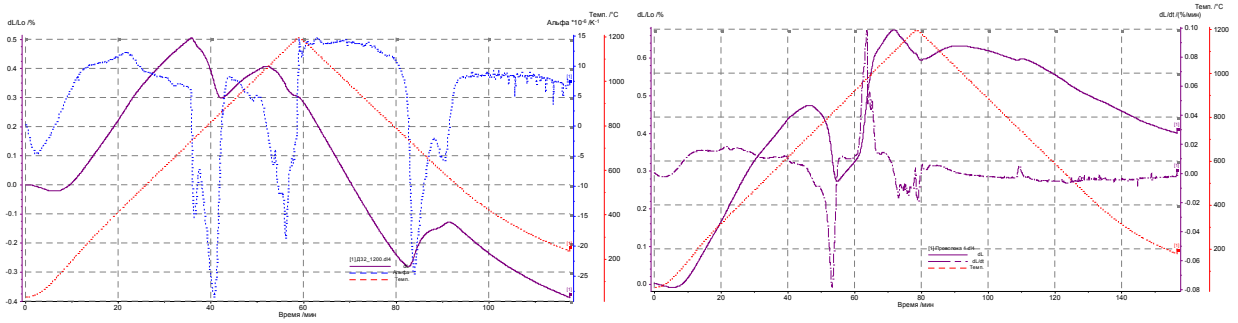
Таблица 1 – Площадь основного металла в составе шва и наплавленного металла

в миллиметрах

Условное обозначение	Конструктивные элементы		Геометрический параметр шва, мм				Площадь $мм^2$ (%)		
	Подготовка кромок	Сварной шов	S	e	g	c	Общая площадь	Основной металл в составе шва	Наплавленный металл
C18			8	18	1,5	2	63,5	7,9 (12,4)	55,6 (87,6)
			12	22	2	3	128.5	21,2 (16,5)	107,3 (83,5)
			30	30	2	5	430.2	26,3 (6,1)	403,9 (93,9)
C21			8	17	1,5	2	78.4	7,7 (9,8)	70,7 (90,2)
			12	20	2	2	134.2	17,1 (12,7)	117,1 (87,3)
			30	37	2,5	4	542.2	35,6 (6,6)	506,6 (93,4)

Для понимания процесса образования остаточных напряжений построим совокупную диаграмму распределения температурных полей по схеме линейного быстродвижущегося источника на поверхности полубесконечной пластины с наложением дилатограмм основного металла и проволоки на дилатометре DIL 402 PC (нагрев до 1200 °С, охлаждение 20 °С/мин) стали D36 и наплавленного металла размерами 5×5×25 мм (рисунок 2).

Фазовые превращения в основном металле при охлаждении проходят в температурном интервале 727 – 550 °С. При охлаждении наплавленного металла фазовые превращения начинаются с 750 °С и заканчиваются при 725 °С. Совокупный график, построенный по результатам дилатометрических данных и изотерм, построенных по методике Рыкалина [5] по схеме линейного быстродвижущегося источника на поверхности полубесконечного тела представлен на рисунке 3.



а б

Рисунок 2 – Дилатограммы стали Д36 (а) и наплавленного металла (б)

Как видно из рисунка 3 начало и конец фазовых превращений наплавленного металла происходит раньше, чем в основном металле. Объем основного металла, участвующего в фазовых превращениях, в 4 раза больше, чем наплавленного. Наибольшая градация в условиях протекания полиморфных механизмов наблюдается в зоне сплавления (зона соединения основного и присадочного материалов), что металлографически подтверждается структурной неоднородностью.

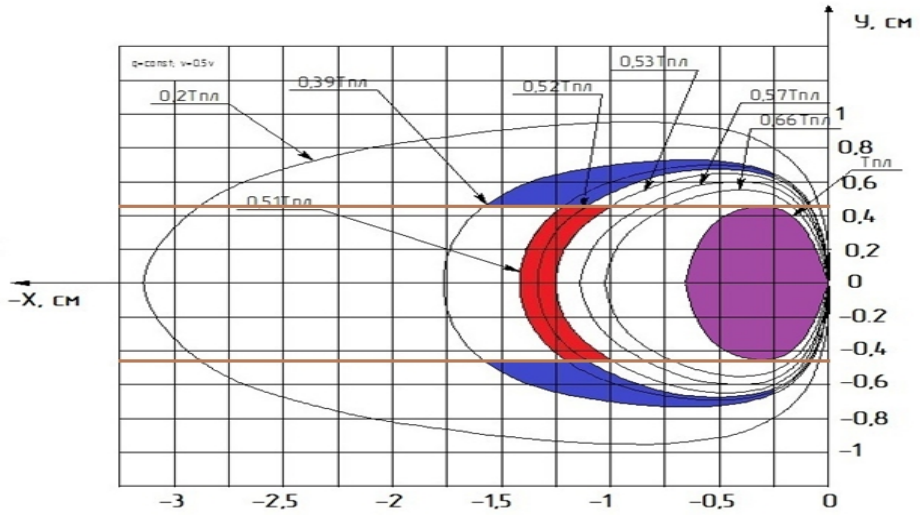


Рисунок 3 – Совокупный график, построенный по результатам дилатометрии основного и присадочного материала и построения изотерм

Поэтому, в случае невозможности для крупногабаритных судостроительных секций снятия остаточных напряжений методом общего отпуска можно предложить два мероприятия:

1) Подбор сварочной проволоки близкой по химическому составу и механическим свойствам к основному металлу, либо совместное изготовление основного и присадочного материала на металлургическом производстве (из одной разливки) и их совместная поставка.

2) Использование совместного метода сварки и термообработки с целью обеспечения равномерного охлаждения по заданной программе.

Второй вариант наиболее пригоден для судостроения.

Цель исследования: выявить возможность устранения структурных неоднородностей путем сопутствующей термообработки в условиях формообразования корня шва и программируемых параметров фазовых превращений при кристаллизации сварного соединения для снижения внутренних напряжений и деформации.

Для реализации поставленной цели решались следующие задачи:

– отработка технологии получения керамических подкладок, используемых для формообразования корня шва;

– оптимизация режимов сварки и термообработки односторонних однопроходных сварных соединений на керамических подкладках с возможностью предварительного нагрева и программируемого охлаждения сварного

соединения;

– исследование структуры и свойств (деформаций и прочностных характеристик) сварных соединений полученных по разработанной и базовой (двухсторонней на весу без термообработки) технологии и сравнение полученных результатов;

– исследование влияния термического цикла сварки (ТЦС) на структуру и свойства сварного соединения с учетом дилатометрических кривых.

Методика экспериментальных исследований

Для сравнения традиционной (двухсторонней на весу и односторонней однопроходной без последующей термообработки) и разработанной (односторонней однопроходной с программируемой термообработкой формируемого сварного шва) технологии автоматической сваркой под слоем флюса выполнены пять соединений из стали D36 по режимам указанным в таблице 2.

Таблица 2 – Режимы сварки образцов

№ образца	Вид сварки	Сварочный ток, А	Напряжение, В	Скорость сварки, см/мин	Температура нагрева, °С	Режимы источника нагрева, А (В)	Схема сварки
Разработанная технология							
1	С подогревом на подкладке	206–257	29,9	89	500	34 (54)	а
2	С подогревом на подкладке	240–280	30–31	80–90	780	69 (60)	а
Традиционная технология							
3	Двухсторонний	210–230	29–29	90–88	-	-	в
4	Без подогрева, на подкладке	230–290	30–31	85	-	-	б
5	Двухсторонний	190–180	26–28	58	-	-	в

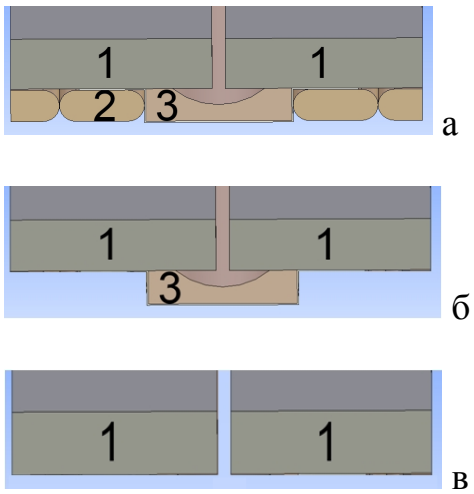
Все образцы имели общий размер 400×250×6 мм, образец № 5 имел толщину 4 мм. Образца собирались на технологических планках с проставлением двух коротких прихваток с обратной стороны шва. Сборка образцов 1, 2 и 4 производилась по узлу С4 ГОСТ 8713-79 на плоских керамических подкладках. При сварке образцов 1 и 2 использовались подогревательные керамические коврики, мощностью 1,35кВт (рисунок 4). Образцы 3 и 5 изготовлены по узлу С7 ГОСТ 8713-79. Сварка всех образцов выполнялась проволокой Св-10ГНА под флюсом АН-42 автоматом ESAB A2 multitrack в сочетании с источником питания LAF 631.

Для определения механических свойств сварных соединений проведены следующие испытания согласно ГОСТ6996-66:

а) испытание металла различных участков сварного соединения и наплавленного металла на ударный изгиб (на надрезанныхобразцах);

б) измерение твердости металла различных участков сварногосоединения и наплавленного металла;

в) испытание сварного соединения на статическое растяжение.



1 – сталь Д36; 2 – подогревающие коврики; 3 – керамические подкладки
а – соединение для односторонней сварки с подогревом; б – соединение для односторонней сварки без подогрева; в – соединение для двухсторонней сварки без подогрева на весу

Рисунок 4 – Соединение под сварку при подогреве

Образцы для проведения механических испытаний сварных соединений вырезаны при помощи гильотинных ножниц. Внешний вид образца для испытания на статическое растяжение, соответствует типу XII по ГОСТ 6996-66, имеет размеры 18×250×6 мм и 15×250×4 мм. Испытания на статическое растяжение выполнялись на универсальной электромеханической машине Instron 3382. При испытаниях на ударную вязкость использовался маятниковый копер марки JB-300B. Испытание металла различных участков сварного соединения и наплавленного металла на ударный изгиб проводился на надрезанных образцах, соответствующих номеру VII по ГОСТ 6996-66. Запас потенциальной энергии маятника-150Дж. Для измерения твердости использовался твердомер HR-150A, точки проверки расположил по диагонали через ось шва, с лицевой и обратной стороны с шагом 1,5 мм и по сечению сварного шва. Результаты определялись по шкале HRA. Замер деформаций выполнял бухтиномером БМ 3. Для определения величины деформации на поверхности образцов была нанесена сетка с шагом 20 мм. Образцы для изучения микро и макрошлифа изготавливались путем шлифования и полирования на станке марки Buehler модели EcoMet 250 Pro. После полировки образцы подвергались травлению в 5 %-ом спиртовом растворе HNO_3 в течение 6 с. Для фрактографии использовался сканирующий электронный микроскоп с термоэмиссией Hitachi S-3400N. При изучении изломов образцов после испытания на ударную вязкость использовалось увеличение в 50 и 100 раз. Исследование структуры производились на инвертированном металлургическом микроскопе Nikon ECLIPSE MA200. Исследование структуры сварного соединения производили по схеме зон исследований, указанной на рисунке 5.

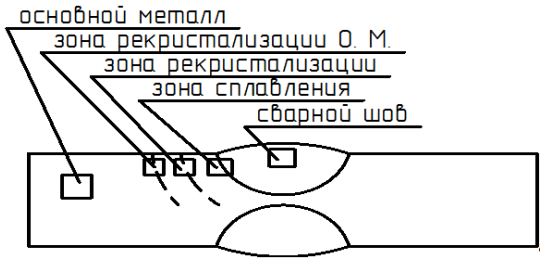
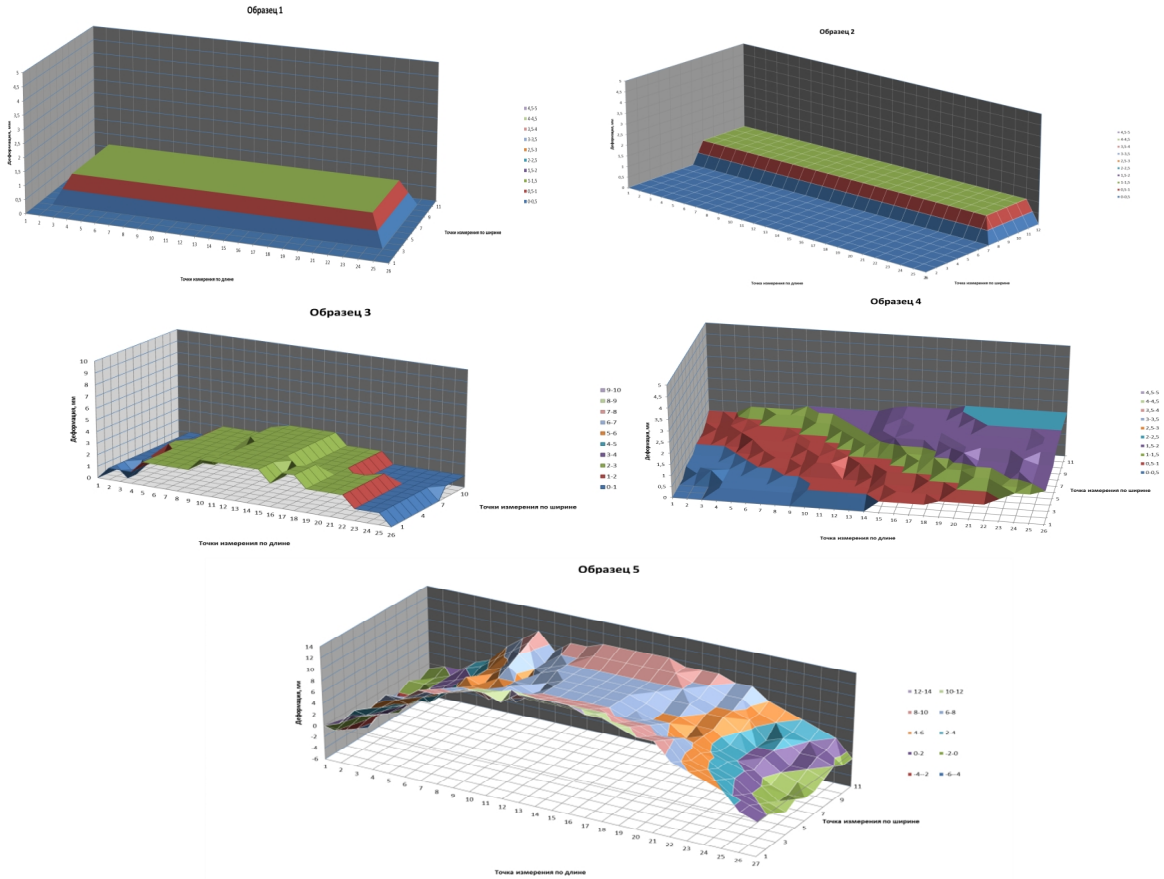


Рисунок 5 – Места исследования образца

Результаты исследований

Общий вид деформации образцов представлен на рисунке 6.



а – образец 1; б – образец 2 ; в – образец 3; г – образец 5; д – образец 4

Рисунок 6 – Деформация сваренных образцов

Результаты испытаний образцов на ударную вязкость, Дж/см^2: образец № 1 – 64,43, № 2 – 20,64, № 3 – 25,45, № 4 – 42,6, № 5 – 38,4.

По результатам можем наблюдать, что образец № 1 имеет наивысший показатель.

Результаты испытаний на растяжение представлены на рисунке 7.

Образцы 3.1, 3.2, 5.1, 5.2 разорвались по основному металлу, в отличие от других.

Результаты замеров твердости приведены на рисунке 8, где наблюдается, что у образцов 1 и 2 твердость меньше, чем у остальных.

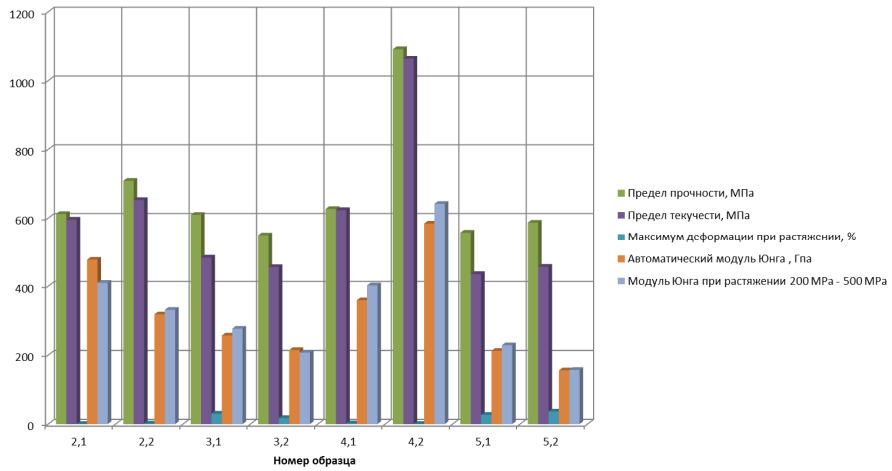


Рисунок 7 – Механические свойства сварных образцов

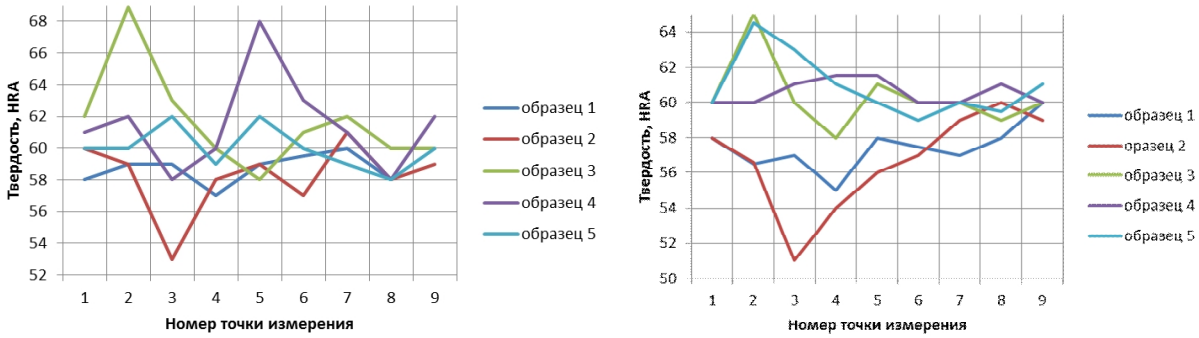


Рисунок 8 – Распределение твердости по поверхности сварного соединения: а – с лицевой стороны; б – с обратной стороны

Измерение твердости по сечению шва. Данные замеров приведены на рисунке 9

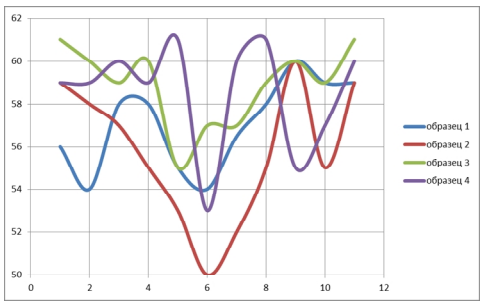


Рисунок 9 – Результаты измерения твердости по сечению сварных соединений

Исследование микроструктуры сварных соединений. После изучения структуры стали под увеличением можем наблюдать сильно отличающуюся мелкозернистую структуру на образцах 1 и 2, которые были сварены с применением подогревающих ковриков.

ЭКОНОМИКА И УПРАВЛЕНИЕ НА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЯХ

УДК 005.963:662.74

ИНТЕГРАЦИЯ СИБГИУ–ЕВРАЗ ЗСМК В СФЕРЕ ПОВЫШЕНИЯ КВАЛИФИКАЦИИ ПЕРСОНАЛА

Полях О.А. Галевский, Г.В., Павлович Л.Б.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, kafcmet@sibsiu.ru

Проведена оценка интеграционных процессов взаимодействия высшего профессионального образования и производственной сферы: СибГИУ–ЕВРАЗ ЗСМК. Показана актуальность развития и сохранения инженерно-технологических компетенций специалистов коксохимического производства. Приведены результаты освоения обучающей программы: итоги компьютерного тестирования и анкетирования слушателей.

Ключевые слова: Подготовка управленческих кадров, инженерно-технологические компетенции, компьютерное тестирование.

Стремительное развитие наукоёмких технологий, увеличение доли междисциплинарных исследований оказывают серьёзное влияние на роль инженера (специалиста) в высокотехнологической промышленности. Возникают технологические потребности владения более широким спектром ключевых компетенций, чем освоение узкоспециализированных профессиональных и специальных дисциплин. Важнейшей задачей подготовки специалистов является формирование нужных для предприятия компетенций, позволяющих развивать инновационную восприимчивость, а также создавать его потенциал. Создание информационного канала знаний об инновационных технологиях в профессиональной сфере направлено на развитие предприятия.

В апреле-мае 2014 года в Сибирском государственном индустриальном университете (СибГИУ) реализован проект «Школа коксохимического производства», представляющий собой программу повышения квалификации специалистов КХП ОАО «ЕВРАЗ Объединённый Западно-Сибирский металлургический комбинат» (ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК») «Современные направления совершенствования и развития коксохимического производства». Совместная деятельность комбината и университета направлена на сохранение и развитие инженерно-технологических компетенций молодых специалистов ЕВРАЗ ЗСМК, имеющих опыт практической работы на производстве.

Первый этап – теоретическое обучение, осуществлялся ведущими профессорами и доцентами Сибирского индустриального университета и завершился итоговым компьютерным тестированием. Второй этап обучения

предполагает применение новых знаний уже на практике под руководством экспертов (лучших в профессии, авторитетных специалистов предприятия), работающих на ЕВРАЗ ЗСМК. После окончания курса, каждый из слушателей будет защищать и реализовывать свой собственной проект, направленный на решение определенной проблемы в той или иной сфере деятельности.

Программа повышения квалификации инженерно-технического персонала ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» включает 80 часов аудиторных занятий по 11 разделам:

– «Современное состояние производства кокса»;

– «Технология подготовки шихты и углеобогащения»,

– «Современные технические решения пылеулавливания в коксохимическом производстве»;

– «Улавливание и переработка химических продуктов обогащения»;

– «Экологические проблемы коксохимического производства»;

– «Оборотное водоснабжение и очистка сточных вод»;

– «Энергоэффективность и учёт энергетических ресурсов в коксохимическом производстве»;

– «Основы экономики коксохимического производства»;

– «Природоохранное законодательство коксохимического производства»;

– «Современное состояние автоматизации технологических процессов коксохимического производства»;

– «Управление качеством продукции в коксохимическом производстве».

Для итоговой аттестации слушателей программы разработаны тестовые задания «Современные направления совершенствования и развития коксохимического производств». Целью создания банка тестов является обеспечение возможности контроля знаний в форме обычного («бумажного») или компьютерного тестирования в системе компьютерного тестирования СибГИУ, работающей в рамках корпоративной сети. Путем тестирования по соответствующим разделам может проводиться аттестация знаний (итоговая аттестация), самостоятельная работа обучающихся в так называемом режиме «тренировки» [1, 2].

Основными задачами контроля знаний в форме тестирования являются:

– усвоение и закрепление знаний по программе;

– создание информационной базы, отражающей уровень подготовки обучающихся или ее динамики при неоднократном тестировании;

– развитие у обучающихся навыков работы с тестовыми системами;

– гарантия личного выполнения заданий благодаря обязательной регистрации пользователя и текущему мониторингу.

Тестовые задания составлены в виде текстового документа (файла формата RTF в текстовом редакторе Word), импортированного в модуль «Ба-

за вопросов» системы компьютерного тестирования ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет». Банк тестов включает в себя 400 заданий по 11 разделам программы.

Каждое тестовое задание характеризуется принадлежностью к определенному разделу (теме), а также категорией, что позволяет производить дополнительную дифференциацию. Категория – это уровень сложности вопроса, который определяется разработчиком теста, в данном случае используется градация: простой, обычный, сложный. Тест для каждого обучающегося включает 35 заданий различной категории (5 сложных, 15 простых, 15 обычных) из всех разделов программы. Тестовые задания предполагают несколько возможных типов ответов:

– «один ответ» (тестируемый может выбрать только один ответ из списка предложенных вариантов, оптимальное количество которых 4 – 6);

– «несколько ответов» (тестируемый может выбрать несколько ответов (или все) из списка предложенных).

При составлении тестовых заданий задаются коэффициенты ответа: ответ с положительным коэффициентом считается правильным, с отрицательным - неправильным, с нулевым - незначимым. В случае нескольких ответов сумма коэффициентов правильных ответов должна равняться принятому для данной категории максимальному балу (единице).

Оценка результатов тестирования может проводиться двумя способами (способ оценивания задается разработчиком в шаблоне теста):

– «один неправильный ответ – полностью неправильный вопрос». Если дан хотя бы один неправильный ответ, то общий ответ считается неправильным, количество баллов за данный вопрос приравнивается к нулю. Суммарный результат теста может образовывать только возрастающую последовательность;

– «сумма коэффициентов». Оценка ответа на вопрос производится по сумме коэффициентов выбранных ответов, поэтому суммарный результат теста в ходе его проведения может как увеличиваться, так и уменьшаться, т.е. накладывается «штраф» за выбор неправильного ответа.

При создании шаблона теста разработчиком задаются проценты ответов, определяющие границы оценок. Для данной программы были применены следующие диапазоны: 0 – 34,99 % – соответствует неудовлетворительной оценке, 35 – 64,99 % – удовлетворительной, 65 – 84,99 % – хорошей, 85 – 100 % – отличной.

После завершения контрольного мероприятия каждому тестируемому на экран выдавалась информация о результатах теста (оценка) и правильности ответов на вопросы, что позволило сделать самостоятельные выводы об успешности своей работы. Для преподавателя формировались отчеты, позволяющие анализировать результаты тестирования. Распределение оценок при способе оценивания «один неправильный ответ – полностью неправильный вопрос», %:

– в режиме «тренировка»;

– «отлично» – 76,5, «хорошо» – 23,5, «удовлетворительно» – 0, «неудовлетворительно» – 0;

– в режиме «тест»;

– «отлично» – 95, «хорошо» – 5, «удовлетворительно» – 0, «неудовлетворительно» – 0.

Для оценки качества программы проводилось анкетирование слушателей, контингент которых состоял из руководителей и специалистов в возрасте 26 – 38 лет, окончивших высшее учебное заведение 5 – 15 лет назад. Основными мотивирующими обучение факторами были названы потребность в повышении уровня профессиональной компетентности (85 %) и перспектива карьерного роста (95 %). Организация учебного процесса была высоко оценена (5 баллов по пятибалльной системе) 100 % количеством слушателей по следующим параметрам:

– использование необходимых раздаточных материалов, технических средств;

– эффективное использование времени в рамках занятия;

– поддержка интереса к теме занятия посредством совместных рассуждений, вопросов и т.п.

Слушатели программы отметили, что за период прохождения обучения их знания были систематизированы, изучены новые вопросы и современные тенденции; учебный процесс был достаточно гибким в соответствии с запросами обучающихся, преподаватели умели вызывать интерес к изучаемым вопросам и создавали условия для взаимного обмена опытом.

Таким образом, важнейшей качественной характеристикой современного этапа системы подготовки специалистов выступают интеграционные процессы взаимодействия высшего профессионального образования и производственной сферы. В настоящее время происходит накопление опыта социального партнёрства между образовательными учреждениями и промышленными предприятиями. Реализация инновационной программы, основанной на дуальном подходе, будет способствовать переходу на качественно новый уровень подготовки (переподготовки) высококвалифицированных специалистов для производства, развитию инженерно-технологических компетенций.

Библиографический список

1. Полях О.А. Разработка тестовых заданий и анализ результатов компьютерного тестирования студентов по дисциплине «Процессы и аппараты химической технологии» // О.А. Полях, В.И. Кожемяченко // Сб. науч. тр. «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» / СибГИУ. – Новокузнецк, 2007. – Вып. 19. – С. 202 – 209.
2. Полях О.А. Комплект тестовых заданий по дисциплине «Процессы и аппараты химической технологии»: компьютерная разработка / О.А. Полях, Г.В. Галевский, В.В. Руднева. – М.: ВНТИЦ, 2006. – № 7002. – № Г.Р. 50200601768.

УДК 330.133

УЧЕТ РИСКОВ В МЕТОДЕ ДИСКОНТИРОВАННЫХ ДЕНЕЖНЫХ ПОТОКОВ

ГАЛЕВСКИЙ С.Г.

Национальный минерально-сырьевой университет «Горный»
г. Санкт-Петербург, sgalevskii@gmail.com

Выполнен анализ эффективности учета рисков в ставке дисконтирования. Показана целесообразность их учета в значении денежных потоков.

Ключевые слова: метод дисконтированных денежных потоков, текущая стоимость, риск, ставка дисконтирования.

В настоящее время большая часть финансовых решений основана на методе дисконтированных денежных потоков (DCF). Метод DCF применяется при анализе инвестиционных проектов, оценке стоимости активов и бизнеса, в иных сферах финансового менеджмента. Соответственно, необходимо развитие и совершенствование данного метода для повышения эффективности принимаемых управленческих решений в сфере финансов.

Кратко суть данного метода можно представить в виде следующей формулы:

$$PV = \sum_{i=1}^{n} \frac{FCF_i}{(1+k)^i}, \quad (1)$$

где PV – текущая стоимость будущих денежных потоков;

FCF_i – ожидаемый чистый денежный поток i-го года;

k – требуемая доходность (ставка дисконтирования);

n – срок, в течение которого ожидаются денежные потоки.

Поскольку получение чистых денежных потоков отдалено во времени от момента оценки их текущей стоимости, сама величина потоков носит вероятностный характер. Следовательно, пользователь данного метода сталкивается с риском того, что фактическая величина денежного потока будет отличаться от прогнозной. Если понимать риск как нечто негативное (то есть в значении «чистый риск»), то в данном случае риском является получение чистого денежного потока меньшего, чем ожидаемый.

Очевидно, что риск должен быть учтен в расчетах, и чем он выше, тем меньше должна быть величина текущей стоимости. На данный момент наиболее распространенным, применяющимся в подавляющем большинстве случаев способом этот риск учесть является увеличение требуемой доходности. Подразумевается, что инвестор готов согласиться с большим риском денежных потоков при условии, что он может рассчитывать на большую доходность.

Данный способ учета рисков получил широкое распространение, в первую очередь, за счет простоты реализации и высокой наглядности. В фи-

нансовом сообществе прочно закрепился тезис «высокий риск – высокая доходность», и к настоящему времени разработано множество способов определения рисковой составляющей ставки дисконтирования. Оставляя за рамками данной статьи обоснованность и объективность этих методов, рассмотрим принципиальную возможность учета рисков в ставке дисконтирования.

На первый взгляд, увеличение ставки дисконтирования приводит к снижению текущей стоимости каждого чистого денежного потока и, как следствие, к снижению текущей стоимости всех предполагаемых поступлений. Однако уже на этом этапе рассуждений необходимо отметить, что, строго говоря, рост требуемой доходности ведет не к снижению текущей стоимости, а к ее обнулению. В силу математических особенностей процедуры дисконтирования увеличение ставки дисконтирования не способно поменять знак чистого денежного потока, а может вести лишь к уменьшению его абсолютной (по модулю) величины. Поэтому утверждение «большая требуемая доходность означает меньшую текущую стоимость всех чистых денежных потоков» справедливо только, если все чистые денежные потоки имеют положительное значение. В этом случае увеличение ставки дисконтирования действительно приводит к снижению их текущей стоимости, в то время как для отрицательных потоков большая ставка приведет к увеличению их текущей стоимости (приблизит их к нулю).

На первый взгляд, это наблюдение не имеет принципиального значения, поскольку большинство финансовых решений предполагают анализ положительных чистых денежных потоков. Так, например, нет никакой необходимости анализировать инвестиционный проект, по которому предполагаются исключительно отрицательные денежные потоки. Однако в том случае, если в проекте чередуются потоки положительные и отрицательные, учет рисков в ставке дисконтирования может привести к парадоксальным результатам. Рассмотрим следующий пример.

Правительство предлагает фармацевтической компании 500 млрд. рублей на разработку и запуск производства социально значимого лекарственного препарата. Срок реализации проекта оценивается в пять лет. Из-за больших затрат на проведение научно-исследовательских разработок первые три года проекта чистые денежные потоки будут отрицательны. Прогнозные денежные потоки и их дисконтированная величина представлены в таблице 1.

Как видно из таблицы, предложенный инвестиционный проект оказывается выгоден при ставке дисконтирования 30 %, но невыгоден при меньшей ставке (20 %). Таким образом, если руководство фармацевтической компании оценивает требуемую доходность на уровне 20 %, то проект необходимо отклонить, однако если руководством компании риск оценивается выше и адекватной нормой доходности считается 30 %, то проект следует принять. Очевидно, что такие выводы противоречат здравому смыслу.

Этот парадокс наблюдается из-за значительных отрицательных денежных потоков в первые три года реализации проекта. Однако означает ли это, что учет рисков в ставке дисконтирования нецелесообразен только в отдель-

но взятом случае – при наличии существенных отрицательных чистых денежных потоков? Для ответа на этот вопрос необходимо еще раз обратиться к сущности риска, возникающего из-за неопределенности будущих денежных потоков.

Таблица 1 – Прогнозные денежные потоки и их текущая стоимость

Показатель	0	1	2	3	4	5	Сумма
Чистый денежный поток, млрд. рублей	500	-500	-300	-100	200	200	0
Дисконтированный чистый денежный поток при требуемой доходности 20 %, млрд. рублей	500	-416,66	-208,33	-57,87	96,45	80,37	-6,04
Дисконтированный чистый денежный поток при требуемой доходности 30 %, млрд. рублей	500	-384,61	-177,51	-45,51	70,02	53,86	16,24
Источник: Составлено автором							

Как уже было отмечено ранее, в чистом виде риск означает уменьшение фактических поступлений по сравнению с ожидаемыми. Однако подобное уменьшение может произойти по двум причинам. Поскольку чистый денежный поток представляет собой разницу поступлений (притоков) и выбытий (оттоков) денежных средств, то и снижение чистого денежного потока может быть обусловлено как снижением притоков, так и увеличением оттоков. Назовем это риском первого и второго рода.

Чтобы определить, адекватно ли увеличение требуемой доходности отражает влияние рисков первого и второго рода, представим формулу (1) в следующем виде:

$$PV = \sum_{i=1}^{n} \frac{CF_i^+ - CF_i^-}{(1+k)^i} = \sum_{i=1}^{n} \frac{CF_i^+}{(1+k)^i} - \sum_{i=1}^{n} \frac{CF_i^-}{(1+k)^i} \qquad (2)$$

где PV – текущая стоимость будущих денежных потоков;

CF_i^+ – ожидаемый приток i-го года;

CF_i^- – ожидаемый отток i-го года;

k – требуемая доходность (ставка дисконтирования);

n – срок, в течение которого ожидаются денежные потоки.

Из формулы (2) видно, что рост ставки дисконтирования приводит к снижению как притоков, так и оттоков. Таким образом, увеличение требуемой доходности адекватно отражает риск первого рода (риск уменьшения

притоков), но не риск второго рода (риск увеличения оттоков). Рост ставки приводит к снижению в абсолютном выражении отрицательных денежных потоков, и, следовательно, отражает не увеличение, а уменьшение риска второго рода. Соответственно, приходится констатировать, что включение дополнительной премии за риск в ставку дисконтирования не является адекватным способом учета всех приисков, связанных с прогнозируемыми денежными потоками. Причем эта проблема характерна для любых денежных потоков, наравне с притоками предполагающих и оттоки – то есть, по сути, обозначенная проблема носит универсальный характер.

В связи с этим представляется необходимым пересмотреть утвердившуюся концепция «больший риск – большая требуемая доходность» и отказаться от учета рисков в ставке дисконтирования. Единственной альтернативой данному подходу является учет рисков непосредственно в значении денежных потоков. Следует отметить, что такой подход представляется наиболее верным и с позиции понимания самого риска как, в конечном итоге, возможности недополучения денежных средств. Ведь участвующий в проекте инвестор, собственник бизнеса или владелец любого другого актива рискует именно вложенными деньгами, и уже только его риски должны находить выражение в денежных единицах, а не в субъективных корректировках процентной ставки.

УДК 336.717.111.7-027.31

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ТЕХНИЧЕСКИХ НАУК В ЦЕНТРАЛЬНОЙ РОССИИ

Исмагилова Т.В., Михайлов В.С.

Уфимский государственный университет экономики и сервиса г. Уфа, E-mail: mihayylovvjacheslav@rambler.ru

Abstract: Unlike syndicated loan from the ordinary to the fact that it involves several lenders. With the help of a syndicated loan, borrowers can obtain large loans that a bank is unable to provide because of the high risk or exceeding legal limits

Ключевые слова: графен, парк, прогресс, инновация, индустрия, компонент, сфера, производство, организация, разработки, исследования, кооперация, трудоустройство.

Для динамичного развития общества необходимы инновационные технологии и идеи. Один их апробированных путей ускорения внедрения инноваций – индустриальные парки. Индустриальный парк – имущественный комплекс, в котором объединены научно-исследовательские институты, объекты индустрии, деловые центры, выставочные площадки, учебные заведения, а также обслуживающие объекты: средства транспорта, подъездные пути, жилой поселок, охрана. Смысл создания индустриальных парков в том,

чтобы сконцентрировать на единой территории специалистов общего профиля деятельности. Ученые могут здесь проводить исследования в НИИ, преподавать в учебных заведениях и участвовать в процессе внедрения результатов своих исследований в жизнь. Управление индустриальным парком осуществляет внешняя управляющая компания. На данный момент существует несколько направлений развития производства. Одно из последних открытий ученых произвело в научном сообществе сенсацию. Полученный химиками также в условиях индустриального парка материал из углерода – графен – может стать толчком для свершения новой научно-технической революции. Такой прогресс обеспечат уникальные электронные и механические свойства «черного порошка», полученного из графита.[1]

Графен – эта тонкая часть (всего один слой) хорошо известного материала – графита, который может использоваться для создания текстильного материала с повышенными плотностными характеристиками и лучшей термической устойчивостью. Теоретические споры о возможности существования графена шли давно, практически с середины прошлого века. Однако до практического получения дело не доходило, необходима была уверенность в успехе, чтобы начать такую работу. Более того, даже получив графен 50 или 20 лет назад, непонятно было бы, что с ним делать, не существовало соответствующей научно-технической базы [3].

Недавно был разработан способ отщепления графена на поверхности кремниевой подложки. Крошечная сборка размером 10 – 20 микрон с контактами на кремниевой подложке опускается в сосуд при температуре жидкого гелия и приложенном магнитном поле. Таким образом удалось измерить ряд квантовых эффектов и доказать, как предсказывали теоретики, что скорость движения носителей заряда становится сопоставимой со скоростью света. Надо сказать, что теоретических расчетов графена, в самых разных приближениях, было сделано за последние 50 лет немало. Подобные теоретические задачи решаются студентами физических факультетов университетов во всем мире. В практическую реализуемость такого материала никто не верил, слишком это противоречило наблюдаемым данным по измерению свойств, графита. А оказалось, что, отсоединив слой графита, мы получаем совершенно новый материал. Когда его уникальные свойства были подтверждены, начался графеновый бум [5].

Прикладное значение химической науки заключается в создании современных материалов с новыми улучшенными или усиленными свойствами, которые могут применяться для повседневных нужд. Так было со сверхпроводниками, полупроводниками, магнитными структурами, так будет и с углеродными наноструктурами. Многие достижения в области углеродных материалов, таких как фуллерены, нанотрубки и графен, указывают, что их широкое внедрение перевернет всю нашу жизнь. Так вот, применение графена в электронике позволит создавать более мощные компьютеры, системы, помогающие человеку в сложном техногенном мире. Графен – это не только один из потенциальных путей создания новой электроники, но и но-

вый эволюционный скачок человеческой цивилизации.

Индустриальным парком, предназначенным для производства графеновых компонентов, является промышленная площадка, на которой ведут свою деятельность несколько независимых предприятий из одной или разных отраслей. Разместившие свои производства на общей территории предприятия чаще всего связаны общими цепочками создания добавленной стоимости и делят совместную инфраструктуру парка и услуги предоставляемые общественной или частной управляющей компанией.

Одна из основных проблем ученых, занимающихся исследованиями графена, – отсутствие современного технологического и диагностического оборудования. Вся качественная электронная и оптическая микроскопия производится только за рубежом и стоит очень немало.

Открытие графена усилило интерес ученых и к другим углеродным материалам: нанотрубкам, фуллеренам, наноалмазам. Все это углеродное семейство сегодня представляет очень интересную смесь для будущих приложений как в электронике, так и в создании композитных материалов с заданной проводимостью, высокой прочностью, а также для создания систем накопления энергии, к примеру, в тех же самых аккумуляторах.

Фторграфит, синтезируемый в нашей лаборатории, можно рассматривать как некий материал, который представляет собой слои графена, в котором электроны не делокализованы по системе, а частично локализованы. Свойства такого материала совсем другие, хотя история происхождения общая – он, как и графен, произошел из графита. Наша заслуга была в том, что мы получили на поверхности фторграфита проводящий графеновый слой с измененными оптическими, электрическими и магнитными свойствами.

Практические свойства новых материалов ищем и мы в нашей лаборатории. Например, созданный нашими учеными на поверхности фторграфита слой графена имеет исключительно хорошие сенсорные свойства. Можно помечтать, что благодаря химическому воздействию на разные углеродные структуры, такие как нанотрубки, графены, наноалмазы, можно будет разработать и изготовить практически любую электронную схему. Наноэлектроника станет следующим шагом развития нашей цивилизации [4].

Исходя из вышесказанной информации, мы рассмотрели перспективы создания химического графенового парка на территории городского округа города Октябрьский Республики Башкортостан, на базе ООО НГДУ «Туймазанефть» и ОАО «Башнефть», занимающихся производством и реализацией нефтепродуктов, и пришли к выводу, что данный проект приведет к социально-экономическому развитию в ряде направлений [2].

Создание химического парка является эффективной формой привлечения инвестиций и дальнейшего развития экономического потенциала производственной деятельности в г. Октябрьский. Химический парк – это не только обособленная географическая территория, но и система преференций, обеспечить интенсивный экономический рост территории, развитие современных производств, увеличение занятости. Химический парк может быть

предназначен для размещения промышленных предприятий различной отраслевой направленности (производство малотоннажной нефтехимии, катализаторов) [6].

Программа развития индустриального парка включает в себя два этапа:

– I этап 2016 – 2020 годы (занимаемая площадь – 14,5 га) – реализация инвестиционных программ якорных резидентов;

– II этап 2020 – 2034 годы (занимаемая площадь – 230 га) – отведение под застройку по принципу Greenfield земельного участка общей площадью 2,3 кв. км, расположенного в восточной промышленной зоне города Октябрьский и примыкающей с юга к промышленной площадке ОАО «Башнефть».

На данном участке разместятся новые производства компаний-резидентов химического парка, а также необходимая сервисная инфраструктура. Цель программы – создание на одной технологической площадке комплекса по переработке сырья ОАО «Башнефть» в продукты конечного спроса путем развития малых и средних производств.

Управляющей компанией химического парка «Октябрьский» является ООО Управляющая компания (УК) «Химический парк «Октябрьский».

Предметом деятельности химического парка является создание условий, благоприятных для организации, развития и деятельности малых и средних промышленных предприятий-резидентов химического парка, созданных для дальнейшего использования продуктов первичной переработки ОАО «Башнефть», а также для ускоренного производственного освоения результатов научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ, создание конкурентоспособных технологий, товаров и услуг и доведение их до потребителя.

Основой правового регулирования создания и функционирования химического парка являются Федеральный закон от 25 февраля 1999 г. № 39-ФЗ «Об инвестиционной деятельности в Российской Федерации, осуществляемой в форме капитальных вложений», Закон Республики Башкортостан от 24.12.2010 № 339-з «Об инвестиционной деятельности в Республике Башкортостан, осуществляемой в форме капитальных вложений», Постановление Правительства РБ «Об утверждении Положения о химических парках» от 24 декабря 2009 г. № 484.

Инициатором создания химического парка «Октябрьский» может выступить ОАО «Башнефть», как собственник имущественного комплекса. Создание химического парка на территории городского округа город Октябрьский Республики Башкортостан приведет к социально-экономическому развитию в следующих направлениях:

– привлечение в регион российских и зарубежных производственных компаний. Так, при оптимистичном прогнозе число компаний-резидентов к 2016 году достигнет порядка 25, в случае реализации реалистичного сценария – 15;

– развитие международных экономических связей;

– развитие сопряженных производств – нефтехимических компаний,

предприятий стройиндустрии и других отраслей, что даст мощный стимул для региональной и межрегиональной производственной кооперации;

– увеличение спроса на рабочую силу, благодаря созданию новых рабочих мест: в случае реализации оптимистического сценария численность занятого персонала к 2016 году составит 1500 человек; при реалистичном прогнозе будет создано 1000 новых рабочих мест, что внесет значительный вклад в решение проблемы занятости населения;

– рост уровня производства новых видов конкурентоспособной промышленной продукции; создание благоприятного инвестиционного и предпринимательского климата. Так, при оптимистическом прогнозе на первом этапе затраты инвестора на строительство объектов инфраструктуры составят порядка 2,9 млрд. руб.;

– рост конкурентоспособности промышленной продукции;

– эффективное использование земли, повышение ее привлекательности при размещении объектов промышленности;

– увеличение налогооблагаемой базы консолидированного бюджета Республики Башкортостан: в условиях оптимистического сценария развития суммарная выручка компаний в рамках химического парка к 2016 году вырастет почти в 5 раз к уровню 2012 года и составит 12,9 млрд. руб. при рентабельности производства на уровне 30 % и 9,6 млрд. руб. (рост в 3,6 раза к уровню 2012 года) при рентабельности производства 15 % – в случае реализации условий реалистичного сценария;

– обеспечение значительных поступлений в бюджет Российской Федерации, Республики Башкортостан и в местный бюджет. Так, в условиях оптимистического сценария развития налоговые поступления составят более 2 млрд. руб., при реализации реалистичного прогноза – порядка 1,4 млрд. руб.;

– развитие экономики Республики Башкортостан (рост показателей социально-экономической эффективности региона и повышение его инвестиционной привлекательности);

– развитие экономики городского округа город Октябрьский;

– развитие транспортной системы республики, рост грузооборота;

– повышение уровня жизни населения; оздоровление инфраструктуры действующих предприятий за счет создания графенопроизводящей структуры.

Химический парк позволит значительно увеличить инвестиционную привлекательность городского округа город Октябрьский.

Следует отметить, что на создание и эффективное функционирование химического парка окажут существенное влияние следующие факторы:

– низкий уровень административных барьеров при входе на рынок;

– налоговые льготы;

– гарантии правовой защиты предпринимателей;

– финансовые льготы (предоставление банками с государственным участием компаниям-резидентам кредитных продуктов на более выгодных условиях; осуществление РКО по сниженным тарифам).

Функционирование на территории городского округа химического парка повлечет за собой положительное изменение в структуре экономики города Октябрьский и прилегающих территорий. И, как следствие, начнется движение в сторону производства конкурентоспособной продукции с высоким уровнем переработки, повышение уровня конкурентоспособности других отраслей экономики, что подтверждает стратегическое направление деятельности в рамках Концепции стратегии социально-экономического развития Республики Башкортостан.

Пути воплощения инновационных технологий и идей субъектами хозяйствования в процессе воспроизводства общественных благ в России во многом связаны со стратегическими целями и задачами будущего химического парка, они полностью соответствуют приоритетам регионального и местного значения. В рамках химического парка получат развитие высокотехнологичные перерабатывающие виды промышленно-производственной деятельности в сфере комплексной и глубокой переработки нефтехимической продукции, производства новых видов продукции нефтепереработки, катализаторов, а также развития транспортной инфраструктуры в масштабе Российской Федерации.

Библиографический список

1. Голубков Р.А. Графеновые технологии: Учебник. – М.: Издательство «РФ-66», 2012. – 656 с.
2. Грузинова З.Р. Схема маркетинговой деятельности. – М.: «Инфра – М», 2012. – 305 с.
3. Дихтль У., Хершген Ш. Применение графена: Учеб.пособие / Пер. с нем. Е.Н. Макарова; Под ред. И.Е. Минко. – М.: Высш. шк., 2012. – 255 с.
4. Дурович С. М. Маркетинг в предпринимательской деятельности. – Мн.: НЖП «Финансы, учет, аудит», 2013. – 464 с.
5. Котлер О., Армстронг Л., Сондерс Е., Вонг Н. С. Графеновые компоненты: Пер. с англ.-2-е европ.изд. – К.; М.; СПб.: Издат.дом «Вильямс», 2013. – 105 с.
6. Колер К.А. Графеновые технологии. – СПб: Питер Ком, 2012. – 896 с.

УДК 336.717.111.7-027.31

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ СИНДИЦИРОВАННОГО КРЕДИТОВАНИЯ В РФ

ИСМАГИЛОВА Т.В., МИХАЙЛОВ В.С.

Уфимский государственный университет экономики и сервиса г. Уфа E-mail: mihayylovvjacheslav@rambler.ru

Unlike syndicated loan from the ordinary to the fact that it involves several lenders. With the help of a syndicated loan, borrowers can obtain large loans that a bank is unable to provide because of the high risk or exceeding legal limits

Ключевые слова: кредит, продукт, синдицированный, инновация, индустрия, банк, сфера, производство, организация, разработки, исследования, кооперация, трудоустройство.

Синдицированное кредитование – это не вид кредита, а форма организации предоставления кредита. Синдицированными могут быть экспортные кредиты, проектное финансирование, кредитные линии, лизинговые сделки, аккредитивы [1].

Отличие синдицированного кредита от обычного в том, что в нем участвуют несколько кредиторов. С помощью синдицированного кредитования заемщики могут получать крупные кредиты, которые один банк предоставить не в состоянии вследствие высокого риска или превышения законодательных ограничений.

Риски необеспеченного синдицированного кредита прямо зависят от финансовых показателей заемщика. Поэтому такие кредиты предоставляются только компаниям, соответствующим общепринятым требованиям надежности и имеющим высокий международный кредитный рейтинг. Общее условие любого синдицированного кредита – возврат средств равными долями каждому кредитору. Следовательно, каждый участник синдиката получит выданную сумму только при условии полного погашения всею кредита. Тем самым индивидуальный риск кредитора прямо связан с общим риском, а проблема кредитоспособности заемщика по совокупной задолженности становится особенно значительной. Существуют два способа:

– крупные банки, имевшие на балансе значительные кредиты крупным клиентам, в целях уменьшения кредитных рисков продавали часть кредитов на вторичном рынке. Эта форма получила название «защита активов». Защищаются в форме выпусков долгосрочных облигационных займов ипотечные ссуды банков и финансовых компаний, активы лизинговых компаний. Гарантией возвратности займов является обеспечение ипотечных ссуд и сданное в лизинг имущество. Именно такой вариант положил начало широкому распространению процесса. Эту форму принял фондовый рынок США в 80-е годы XX в., хотя идеи подобных операций родились в Европе;

– заемщик выдает организатору кредита поручение на привлечение денег от группы кредиторов. Если организатор сумел организовать синдикат, сделка состоится [2].

Этот второй способ, собственно, и является синдицированным кредитом. Нередко в роли организаторов синдицированного кредита выступают один или несколько банков-андеррайтеров. Они берут на себя обязательство профинансировать сделку целиком и вносят всю сумму кредита в расчете перепродать значительную часть кредита на вторичном рынке. Этот прием значительно ускоряет сделку: стандартный средний срок классического кредитования в Европе в начале XXI в. – восемь недель.

Значительное сокращение сроков кредитования связано с тем, что синдицированные кредиты предоставляются за счет трех- и шестимесячных депозитов. Так как конъюнктура рынка депозитов часто изменяется, условия

кредитования также необходимо постоянно пересматривать [3].

Для развивающихся стран сроки кредитования обычно составляют 6-12 месяцев. Это связано с тем, что банки-кредиторы сами не желают увеличивать риски по развивающимся странам и странам с переходной экономикой. В то же время и заемщики предпочитают из-за быстрой смены конъюнктуры внутреннего рынка не привлекать внешние займы на длительный срок, если средства не идут на финансирование долгосрочных проектов.

Для того чтобы заемщик получил синдицированный кредит, он должен удовлетворять определенным критериям:

– наличие юридически обоснованного доступа к внешним рынкам. В рамках валютных ограничений на резидентов могут накладываться определенные ограничения на операции по привлечению внешних займов, и в таком случае потенциальный заемщик должен иметь специальное разрешение денежных властей;

– наличие кредитной истории. Обычно на рынок еврокредитов выходят заемщики, нарабатывавшие кредитную историю на протяжении не менее трех-пяти лет. Кроме того, потенциальный заемщик должен иметь опыт взаимодействия с зарубежными институтами в виде корреспондентских отношений (для банков) или экспортно-импортных операций (для предприятий);

– наличие аудиторского заключения по международным стандартам. Проведение международного аудита является не менее важным условием кредитования, чем наличие специального разрешения от денежных властей. Наиболее предпочтительными считаются аудиторы из первой десятки международных консультантов [4].

Важная особенность синдицированных кредитов в РФ – возможность их досрочного погашения заемщиком без штрафных санкций. Если синдицированный кредит использовался для слияния или поглощения, рейтинг, рыночная цена и кредитоспособность новой компании обычно становятся выше. Это позволяет погасить полученный ранее синдицированный кредит за счет выпуска облигаций на существенно лучших условиях, чем это было возможно до объединения компаний.

Вторичный рынок синдицированных кредитов достаточно объемный и ликвидный, хотя и уступает по этим параметрам рынку облигаций. Большинство кредитных соглашений в соответствии с общепринятыми нормами законодательства допускают передачу прав требования по кредиту третьей стороне по договору цессии. В синдицированных кредитах право кредитора на цессию оговаривается специально, с описанием се механизма и документации. На вторичном рынке обращается около 10 % синдицированных кредитов [5].

Например, Сбербанк может сотрудничать с российскими компаниями энергетического сектора, понимая всю социальную значимость их деятельности. Кредитование в форме клубного синдиката банков является естественным продолжением сложившихся взаимовыгодных отношений и лишний

раз подчеркивает заинтересованность Сбербанка в развитии энергетической системы России с использованием эффективных и востребованных на финансовом рынке продуктов и услуг. Данная сделка является важным шагом в дальнейшем развитии бизнеса торгового финансирования Сбербанка, основной целью которого является обеспечение оптимальных финансовых решений для наших клиентов как с точки зрения ценовых параметров, так и сроков. Кроме того, в рамках сделки предоставлялось финансирование экспорта оборудования в Россию сразу из двух стран – Венгрии и Чехии, в которых также представлена Группа Сбербанк. Участие в сделке дочернего банка Группы в Венгрии позволило максимально эффективно использовать синергетический эффект от нашего присутствия в Центральной Европе [6].

Эта сделка может стать логичным продолжением финансирования со стороны участников синдиката инвестиционной программы. Организовав синдицированный кредит, Газпромбанк и Сбербанк создали уникальный продукт на банковском рынке, позволяющий одновременно финансировать всю инвестиционную программу клиента на единых условиях. Банки приложили все возможные усилия, чтобы условия финансирования максимально соответствовали потребностям. Немаловажную роль для оптимизации ценовых параметров сделки сыграло участие сразу трех экспортно-кредитных агентств и Nordic Investment Bank.

В настоящее время компания может провести масштабную инвестиционную программу по строительству генерирующих объектов, которая предусматривает ввод 1092 МВт новых мощностей. Средства, привлеченные в рамках заключенного кредитного договора, позволят обеспечить финансирование строительства объектов генерации, осуществляемое в рамках Распоряжения Правительства РФ от 11 августа 2010 г. № 1334-р.

Организатор – это российский банк, который берет на себя весь процесс по организации синдицированного кредита. Задачи организатора включают подготовку информационного меморандума по заемщику, предложение другим банкам по участию в синдикации и переговоры с ними, подготовка и согласование договора. Организатор должен быть одним из крупнейших кредиторов.

В крупных сделках организатор может поручить нескольким крупнейшим кредиторам за дополнительное вознаграждение искать участников в закрепленной за каждым географической зоне. Их называют «объединенные организаторы». Иногда этот термин может обозначать и просто участников, вклад которых в общую сумму синдиката является наивысшим или следующим за ним. За объединенными организаторами по шкале вкладов следуют, а также просто участники. Эти наименования не выдерживаются строго, так как их главный смысл – различить кредиторов по уровню вклада в синдикат в рамках кредитного договора. Чем выше «ранг» (вклад) кредитора, тем выше его дополнительное вознаграждение «за участие». Это примерно 25 – 100 базисных пунктов от суммы кредита сверх общей для всех банков маржи.

Агент представляет всех участников операции перед заемщиком по

проведению платежей, уведомлению о наступлении тех или иных сроков, запросу дополнительной информации.

Функции платежного агента, агента по переводу средств, агента по листингу на бирже и т.п. обычно распределяются между различными юридическими лицами (нередко расположенными в разных странах), входящими в одну и ту же банковскую группу. Обычно роли организатора и агента синдицированного кредита выполняются одной и той же компанией либо разными компаниями одной группы.

В собственно процессе организации синдицированного кредитования можно выделить три этапа:

– выбор банка-организатора;

– подготовка и подписание документов.

Отдельно следует выделить формирование имиджа клиента. Заемщик должен производить на возможных кредиторов благоприятное впечатление: иметь хорошую кредитную историю и высокий кредитный рейтинг, пройти международный аудит, представить благоприятный годовой отчет, публикации. Для проведения этого процесса «финансового макияжа» (window dressing) обычно привлекают финансовых советников, которые способны профессионально подготовить необходимые бумаги, а также составить подробный информационный меморандум, значительно облегчающий первые контакты с кредиторами и последующую работу.

Выбор банка-организатора является наиболее важным фактором, поскольку правильный выбор определяет успех организации синдиката. Кроме того, на этом этапе согласовываются основные параметры сделки. При этом цена далеко не всегда является основным критерием выбора. Чем выше собственный рейтинг организатора, тем более солидные кредиторы войдут в синдикат. Важен опыт организатора в сфере синдицированного кредитования: даже очень крупные и известные банки не всегда специализируются в этой области или не имеют достаточно большого опыта работы. Важно и то, кто персонально будет работать с заемщиком и подбирать членов синдиката. Для промышленных и торговых компаний имеет значение опыт организатора в финансировании конкретной отрасли.

Предложения по синдицированным кредитам занимают обычно 3 – 4 страницы и называются предложениями. Они содержат ряд показателей и условий, включая сумму кредита, маржу и другие составляющие цены кредита, срок, условия продления и т.д. Подписание предложений означает окончательное согласие на все содержащиеся в них условия. Это не протокол о намерениях, а предварительный договор. После подписания условий никакие из вошедших в них условий пересмотру не подлежат. В последующей работе над договором согласовываются различные менее значимые статьи.

Основная задача при организации синдиката – набрать достаточное количество участников с тем, чтобы обеспечить заявленную исходную сумму или несколько превысить. Недобор до заявленной суммы подрывает репутацию и заемщика, и организатора. Процесс осуществляет организатор.

Процесс, включает подготовку информационных материалов по сделке (меморандума), приглашения банкам – потенциальным участникам и презентацию заемщика с выездом в места концентрации кредиторов. Презентация проводится аналогично презентациям облигационных займов.

С момента подписания предложений начинается подготовка кредитного договора. Договор о синдицированном кредите – сложный документ объемом до 60 – 70 страниц. В его составление вовлечено достаточно много специалистов со стороны как заемщика, так и организатора, и координация их деятельности – трудоемкая, но важная задача. Основные разделы договора о синдицированном кредите следующие:

– толкование – определение терминов, используемых в договоре;

– кредит, ссуда – определение характера сделки и се структуры;

– проценты – определение составных частей и уровня процентов;

– платежи, полное погашение и продление кредита формальные, но очень важные определения, от которых может зависеть фактическая судьба кредита и заемщика;

– изменения в обстоятельствах – действия кредиторов и заемщика при изменении обстоятельств (изменения в налогообложении, валютном регулировании и т.п.);

– заявления и гарантии – заверения заемщика в том, что предоставляемые им документы и информация правдивы, что он имеет право взять заем, имеет желание погашать его полностью и в установленные сроки и т.д.;

– штрафы, проценты и возмещение – определение штрафов и процентов, которые выплачивает заемщик при непогашении кредита в срок;

– платежи – описание способа погашения кредита и выплаты процентов по нему;

– комиссии и расходы – описание расходов заемщика на вознаграждение кредиторам, формально не являющихся процентными, но фактически входящих в полную цену кредита;

– цессии и трансферты (Assignment and Transfers). Любой кредитный договор в соответствии с общими принципами гражданского права допускает уступку прав требования по кредиту третьей стороне. Если уступка производится не члену синдиката – это цессия, если члену синдиката – это трансферт. Для снижения издержек по уступке прав требования банки стремятся унифицировать документы по синдицированному кредитованию;

Договоры заключаются в соответствии с законодательством страны – организатора кредита и по соглашению сторон, чаще всего по английскому, немецкому или швейцарскому праву.

Кредитный договор вступает в действие с момента подписания. Средства поступают после передачи заемщиком независимым юристам надлежаще оформленных документов, перечисленных в приложении к договору – предшествующие выдаче денег условия. В период с момента подписания кредитного договора до получения заключения независимых юристов, а следовательно, и средств, заемщик обязан платить комиссию плату за хранение

подготовленной валюты кредита из расчета 2 – 3 % годовых. Умение вовремя приготовить бумаги – показатель тщательности работы персонала заемщика, его соответствия банковским стандартам.

Объемы международного синдицированного кредитования постоянно возрастают. Синдицированные кредиты используются преимущественно для слияний и поглощений. Если в первые годы использования такой формы международного финансирования максимальные размеры одного кредита редко превышали 100 млн. долл., то в начале 2000-х годов организуются синдицированные кредиты объемом и 1,6, и 6,12 млрд. долл. Самый крупный синдицированный кредит в объеме 30 млрд. евро был организован для слияния AG (Германия) и VA (Великобритания).

В заключении можно сделать вывод, что синдицированные кредиты всегда были важным источником финансирования развивающихся стран, в том числе и РФ. Они были в центре внимания в период мексиканского кризиса, так как большую часть долга латиноамериканских стран в тот период составляли именно синдицированные кредиты. Первую крупную волну развития, связанную с кредитованием заемщиков из развивающихся стран, международный рынок синдицированных кредитов испытал в 70-х годах XX в. В последующее десятилетие доминировал уже рынок облигаций. В 90-х годах синдицированные кредиты вновь стали важным источником средств, во многом дополняя ценные бумаги.

В первой половине 90-х синдицированное кредитование было столь же значимым источником ресурсов, как и рынок ценных бумаг. Эмиссия облигаций развивающихся стран росла от пренебрежимо малой величины в начале 90-х годов до более чем 120 млрд. долл. в 1997 г., перед последующим падением после Азиатского кризиса до 97 млрд. долл. в 2012 г. Кредитные соглашения росли темпами, сравнимыми с темпом роста рынка облигаций. Подписанные кредитные соглашения развивающихся стран в 2013 г. превысили 71 млрд. долл.

Относительно высокая доля краткосрочного внешнего долга в совокупной внешней задолженности указывает на то, что в стране может разразиться кризис ликвидности, если она не сможет погасить эти кредиты за счет новых займов. Особенно опасно, когда краткосрочный долг превышает валютные резервы страны. Надо отметить, что стоимость синдицированных кредитов возрастаете ростом отношения внешнего долга к ВВП, краткосрочного долга к общей сумме внешней задолженности.

На объемы синдицированных кредитов и склонность кредиторов предоставлять их влияют несколько макроэкономических показателей. Так, высокие значения и рост таких показателей, как отношение инвестиций к ВВП и кредитов к ВВП, указывают на предстоящее улучшение общей экономической ситуации в стране и рост доверия к ней со стороны определенной части банков и инвесторов. Однако практика показывает, что рост показателя инвестиции/ВВП снижает платежеспособность страны, тогда как показатель кредиты/ВВП является показателем экономического и финансового развития.

Библиографический список

1. Артемьев С.С. Математическое моделирование в финансах / РАН, 2012. – 173 с.
2. Абаева Н. П. Классификация банковских услуг 2012. – № 24. – С. 16–21.
3. Альтернативный рынок / М. Кирьянов // Банковское дело. – 2012. – № 3. – С. 7–20.
4. Андреева А. В. // Terra Eco№omicus. – 2012. – Т. 8, № 3–3. – С. 84 – 89.
5. Анисимова А. И. Структура рынка банковских услуг. – 2012. – № 11. – С. 53–62.
6. Ахунова Р. Т. Структура рынка – 2012. – № 2. – С. 75–77. –

УДК 336.717.061:330.322(470)

РАЗВИТИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ИНДУСТРИИ В УСЛОВИЯХ НЕДОСТАТОЧНОГО ИНВЕСТИРОВАНИЯ

ИСМАГИЛОВА Т.В., МИХАЙЛОВ В.С., ШАРИПОВА В.В.

Уфимский государственный университет экономики и сервиса г. Уфа E-mail: sf@ugues.ru

Abstract: In this period, the Russian economy is in a rather difficult stage of development: there is policy instability, decline in production, the imperfection of the laws, as well as high inflation and monetary disorder.

Ключевые слова: кредит, инвестирование, экономика, развитие, индустрия, портфель, сфера, производство, организация, доходность, исследования, кооперация, трудоустройство.

Развитие металлургической индустрии в России замедлено в связи с недостатком инвестирования, тема кредитования инвесторов является особенно актуальной в данный период времени, потому как российская экономика находится на довольно сложном этапе развития: наблюдается нестабильность политики, падение уровня производства, несовершенство законов, а также высокий уровень инфляции и нарушение денежного обращения. Наличные средства в общей массе составляют примерно 42 %. Финансовая устойчивость предприятий и качество управления им заметно снизились.

Кредитование инвестиций поможет при выходе из кризиса: при этом нужен довольно большой прирост, поскольку производственные мощности аэрокосмической индустрии местами исчерпались до 80 %.

Привлечение внешних инвестиций и мобилизации финансов страны станут решением данной проблемы, однако инвестиции реального экономического сектора выгодны лишь при достаточных гарантиях сохранности инвестиций и собственности, а также доскональном законодательстве [1].

В рамках программ кредитования малого бизнеса, банками редко употребляется термин инвестиций. Но, тем не менее, все банковские кредиты, кроме овердрафта и коротких кредитов, по сути своей являются инвести-

ционными. Даже если банк выдаст кредит на развитие нового направления в уже действующем бизнесе, производящем детали для аэрокосмической индустрии со сроком окупаемости порядка двух-трех лет, то подобный заем назовут не инвестиционным кредитом, а скорее проектным финансированием. В понимании банков понятие инвестиционный ассоциируется с понятием долгосрочности, но не свыше одного года как в теории, а более 5 лет, банк может назвать инвестиционным кредитом, заем сроком, к примеру, на 7 – 10 лет. Если судить по очевидной тенденции увеличения кредитных сроков в целом по сегменту, то вполне ожидаемо появления в скором времени продуктов для малого бизнеса с подобными наименованиями и сроками кредитования более 10 лет. Также можно предположить, что в рамках этих продуктов будут выдаваться крупные денежные суммы, выдача маленькой суммы, на длительный срок, по затраченным на нее усилиям менее рентабельна и более рискованна [2].

Конкретных инвестиционных продуктов и программ в финансовом сегменте довольно большое множество. Управление портфелем ценных бумаг, как правило, осуществляется с помощью банка или управляющей компании, также оказывающей услуги по доверительному управлению разнообразным ликвидным имуществом, особенно драгоценные металлы, недвижимость [3].

Однако необходимо отличать прямые инвестиции (непосредственно в бизнес) от косвенных инвестиций на сторону. Кредит инвестор (кредитные организации, банки) выдает займы исключительно на прямые инвестиции, то есть на расширение и развитие бизнес проекта заемщика, приобретение имущества и открытие новых направлений. Ни один банк не выдаст кредит, если компания планирует поместить выданный заем, допустим, на рынок ценных бумаг. Компаний малого бизнеса, это касается, в первую очередь [4].

Согласно экономической теории, инвестиции – это денежные вложения, или вложение имущества в различные экономические сферы, для получения дохода.

Вложение имущества и денежных средств на развитие бизнеса, по сути, тоже является инвестициями. Кредит в этом случае, является инструментом, для получения средств, вложения в развитие бизнеса. Банк – это кредитующий инвестор, вкладывающий денежные средства в бизнес проект заемщика [5].

Основными институтами, размещающими заемные денежные средства на стороне, как правило, являются сами банки. Путем привлечения средств на депозиты и во вклады банки занимают основную часть денежных средств у организаций и населения, а затем перераспределяют их на более доходные направления, в том числе на покупку ценных бумаг, кредиты бизнесу и населению, размещение в других банках депозитов.

Особенность кредитных инвестиций заключается в перспективе долговременности, виде обеспечения и целях финансирования. Объектом банковского инвестирования могут быть вложения организаций и граждан на

затраты по строительству объекта, реконструкции, приобретению техники, оборудования или транспортных средств, зданий, а также по созданию СП, интеллектуальных ценностей и других видов собственности [6].

Таким образом, можно сделать вывод, что понятия инвестиционных инструментов и инвестиций довольно многозначны и очень широко используются в разных экономических секторах, а в частности в банковском секторе.

Кредитование инвестиций в РФ не получило распространения, поскольку основная часть банков не торопится вкладывать средства в отечественное производство, предпочитая кредитовать правительство или держать капитал за границей.

Факторами, которые сдерживают инвестирование банков, являются долгий срок окупаемости вложений, высокая степень риска ссуд, поздняя формирование рынка инвестиций, отсутствие законодательной ответственности за возврат кредитов и реальных механизмов обеспечения возврата долгосрочных ссуд. Банки России не так велики: выдать кредит заемщику в сумму десять миллионов долларов имеют право около пяти банков в стране. Решение таких проблем как отсутствие у банков опыта работы с инвестициями, непрозрачность информации о заемщике, непривлекательные условия финансирования способны улучшить рост кредитования инвестиций коммерческими банками. Источники банковского кредитования инвестиций – некое понятие, что влечет выделение капитала, привлечение займа. Надежными источниками обеспечения инвестиций являются поддержка высокотехнологических предприятий, финансирование производственных запасов и медицина. Ипотечное кредитование – самое надежное привлечение частных средств в мировой практике. Ипотека помогает фирмам освоить новый рынок и осуществлять вклады – долгосрочные инвестиции – на должном уровне.

Для целей кредитования инвесторов в РФ в области программ ипотечного кредитования можно предложить инновационный проект, стратегического сотрудничества. Например, банк совместно со страховыми компаниями начинает осуществление масштабной партнерской программы по продаже ипотечных продуктов. Благодаря функционированию сети страхования на территории РФ банк может приступить к выполнению новой ипотечной программы.

Ипотека с выдачей займов на покупку жилья для клиентов банка в рамках данного проекта может осуществляться следующим образом:

Привлечение и заинтересованность клиентов к проекту будет происходить через действующие агентства недвижимости. Подготовку всех документов по ипотечным сделкам берет на себя банк.

Примерно за два месяца банк берется проводить рефинансирование займов страховых компаний, перечисляя поступающие средства на свой счет, с уплатой комиссионных процентов за сотрудничество со страховыми компаниями.

Непосредственно продажа займов и составление анкет на пакет документов по ипотеке будет происходить через личный контакт клиентов с риэлторами из агентства недвижимости по бизнес приложению специально разработанной программы.

Деятельность региональной сети страховых компаний постепенно выйдет за рамки предоставления обычных страховых услуг населению. Потребуется дальнейшее расширение финансовой деятельности и продвижения других финансовых проектов, первым из которых будет – ипотечное кредитование граждан РФ.

В заключении можно сделать вывод, что при успешном применении данного проекта, банк сможет постепенно стать лидером на рынке ипотечных программ благодаря внедряемым инновационным технологиям в различные проекты риск менеджмента. Банк можно сравнить с деятельностью успешной ипотечной фабрики, работающей на отлично отлаженном оборудовании. С привлечением к совместному сотрудничеству страховых компаний, новая ипотечная программа станет настоящим мощным производством. Уровень ипотечных займов к концу 2014 года достигнет суммы в 500 миллионов рублей, а к концу 2017 года должен увеличиться до 10 миллиардов рублей.

Библиографический список

1. Абалкин Л.И. Курс переходной экономики: Учебник. М.: Финансы, 2012. Инфра С.364 С.[5–9].
2. Абрамова М.А., Александрова Л.С. Финансы, денежное обращение и кредит: Учеб. пособие. – М.: Институт международного права и экономики, 2012. Питер С.216 С.[88–122].
3. Антипова О. Н. Международные стандарты банковского надзора / Ред. И.К. Кокошина. – М.: Центр подготовки персонала ЦБ РФ, 2013. Инфра С.333 С.[129–144].
4. Антонов Н.Г., Пестель М.А. Денежное обращение, кредит и банки: Учебник. – М.: Финансы, 2013. Инфра С.284 С.[122–142].
5. Банки и банковские операции: Учебник / Под ред. Е.Ф. Жукова. – М.: ЮНИТИ. Банки и биржи, 2012. Инфра С.375 С.[29–37].
6. Банки на развивающихся рынках. В 2-х т. – М.: Финансы и статистика, 2013. – РФ 3909 04, 2011 – 308 с. С.[76–88].

АВТОМАТИЗАЦИЯ. ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

УДК 65.011.56:658.51.061.5

ОБЕСПЕЧЕНИЕ ТОЧНОСТИ ОБРАБОТКИ БАЗИРУЮЩИХ ОТВЕРСТИЙ АВТОМАТИЧЕСКИ СМЕННЫХ УЗЛОВ ПУТЕМ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАЗМЕРНЫХ ЦЕПЕЙ

ЛЕВАШКИН Д.Г.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, E-mail: LevashkinD@rambler.ru

Рассмотрены вопросы обеспечения точности базирования сменных узлов автоматизированных производств, на основе анализа размерных цепей, возникающих при обработке базирующих отверстий сменного узла.

Ключевые слова: автоматизированное производство, автоматически сменные узлы, точность, базирование.

Современное развитие автоматизированных производственных систем ориентировано на создание систем машин переменной компоновки и структуры (*RMS*). Актуальны технические решения, обеспечивающие *RMS* изменение конфигурации и архитектуры станочной системы на основе применения автоматически сменных станочных систем и узлов. Наряду с известными решениями это можно обеспечить, например, применением в качестве узлов базирования, крепления и транспортировки деталей – автоматически сменные узлы (носители) призматической формы [1]. Внедрение носителей связано с решением вопросов обеспечения точности их базирования.

Конструкцию корпуса носителя призматической формы [2] можно представить в виде куба (рисунок 1), где на каждой грани-плоскости имеется базирующие отверстия $T_n, T_{(n+1)}, T_{(n+2)}, T_m$. По двум несмежным отверстиям, например, $(T_n, T_{(n+2)})$ или $(T_{(n+1)}, T_m)$ происходит базирование носителя на рабочей позиции, по схеме два отверстия и плоскость. В процессе автоматизированной обработки носитель с установленными на боковых гранях деталями кантуют на рабочей позиции. Кантование носителя обеспечивает смену пространственного положения детали. Происходит чередование комплекта базирующих отверстий $(T_n, T_{(n+2)})$ или $(T_{(n+1)}, T_m)$ и грани ($G1, G2, \ldots G6$) с сохранением теоретической схемы базирования [3].

Группу отверстий $T_n, T_{(n+1)}, T_{(n+2)}, T_m$ ($n=1,2,\ldots, m$) определяют размерные связи: $A_{ij}^{н}$ - непересекающиеся межцентровые расстояния между отверстиями $(i \neq j=1,2,3,4,m)$, A_{ij}^{n} – пересекающиеся межцентровые расстояния. Каждое обработанное отверстие T_{ij} обладает набором задаваемых параметров $A_{ij}^{н}$, A_{ij}^{n}, L_{xij}, L_{yij}, B_{ij} (рисунок 2), которые определяют положение каждого отверстия относительно грани носителя G.

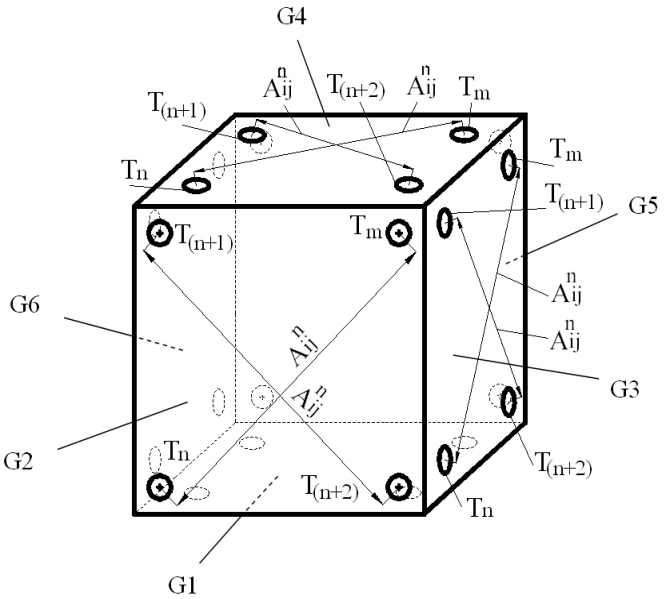


Рисунок 1 – Модель носителя

На точность расположения отверстий влияют отклонения межцентровых расстояний $A_{ij}^{н}$, A_{ij}^{n}, с учетом поля допуска базирующего отверстия T_i – $T_{\Delta m}^{i}$. Точность обработки каждого отверстия характеризуется несколькими замыкающими звеньями размерных цепей. Для отверстия T_n это размеры L_n в направлениях *OX, OY*. Для отверстия T_{n+1} это размеры $A_{n(n+1)}$, $L_{(n+1)}$. Для отверстия T_{n+2} это размеры $A_{n(n+2)}$, $L_{(n+2)}$, $A_{(n+1)(n+2)}$. Тогда точность обработки отверстия $T_{m,}$, которое будем считать замыкающим (последним по ходу обработки), определяется точностью звеньев одновременно двух размерных цепей, в направлении *OX*: $B_{n(n+1)}$, $A_{(n+1)m}$, L_m, $L_{(n+1)}$, в направлении *OY*: $B_{n(n+2)}$, $A_{(n+2)m}$, L_m, $L_{(n+2)}$. Следовательно, для обеспечения точности изготовления отверстия T_m следует рассматривать вариантность размерных цепей, образуемых диагональными размерами по осям *OX, OY*: $A_{n(n+2)}$, $A_{(n+2)m}$, $A_{(nm)}$; $A_{n(n+1)}$, $A_{(n+1)m}$, $A_{(nm)}$ (рисунок 2).

Рассматривая размерные цепи обработки отверстий T_n,$T_{(n+1)}$,$T_{(n+2)}$,T_m совместно, можно определить в расчетах номинальные значения неизвестных замыкающих звеньев. Отверстие T_m является замыкающим в расчетах точности. Это позволяет, используя результаты расчетов определить вариант (направление) обработки отверстия T_m (цепь 1, рисунок 2, а или цепь 2, рисунок 2, б), обеспечивающий наивысшую точность его позиционирования относительно соседних отверстий T_n,$T_{(n+1)}$,$T_{(n+2)}$ грани.

При последовательном расчете точности замыкающих звеньев отверстия T_{n+1} :$A_{n(n+1)}$, $L_{(n+1)}$, отверстия T_{n+2} : $A_{n(n+2)}$, $L_{(n+2)}$, $A_{(n+1)(n+2)}$, отверстия T_m : $A_{(n+2)m}$, $A_{(n+1)m}$, $A_{(nm)}$, L_m, образующих расчетные цепи: 1) T_n, $T_{n+1} \rightarrow T_m$; 2) T_n, $T_{n+2} \rightarrow T_m$ расчет замыкающих звеньев расчетных цепей осуществляется в последовательности [4]:

1) Определяется номинальное значение замыкающего звена:

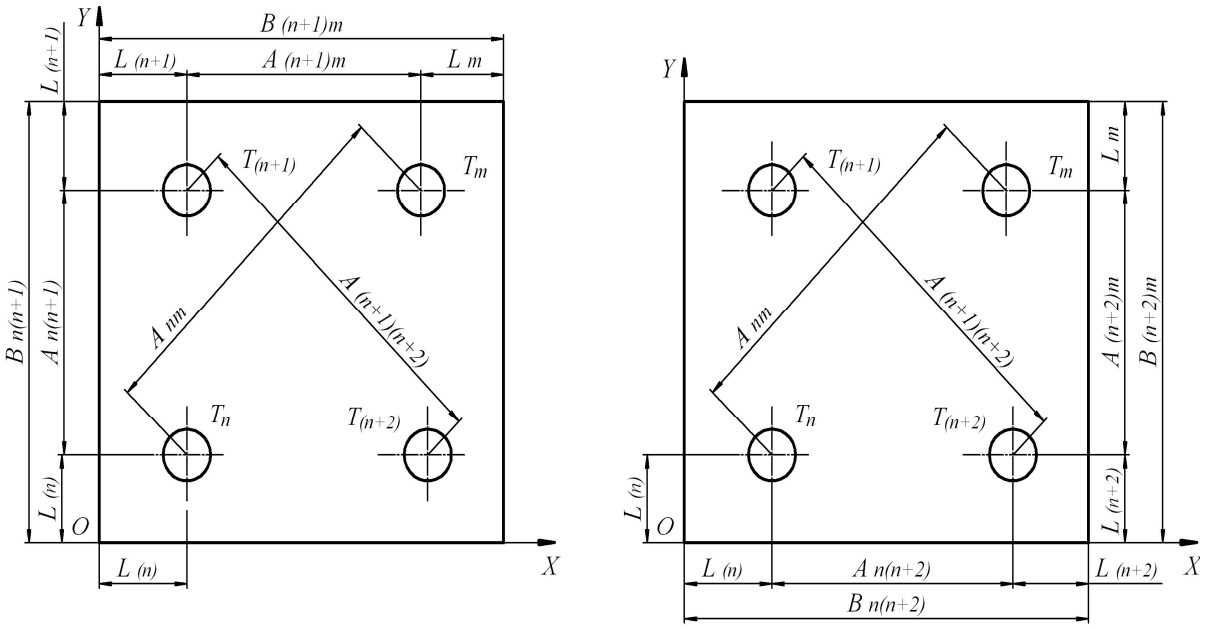
$$A_{(k)p} = \sum_{i=1}^{n} \xi_{(i)} A_i \ , \qquad (1)$$

где $A_{(k)p}$ – расчетный номинал замыкающего звена A_k;

A_i – номинал звена A_i расчетной цепи;

$\xi_{(i)}$ – передаточное номинала i-го звена расчетной цепи по отношению к номиналу замыкающего звена k;

n – число звеньев цепи.



а б

Рисунок 2 – Вариантность расчетных цепей изготовления отверстия T_m

2) Определяют предельные значения замыкающего звена:

$$A_{k(min)p}=A_{(k)p} - \Delta_k;\ A_{k(max)p}= A_{(k)p} + \Delta_k, \qquad (2)$$

где $A_{k(min)p}$ – минимальное расчетное значение замыкающего звена A_k;

$A_{k(max)p}$ – максимальное расчетное значение замыкающего звена A_k;

Δ_k – расчетное отклонение замыкающего звена A_k.

$$\Delta_k = \sum_{i=1}^{n} \xi_{(i)} \Delta_i \ , \qquad (3)$$

где Δ_i – отклонение звена A_i расчетной цепи.

4) Определяют верхнее V_B и нижнее значение V_H запаса (дефицит) по точности относительно расчетных предельных значений замыкающего звена и его допустимых значений:

$$V_H = A_{k(min)p} - A_{k(min)};\ V_B = A_{k(max)p} - A_{k(max)}, \qquad (4)$$

где $A_{k(min)}$ – минимальное заданное значение замыкающего звена A_k;

$A_{k(max)}$ – максимальное заданное значение замыкающего звена A_k.

4) Рассчитывают смещение (коррекцию) расчетного номинального значение замыкающего звена $A_{(k)p}$ при заданном значении звена $A_{(k)}$:

$$e_k = A_{(k)p} - A_{(k)}. \quad (5)$$

Полученное значение смещения e_k позволяет определить точность замыкающего звена расчетной цепи, по его абсолютному значению. В случае выполнения неравенства: $e_k \neq 0$ определяется величина коррекции расчетного номинального значения замыкающего звена. По минимальным значениям расчетных параметров $e_k \rightarrow min$, $V_B \rightarrow min$, $V_H \rightarrow min$ в процессе обработки определяется направление обхода операционных размерных цепей обработки отверстий $T_n, T_{(n+1)}, T_{(n+2)}, T_m$, а именно: 1) T_n, $T_{n+1} \rightarrow T_m$; 2) T_n, $T_{n+2} \rightarrow T_m$.

Для совмещения во времени процессов изготовления базирующих отверстий $T_n, T_{(n+1)}, T_{(n+2)}, T_m$, предложена алгоритмическая схема обработки для обеспечения точности базирования носителя при изготовлении базирующих отверстий T_n, T_{n+1}, T_{n+2}, T_m (рисунок 3).

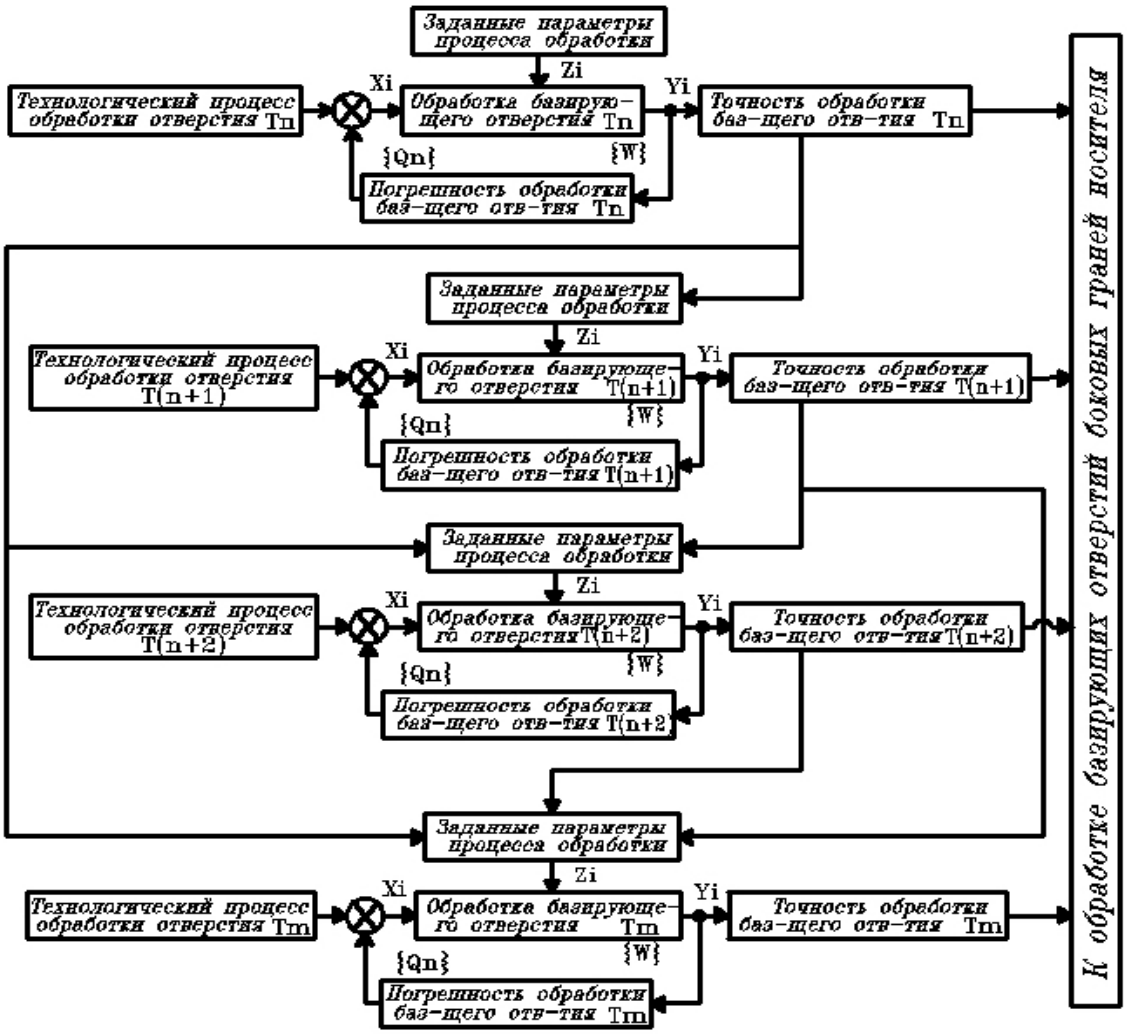


Рисунок 3 – Схема расчета размерных цепей базирующих отверстий носителя

Обработка отверстия T_n. По фактическим отклонениям параметров точности обработки T_n осуществляется обработка отверстия T_{n+1}. По фактическим отклонениям параметров точности обработки осуществляется обработка отверстия T_{n+2}. По фактическим отклонениям параметров точности обработки для отверстий T_{n+1}, T_{n+2} осуществляется обработка отверстия T_m.

Обработка каждого отверстия включает этапы расчета параметров обработки Z_i. Так, для отверстия T_n параметры Z_i позволяют провести технологический процесс обработки X_i с минимальной погрешностью $\{Q_n\}$ Выходные параметры Y_i позволяют корректировать обработку отверстия путём смещения оси режущего инструмента (например, с помощью системы управления станком). Значения фактических отклонений параметров точности обработки Y_i отверстия T_n используются на последующих этапах обработки базирующих отверстий T_{n+1}, T_{n+2} и замыкающего T_m. На этапе обработки отверстия T_{n+2} используются фактические отклонения параметров точности обработки Y_i отверстия T_{n+1}. Этап обработки отверстия T_m отличается наличием потоков информации о состоянии параметров точности изготовления отверстий T_n, T_{n+1}, T_{n+2}.

В результате расчета смещений e_k по двум расчетным цепям 1) T_n, $T_{n+1} \rightarrow T_m$; 2) T_n, $T_{n+2} \rightarrow T_m$. для межцентрового расстояния A_{nm} получаем две пары смещений $e_{(n+1)m}$ и $e_{(n+2)m}$ по направлениям OX и OY (рисунок 3, а, б).

При обработке базирующих отверстий на автоматизированном оборудовании по результатам моделирования осуществляется корректировка оси инструмента одновременно по двум осям OX, OY. При этом определяем общую величину программной коррекции $e_{общ(m)}$ для оборудования:

$$e_{общ(m)} = \frac{\sum_{i=1}^{m} e_i}{m} = \frac{e_{(n+1)m} + e_{(n+2)m}}{2}. \qquad (6)$$

Показано, что на точность базирования автоматически сменных узлов призматической формы (носителей) в *RMS* влияют параметры обработки базирующих отверстий его корпуса, параметры, определяющие взаимное расположение базирующих отверстий на каждой грани. Точность взаимного расположения базирующих отверстий определяется наличием вариантной системы размерных цепей их обработки. Сформулированы исходные данные, методика расчета параметров точной обработки базирующих отверстий носителя, на амортизированном оборудовании.

Библиографический список

1. Царев, А.М. Перекомпонуемые производственные системы реконфигурируемого производства. Обеспечение жесткости автоматически сменных узлов призматической формы: Монография / А.М. Царев, Д.Г. Левашкин. – М.: Компания Спутник+, 2007. – 304 с.
2. Царев, А.М. Многоместное приспособление-спутник: Патент (РФ) N2258593 / А.М. Царёв, Д.Г. Левашкин // «Бюллетень изобретений». –

2005. – № 23. – С. 23 – 25.
3. Царев, А.М. Основные положения метода распределенного базирования и обеспечения точности базирования автоматически сменных узлов на рабочих позициях перекомпонуемых производственных систем: Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2011. – № 2. – С. 61 – 72.
4. Матвеев, В.В. Размерный анализ технологических процессов: Учебник / В.В. Матвеев. – М.: Машиностроение, 1982. – 264 с.

УДК 621.075.8

ВЫБОР ЭФФЕКТИВНЫХ СПОСОБОВ РЕГУЛИРОВАНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ РЕЗАНИЯ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА ТЕПЛОВЫХ СХЕМ

ЗАСЛАВСКИЙ И.Я., НАХРАТОВА Г.В.

Тольяттинский государственный университет,
г. Тольятти, nahrato@mail.ru

Наиболее важным при решении задач теплофизики для практики металлообработки является получение соотношений, позволяющих анализировать и выбирать наиболее эффективные способы регулирования температуры для заданных условий обработки.

Ключевые слова: инструмент, охлаждение, резание, резец, температура, теплообмен, теплофизика, термическое сопротивление.

Одной из наиболее важных для практики металлообработки задач теплофизики резания является получение соотношений, позволяющих анализировать влияние различных факторов на температуру резания и выбирать наиболее эффективные способы ее регулирования для заданных условий обработки [1, 2]. В ряде случаев для решения этой задачи весьма удобным оказывается метод эквивалентных тепловых схем [3, 4]. Метод основан на том, что система тел, в которой происходит теплообмен, рассматривается как тепловая цепь, к которой на основании аналогии процессов переноса теплоты и электричества можно применить теорию электрических цепей. Метод тепловых схем позволяет определять разность температур на концах отдельного участка цепи и тепловые потоки в нем, не изучая изменения температуры от точки к точке, что существенно упрощает анализ. При этом создается возможность получения удобных для анализа зависимостей между основными параметрами тепловой системы и указанной разностью температур.

Тепловые схемы включают источники и приемники тепловой энергии, а также тепловые связи между ними. Приемником тепловой энергии при резании служат окружающий воздух либо охлаждающая технологическая среда. Тепловые связи определяются тем или иным механизмом теплообмена (при резании это, как правило, теплопроводность или конвекция) и представляются на тепловых схемах в виде сосредоточенных термических сопро-

тивлений, аналогичных сопротивлениям в электрических схемах.

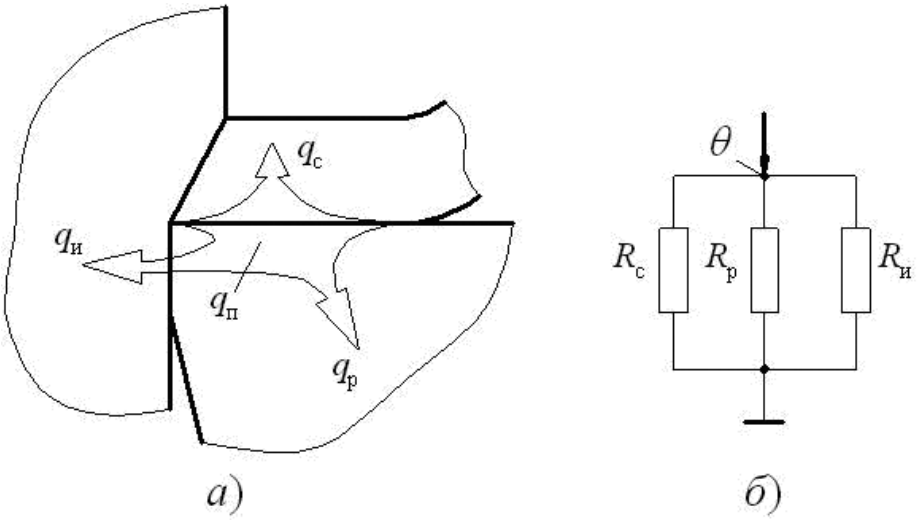


Рисунок 1 – Маршруты отвода теплоты от передней поверхности резца (а) и эквивалентная тепловая схема (*б*)

Рассматривая маршруты отвода теплоты от передней поверхности инструмента (рисунок 1, а), можно составить упрощенную тепловую схему (рисунок 1, б). Через $q_с$ обозначен тепловой поток в стружку. Теплота $q_п$, поступающая в резец со стороны передней грани, разделяется на два потока: $q_р$, направленный в резец, и $q_и$, уходящий через режущий клин в изделие. Через $R_р$ и $R_и$ на рисунке 1, б обозначены термические сопротивления тепловым потокам $q_р$ и $q_и$ соответственно; $R_с$ – термическое сопротивление стружки тепловому потоку $q_с$; θ – средняя температура передней поверхности инструмента.

Термические сопротивления, входящие в тепловую схему, можно определить на основании теплового аналога закона Ома, если известна избыточная температура тела при действии заданного теплового потока, либо непосредственным расчетом с использованием формул, аналогичных формулам для определения электрического сопротивления.

Наибольший интерес в тепловой схеме зоны резания (рисунок 1, б) представляет термическое сопротивление инструмента, поскольку параметры последнего можно выбирать в зависимости от условий обработки и результата, который нужно получить. Как показано в дальнейшем, именно это термическое сопротивление является комплексным параметром, непосредственно влияющим на температуру в зоне резания.

Если инструмент работает без охлаждения, теплота отводится в тело резца и далее в массу станка. При работе с охлаждением теплота, поступающая в инструмент, разделяется на поток, идущий в тело резца, и поток, который направляется в охлаждающую среду через тот или иной участок инструмента.

Для резца, охлаждаемого путем подачи СОЖ на переднюю поверх-

ность, тепловой поток в охлаждающую среду поступает через область режущего клина, прилегающую к контактной площадке. При работе резцом с внутренним охлаждением теплота от контактной площадки отводится в охлаждающую среду через режущую пластину и стенки охлаждающей полости.

Для неохлаждаемого резца при расчете термического сопротивления достаточно учитывать только кондуктивную составляющую. Для инструментов, работающих с охлаждением, с помощью эквивалентной тепловой схемы можно получить формулу для расчета полного термического сопротивления в виде

$$R_{\text{р}}^{\text{îõë}} = \frac{R_T (R_\lambda + R_\alpha)}{R_T + R_\lambda + R_\alpha}, \qquad (1)$$

где R_T – термическое сопротивление тепловому потоку в тело инструмента;

R_λ – термическое сопротивление между контактной площадкой резца и поверхностью охлаждения;

R_α – конвективная составляющая, которая определяется на основе закона Ньютона-Рихмана:

$$R_\alpha = \frac{1}{\alpha F_{\text{îõë}}}. \qquad (2)$$

В формуле (2) α – средний коэффициент теплоотдачи на охлаждаемой поверхности; $F_{\text{охл}}$ – площадь поверхности охлаждения.

Большинство процессов механической обработки в настоящее время производятся с использованием смазочно-охлаждающих жидкостей. Однако для некоторых видов обработки (резание с подогревом срезаемого слоя, обработка пластмасс и т.д.) применение СОЖ невозможно или нецелесообразно. Следует также иметь в виду, что одной из тенденций современной металлообработки в развитых странах является замена там, где это возможно, обработки с охлаждением «сухим» резанием. При этом, как правило, возникает проблема снижения температуры в зоне резания и выбора наиболее эффективных средств решения этой проблемы.

Обработка инструментами с внутренним охлаждением, когда охлаждающая среда циркулирует по замкнутому контуру внутри резца, как и резание неохлаждаемым резцом, может быть отнесена к «сухой» обработке и, значит, рассматриваться как один из методов обработки, способствующих снижению температур при отсутствии внешнего охлаждения.

Определить термическое сопротивление инструмента с учетом его реальной геометрии и конструкции аналитическим путем довольно затруднительно, поэтому целесообразно расчетные схемы выбирать достаточно простыми, что позволяет учесть влияние основных факторов, а отличие рассматриваемого резца от идеализированной расчетной схемы учитывать введением поправочных коэффициентов.

Представим неохлаждаемый инструмент в виде бесконечного объем-

ного клина с углами 90° (один из углов бесконечного прямого параллелепипеда), а площадку контакта резца со стружкой в виде кругового сектора, центр которого находится в вершине клина, а площадь равна фактической площади контакта. Используя формулу для средней температуры кругового источника на поверхности полубесконечного тела от действия источника постоянной мощности [5], можем получить выражение для термического сопротивления неохлаждаемого инструмента в виде

$$R_{\text{р}} = 0{,}96\frac{K_{\text{р}}}{\lambda_{\text{р}}\sqrt{F}}, \qquad (3)$$

где $\lambda_{\text{р}}$ – коэффициент теплопроводности режущей пластины;

F – площадь контакта резца со стружкой;

$K_{\text{р}}$ – поправочный коэффициент, учитывающий реальную геометрию режущей части, различие теплофизических свойств частей инструмента и других параметров инструмента.

Расчетная модель для определения величины R_λ в формуле (1) для резца с внутренним охлаждением аналогична той, которая использовалась при нахождении термического сопротивления неохлаждаемого инструмента, только вместо бесконечного клина в этом случае рассматривается клин высотой H, равной сумме высот режущей пластины и потолка охлаждающей полости.

Используя предложенный для тепловых расчетов полупроводниковых приборов метод эквивалентов [6], можно получить зависимость

$$R_{\lambda} = 0{,}96\frac{K_{\text{р}}^{\text{îõë}}}{\lambda_{\text{р}}\sqrt{F}}\left(1-0{,}4\frac{\sqrt{F}}{H}\right). \qquad (4)$$

Как видно из (4), величина кондуктивной составляющей термического сопротивления для инструмента с внутренним охлаждением, кроме теплопроводности режущей пластины и размеров контактной площадки, непосредственно зависит также от величины H.

Поправочный коэффициент $K_p^{охл}$ в формуле (4), помимо учета реальной геометрии режущей части резца и различия в теплопроводности его частей, отражает влияние параметров охлаждающей полости.

Для получения соотношений, позволяющих анализировать влияние термического сопротивления резца на теплоотвод и температуру в зоне резания, необходимо рассмотреть эквивалентную тепловую схему на рисунке 1, б. Как правило, величина $q_{\text{и}}$ достаточно мала по сравнению с $q_{\text{с}}$ и $q_{\text{р}}$ и не оказывает существенного влияния на распределение теплоты между инструментом и стружкой, а, следовательно, на среднюю температуру контакта. Исходя из этого, при выводе формул учитывались только тепловые потоки $q_{\text{с}}$ и $q_{\text{р}}$.

Применяя тепловые аналоги законов Кирхгофа к тепловой цепи на рисунке 1, б, получим соотношения, связывающие изменение величин теплового потока в резец и температуры резания с увеличением или уменьшением

его термического сопротивления. Если значение $R_{\text{р}}$ изменяется от $R_{\text{р0}}$ до $R_{\text{р1}}$, то соответствующее изменение величины $q_{\text{р}}$ и средней контактной температуры θ определяется по формулам

$$q^*_{\text{р1}} = \frac{q^*_{\text{р0}}}{\rho + q^*_{\text{р0}}(1-\rho)}, \tag{5}$$

$$\vartheta = \frac{1}{1 + q^*_{\text{р0}}\left(\frac{1}{\rho} - 1\right)}, \tag{6}$$

где $q^*_{\text{р0}}$ и $q^*_{\text{р1}}$ – доли от общей теплоты, которые поступают в инструмент соответственно при $R_{\text{р0}}$ и $R_{\text{р1}}$; $\rho = R_{\text{р1}}/R_{\text{р0}}$;

$\vartheta = \theta_1/\theta_0$ – относительное изменение температуры резания при переходе от резца с термическим сопротивлением R_{p0} к инструменту с сопротивлением R_{p1}.

При выводе формул было принято, что величина термического сопротивления стружки R_c остается постоянной при изменении R_p.

Величина q^*_{p0} также может быть определена на основе тепловой схемы, показанной на рисунке 1, б. Поскольку тепловые потоки в ветвях цепи обратно пропорциональны соответствующим термическим сопротивлениям, то

$$q^*_{\text{р0}} = \frac{1}{1 + R_{\text{р0}}/R_{\text{с}}}. \tag{7}$$

Выражение для R_c, полученное с использованием решения для полосового быстродвижущегося источника на поверхности полупространства [1], имеет вид

$$R_{\text{с}} = \frac{0{,}75}{\lambda\sqrt{F \cdot \text{Pe}}}, \tag{8}$$

где $\text{Pe} = v_{\text{с}} b/\omega$ – критерий Пекле;

λ и ω – коэффициенты тепло- и температуропроводности обрабатываемого материала;

$v_{\text{с}}$ – скорость схода стружки;

b – ширина среза.

Подставив значение R_c, а также R_p из формулы (3) в (7), получим

$$q^*_{\text{р0}} = \frac{1}{1 + 1{,}28\dfrac{K_{\text{р}}\sqrt{\text{Pe}}}{\Lambda}}, \tag{9}$$

где $\Lambda = \lambda_{\text{р}}/\lambda$ – безразмерная теплопроводность.

Полученные на основе метода тепловых схем формулы позволяют оценивать эффективность регулирования температуры в зоне резания для различных групп обрабатываемых материалов.

Как следует из выражений (5), (6) и (9), при резании труднообрабатываемых материалов (титановые сплавы, нержавеющие и жаропрочные стали и сплавы), имеющих, как правило, низкую теплопроводность (высокие значения Λ) и обрабатываемых на низких скоростях (малые Pe), доля теплоты в инструменте достаточна велика. В этих условиях можно эффективно регулировать тепловой режим зоны резания путем изменения величины термического сопротивления резца. При этом эффект изменения величины R_p будет более существенным при обработке с меньшими глубинами резания (меньше значения Pe).

Если обрабатываются цветные металлы и сплавы, для которых характерны высокая теплопроводность (малые значения Λ) и значительные скорости резания (большие Pe), ощутимого изменения температуры контакта путем варьирования величины термического сопротивления получить практически невозможно.

При обработке углеродистых и конструкционных сталей, а также чугунов изменение $R_\text{р}$ может оказаться целесообразным с точки зрения регулирования теплового режима для одних условий и неэффективным для других.

Полученные соотношения позволяют не только оценить возможность регулирования температуры путем изменения различных параметров инструмента, но и сравнивать эффективность такого регулирования для конкретных условий обработки, не производя трудоемких вычислений.

В наибольшей степени на величину R_p влияет теплопроводность инструментального материала. Как видно из выражений (5), (6) и (9), с ростом величины λ_p увеличивается Λ, возрастает доля теплоты в инструменте и падает средняя температура контакта. При этом темп снижения температур всегда отстает от темпа изменения λ_p, особенно при малой величине q^*_{p0}.

Изменение геометрических параметров режущей части инструмента также может быть целесообразным с точки зрения регулирования теплового режима инструмента. Полученные авторами соотношения позволяют сравнить влияние того или иного угла резца на теплоотвод и температуру. При этом следует иметь в виду, что геометрические параметры инструмента существенно влияют на теплообразование, и суммарный эффект влияния изменения теплообразования и теплоотвода может быть различным. Как показывает анализ, наиболее предпочтительным с точки зрения регулирования температуры в зоне резания следует считать изменение угла режущего клина в плане за счет применения неперетачиваемых пластин с разным числом граней.

Изменение термического сопротивления путем увеличения теплопроводности частей инструмента, например, за счет применения разного рода теплоотводящих вставок, может дать эффект в случае, когда доля теплоты, поступающей в резец, достаточно велика, и применяются режущие пластины небольшой высоты.

Если необходимая величина изменения термического сопротивления

неохлаждаемого инструмента за счет варьирования его параметров не обеспечивается, следует использовать внутреннее охлаждение. При этом оценка влияния размеров и расположения охлаждающей полости, а также свойств охладителя на температуру в зоне резания может быть выполнена на основе соотношений, полученных с помощью метода тепловых схем.

Библиографический список

1. Резников А.Н. Теплофизика резания. – М.: Машиностроение, 1969. – 288 с.
2. Резников А.Н. Теплофизика процессов механической обработки материалов. – М.: Машиностроение, 1981. – 279 с.
3. Борисенко А.И., Костиков О.Н., Яковлев А.И. Охлаждение промышленных электрических машин. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 296 с.
4. Дульнев Г.Н. Тепло- и массообмен в радиоэлектронной аппаратуре. – М.: Высшая школа, 1984. – 247 с.
5. Карслоу Г.С., Егер Д.К. Теплопроводность твердых тел. – М.: Наука, 1964. – 537 с.
6. Захаров А.Л., Асвадурова Е.И. Расчет тепловых параметров полупроводниковых приборов: Метод эквивалентов. – М.: Радио и связь, 1983. – 184 с.

УДК 65.011.56:658.51.061.5

МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕМАТИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ УСТРОЙСТВ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ЖЕСТКОСТИ АВТОМАТИЧЕСКИ СМЕННЫХ УЗЛОВ

Левашкин Д.Г.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, E-mail: LevashkinD@rambler.ru

Рассмотрены способы организации кинематических структур в автоматизированном производстве для обеспечения жесткости автоматически сменных узлов при многосторонней обработке деталей.

Ключевые слова: автоматизированное производство, автоматически сменные узлы, многосторонняя обработка, жесткость, кинематическая структура.

Современное развитие автоматизированных производственных систем ориентировано на создание систем машин переменной компоновки и структуры (RMS), как альтернативы перехода к многономенклатурному производству изделий. На основе применения автоматически сменных станочных систем и узлов, например, автоматически сменных узлов (носителей) призматической формы обеспечивается изменение конфигурации и архитектуры

станочной системы [1]. Внедрение носителей связано с решением вопросов обеспечения их жёсткости, что обусловлено концентрацией технологических процессов на одной рабочей позиции при многосторонней обработке деталей и условий повышенного воздействия действующих сил резания. Техническими решениями, подтверждающими данные положения, могут быть приняты примеры компонования рабочей позиции на основе применения агрегатных (технологических) узлов с ЧПУ [1, 2] (рисунок 1). Решением для применения указанных технических решений является технологическая система станочных узлов, отвечающая требованиям в зависимости от изменения внешних силовых факторов.

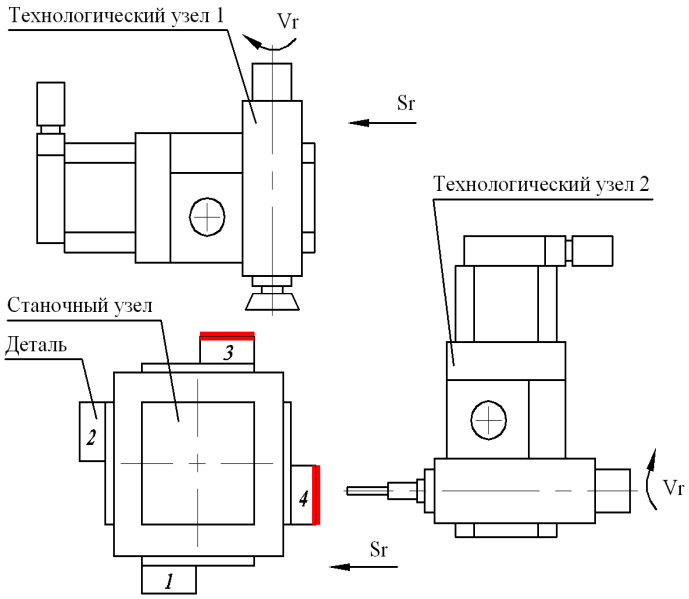


Рисунок 1 – Рабочая позиция RMS с многосторонней обработкой деталей

Многоместная обработка деталей может осуществляться относительно каждой грани автоматически сменного узла (носителя деталей) при вариантном сочетании методов обработки (сверление, фрезерование, растачивание). При этом говорим о схеме нагружения Ω носителя как характеристике? дающей представление о сочетании методов обработки в каждом индивидуальном случае реализации многоместной обработки деталей, и вариационном множестве $\{\Omega\}$ нагружения носителя, где выполняется условие:

$$\{\Omega\} = \sum_{i=1}^{N} \Omega_i \ (x_k, y_k, z_k, P_k^n, t_k^n), \qquad (1)$$

где N – количество возможных схем нагружения;

k – соответствующая данному варианту многосторонней обработки схема нагружения носителя.

Согласно (2) любое вариационное множество $\{\Omega\}$ определяется индивидуальным сочетанием результирующих сил резания P_k, временем их воздействия на корпус носителя t_k, координатами и направлением их приложения x_k,

y_k, z_k, а следовательно и схемой нагружения носителя.

Количество схем нагружения N определяется максимальным числом одновременно работающих шпиндельных узлов *RMS*. Количество граней корпуса носителя равно шести ($G = 6$), две из них используются непосредственно для установки носителя и смены готовых деталей. Количество возможных схем нагружения носителя N_n с учетом одновременной обработки n-деталей может определяться согласно (2):

$$N_n=30\cdot S^{(n-1)}, \quad (2)$$

где S – максимальное количество одновременно работающих шпинделей;

n – число одновременно обрабатываемых деталей.

Так, если для обработки одной детали ($n = 1$) количество схем нагружения составляет $N_1 = 30$, то для обработки одновременно двух деталей ($n = 2$) имеем $N_2 = 30\cdot4 = 120$ схем; для обработки трех деталей ($n = 3$) $N_3 = 30\cdot4^2 = 480$ схем; при одновременной обработке четырех деталей ($n = 4$) $N_4 = 30\cdot4^3 = 1440$ схем соответственно. Для каждой схемы нагружения величина упругих деформации и напряжений индивидуальны, наблюдается изменение их абсолютных величин для нагруженных граней носителя от минимальных до максимальных значений.

В данной постановке учитывать величины упругих деформаций может система станочных узлов, реализующая замкнутую кинематическую структуру, позволяя фиксировать и отслеживать значения возникающих упругих деформаций и напряжений, возникающих при многосторонней обработке деталей по выходным сигналам датчиков [3]. А также регулировать геометрию и пространственное положение нагруженных элементов своего корпуса, применяя систему компьютерного управления (в том числе ЧПУ), в режиме реального времени. [1]. Для решения задач обеспечения жесткости необходимо обеспечить соответствие показателей интенсивности внешнего силового воздействия и устройств, формирующих отклик на внешнее силовое или кинетическое возмущение, согласно общей схеме управления (рисунок 2).

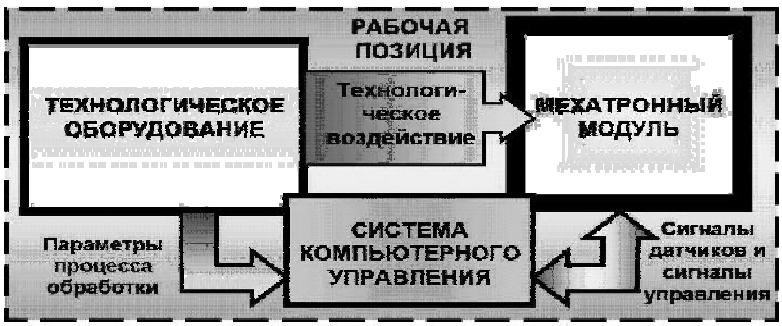


Рисунок 2 – Укрупненная схема управления жесткостью технологической системы с замкнутой кинематической структурой

Предложено использовать технические решения с применением электромеханических (мехатронных) устройств активной компенсации на основе

пьезоэлектрического и магнитострикционных эффектов. Применение пьезокерамических актюаторов [4] дает возможность управлять деформациями (и вибрациями) в материале под действием внешней силы, в результате чего может быть достигнута высокая точность обработки деталей. Пьезокерамические актюаторы имеют высокие динамические характеристики: развивают значительное усилие (блокирующую силу) до 1 кН при управляющем напряжении 1 кВ, но при очень малых отклонениях рабочей части (от единиц нанометров до сотен микрон). Метод основан на использовании обратного пьезоэлектрического эффекта. Актюатор подсоединяют механическим способом к конструкции, подверженной воздействию внешних силовых факторов.

Решение с использованием пьезокерамических актюаторов обеспечивает возможность компенсировать деформации станочных узлов с быстродействием до 10 мс при максимальном ходе 3 – 5 мкм и усилием до 1 кН, гасить вибрации станочных узлов при активном усилии до 10 кН, использовать как устройство активной стабилизации станочных узлов.

Другое решение может быть основано на применении физического эффекта магнитострикции [4]. Магнитострикторы в виде обмоток постоянного тока размещают на нагруженных элементах конструкции станочного узла (рисунок 3). Регулируя величину подаваемого тока, можно создавать магнитное поле определенной напряженности, и тем самым, компенсировать упругие деформации станочных узлов с быстродействием в пределах 5 – 15 мс при максимальном ходе 3 – 15 мкм и усилием до 15 кН, компенсировать вибрации при усилии до 100 кН, использовать как устройство активной стабилизации станочных узлов.

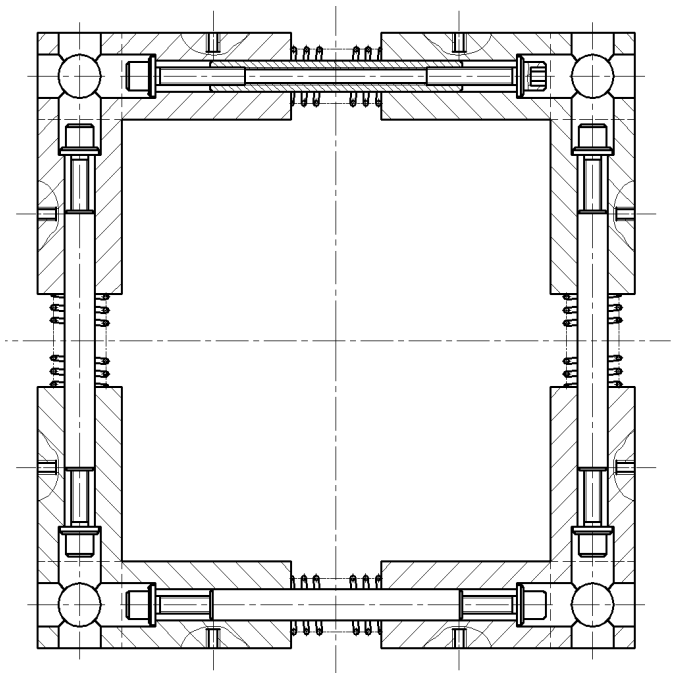


Рисунок 3 – Корпус устройства активной компенсации внешних силовых факторов при многосторонней обработке деталей

В качестве технического решения для реализации данных методов обеспечения жесткости станочных систем с замкнутой кинематической структурой предложена конструкция носителя призматической формы, состоящего из набора $n = 6$ боковых плит и сборного корпуса из $k=8$ крестовин. В зависимости от вида обработки, корпус носителя данной конструкции оснащается пьезоэлектрическими или магнитострикционными актюаторами (на рисунке 3 условно показаны в виде упругих элементов), установленными в зазорах между крестовинами, обеспечивая жесткость конструкции и требуемые габаритные размеры корпуса носителя согласно схеме на рисунке 2. [2].

Для обеспечения аппаратной поддержки разработана компьютерная модель исследований параметров жесткости корпуса носителя в среде моделирования пакета *MATLAB/ Simulink* (рисунок 4).

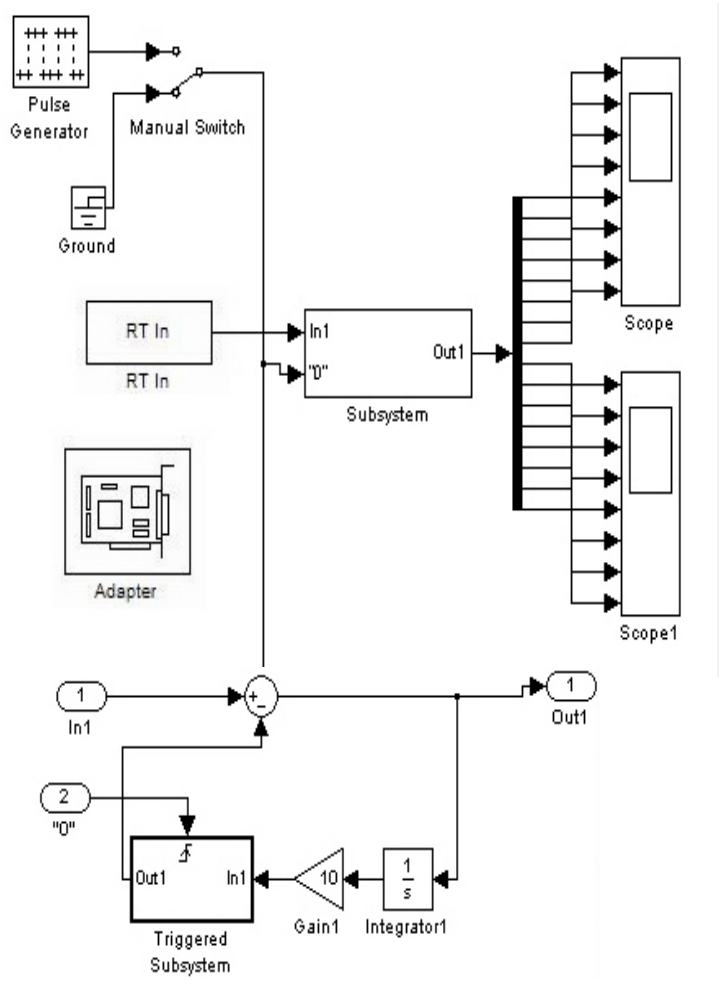


Рисунок 4 – Компьютерная модель для моделирования параметров жесткости станочных узлов

Модель позволяет реализовать работу активных электромеханических устройств в режиме реального времени. При запуске модели сигнал датчика контроля действующих усилий и возникающих упругих деформаций D_{ij} в виде выходного напряжения $Uвых_{ij}$ поступает после преобразования в микропроцессорный модуль ввода-вывода (обозначен блоком «*Adapter*»). За

дальнейшую обработку поступающих сигналов отвечает блок ввода информации *RT-In*, откуда сигналы поступают во вспомогательный блок Subsystem, где происходит перерасчет напряжения $Uвых_{ij}$ в значение упругих деформаций $\frac{\Delta l}{l}_{ij}$, в реальном времени. Вспомогательный блок *Subsystem* позволяет организовать работу актюаторов в реальном времени, т.е. без прерывания работы датчиков и работы модели в целом, при помощи блока-переключателя *Manual Switch*. Расчетные значения упругих деформаций поступают в блок активных осциллографов *Scope*.

Таким образом, предложена схема управления жесткостью технологической системы с замкнутой кинематической структурой, позволяющая использовать выходные сигналы датчиков в качестве сигналов управления режимами функционирования активных устройств, компенсирующих воздействия внешних переменных силовых факторов. Разработана компьютерная модель, позволяющая моделировать процессы управления жесткостью технологической системы с замкнутой кинематической структурой. Предложено конструктивное исполнение носителя, обеспечивающие регулирование параметров жесткости, непосредственно в режиме реального времени.

Библиографический список

1. Царев, А.М. Перекомпонуемые производственные системы реконфигурируемого производства. Обеспечение жесткости автоматически сменных узлов призматической формы: Монография / А.М. Царев, Д.Г Левашкин. – М.: Компания Спутник+, 2007. – 304 с.
2. Царев, А.М. Многоместное приспособление-спутник: Патент (РФ) N2258593. / А.М. Царёв, Д.Г. Левашкин // Бюллетень изобретений. – 2005. – № 23. – С. 23 – 25.
3. Малышев В.И. Автоматизация гибридных и комбинированных технологий на основе модернизации станочного оборудования и выбора кинематических связей: Статья / В.И. Малышев, Д.Г. Левашкин, А.С. Селиванов. – Тольятти: Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2010. – № 3. – С. 70 – 74.
4. Левашкин, Д.Г. Системы автоматического контроля: Учебное пособие / Д.Г. Левашкин – Тольятти: Изд-во ТГУ, 2007. – 163 с.

СОДЕРЖАНИЕ

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ.....4

Коротков С.Г., Темлянцев М.В.

Кафедра теплоэнергетики и экологии СибГИУ: 80 лет в образовании и науке 4

Васильев В.В.

Кафедра физической химии и теории металлургических процессов СибГИУ: становление, руководители, педагогические и научные достижения. К 75 летнему юбилею 17

Протопопов Е.В., Фейлер С.В., Чернятевич А.Г.

Современные подходы к исследованию металлургических процессов методами физического и математического моделирования 22

Кузнецов С.Н., Волынкина Е.П., Протопопов Е.В.

Утилизация отходов в современной металлургии: основные задачи и направления развития.....30

Афанасьев В.К.

Прогрессивные способы улучшения свойств железо-углеродистых сплавов 40

Осколкова Т.Н., Николаев В.В., Герш В.Ф.

Упрочнение карбидовольфрамовых твёрдых сплавов: мировые и отечественные тенденции, новые технологии и результаты.....51

Темлянцев М.В., Запольская Е.М., Темлянцева Е.Н.

Повышение тепловой эффективности стендов сушки и разогрева сталеразливочных ковшей.....59

Багрянцев В.И., Темлянцев М.В., Казимиров С.А., Рыбушкин А.А., Бровченко С.А., Гудков М.Ю.

Перспективы использования опилок в качестве топлива для теплоэнергетических установок вихревого типа 66

Темлянцев М.В., Слажнева К.С., Дзюба А.Ю., Уманский А.А., Темлянцев Н.В.

Исследование высокотемпературного окисления рессорно-пружинной стали марки 60С2ХА.....70

Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Прошунин И.Е., Кашлев И.М., Кичигина О.Ю.

Современные подходы к рациональному использованию марганецсодержащего сырья 75

Крутский Ю.Л., Дюкова К.Д., Баннов А.Г., Антонова Е.В., Кузнецова В.В.

Современные тенденции в синтезе тугоплавких карбидов некоторых переходных металлов 88

Протопопов Е.В., Дементьев В.П., Бойков Д.В., Козырев Н.А., Полевой Е.В., Щеглова А.Б.

Результаты эксплуатации рельсов импортного производства в условиях российских железных дорог.....91

Рощин В.Е., Рощин А.В.

Развитие теории углеродотермического восстановления и окисления железа в твёрдой фазе 99

НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В ЧЕРНОЙ И ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ 106

Протопопов Е.В., Калиногорский А.Н.

Особенности шлакового режима конвертерной плавки при использовании высокомагнезиальных флюсов 106

Аникин А.Е, Галевский Г.В.

Термодинамический анализ процессов карбидообразования в системах Si–O–C, Si–O–C–H.....111

Аникин А.Е., Галевский Г.В.

Производство, свойства и применение буроугольного полукокса Березовского месторождения Канско-Ачинского бассейна 115

Строкина И.В., Аникин А.Е.

Углеродотермическое восстановление в водородсодержащей атмосфере железорудных концентратов Бакчарского месторождения 120

Дмитриенко В.И., Рожихина И.Д., Нохрина О.И., Платонов М.А., Дмитриенко А.В.

Перспективы и особенности применения барийстронциевых модификаторов при производстве стали.....124

Рожихина И.Д., Романенко Ю.Е., Лазаревский П.П., Ходосов И.Е.

Альтернативные углеродосодержащие материалы в восстановительных процессах получения марганцевых, хромистых сплавов и металлизованного железа 128

**Пономарева К.В., Деев В.Б., Юдин А.С.,
Сметанюк С.В., Никитина А.А.**

Влияние плотности полистироловых моделей на качество отливок «Крышка корпуса газоанализатора» 134

**Деев В.Б., Пономарева К.В., Куценко А.И.,
Коновалов А.Н., Сметанюк С.В.**

Влияние времени выдержки при оптимальной температуре перегрева расплава на прочность, герметичность и содержание неметаллических включений в тонкостенных отливках из сплава АК7, полученных способом ЛГМ 140

**Деев В.Б., Куценко А.И., Пономарева К.В.,
Сметанюк С.В., Фадеев А.В.**

Определение оптимальных технологических режимов производства отливок способом литья по газифицируемым моделям 145

Селянин И.Ф., Феоктистов А.В., Модзелевская О.Г., Бедарев С.А.

Разработка ресурсосберегающих технологий ваграночного процесса на специализированном исследовательском комплексе 150

Симачёв А.С., Осколкова Т.Н.

Влияние неметаллических включений непрерывно-литой заготовки рельсовой стали Э76Ф на высокотемпературную пластичность 156

Головатенко А.В., Уманский А.А., Кадыков В.Н.

Разработка модели расчета сопротивления деформации рельсовой стали Э78ХСФ при различных температурно-скоростных параметрах деформации 160

Козырев Н.А., Уманский А.А., Бойков Д.В.

Исследование влияния технологических параметров внепечной обработки на качество рельсовой электростали и рельсового проката 165

Стерлигов В.В., Шадринцева Д.А.

Преимущества плоскопламенных рекуперативных горелок при разогреве ковшей 170

Осипова Ю.А., Медведева К.С., Балацкий Г.В., Тарков Р.А.

Исследование процесса микролегирования стали ванадием и азотом 175

Леонов В.В., Никифоров А.Г.

Закономерности изменения свойств бинарных алюминиевых сплавов в зависимости от состава сплава 179

Леонов В.В., Никифоров А.Г.

Использование первых производных для выявления корреляционных взаимосвязей между различными свойствами алюминиевых сплавов.....182

Гарбузова А.К., Руднева В.В., Галевский Г.В.

Оптимизация параметров плазмометаллургического синтеза карбида титана.....186

Гарбузова А.К., Руднева В.В., Галевский Г.В., Ноздрин И.В.

Упрочняющие гальванические композиционные покрытия на основе никеля с нано- и микропорошками карбида титана 191

Дюкова К.Д., Крутский Ю.Л., Баннов А.Г.

Исследование влияния механоактивации исходной шихты на морфологию и свойства порошка карбида хрома.....194

Тимофеева А.А., Баннов А.Г., Юсин С.И., Дюкова К.Д.

Синтез и исследование характеристик терморасширенного графита 198

Нохрина О.И., Ходосов И.Е.

Исследование твердофазного восстановления железа углями Кузбасса.....203

Галевский Г.В., Ефимова К.А., Ширяева Л.С., Руднева В.В., Гарбузова А.К.

Моделирование взаимодействия сырьевого и плазменного потоков при синтезе тугоплавких соединений титана 208

Числављев В.В. Фейлер С.В.

Моделирование процессов массопереноса при непрерывной разливке рельсовой стали.....213

Еремин Е.Н., Филиппов Ю.О., Маталасова А.Е., Пономарев И.А., Гуржий А.С.

Структура и состав карбидных фаз в литых сплавах на никелевой основе 219

Алсараева К.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Бондаренко К.Ю., Комиссарова И.А.

Влияние электронно-пучковой обработки на изменение усталостной долговечности силумина 224

Коновалов С.В., Воробьев С.В., Комиссарова И.А., Бондаренко К.Ю., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е.

Влияние обработки пучками электронов на стали различных классов при усталости 229

Авдеева Т.П., Розен А.Е.

Анализ эффективности утилизации промышленных отходов методом пиролиза..... 232

Пак Ч.Г., Батрашов В.М., Серов П.И.

Применение кремнеграфитовых и алюмохромовых отходов промышленности при производстве ячеистых жаростойких бетонов на фосфатном связующем 239

Первухин Л.Б., Розен А.Е., Крюков Д.Б., Кривенков А.О., Чугунов С.Н., Казанцев И.А., Хорин А.В.

Комплексные технологии получения композиционных материалов нового поколения..... 245

Немзорова М.А., Тихонина К.В.

Исследование динамики очистки углеродных нановолокон в растворах азотной кислоты 249

Тихонина К.В., Немзорова М.А.

Исследование электрофизических свойств эпоксидных композитов на основе терморасширенного графита 253

Гронь В.А., Коростовенко В.В., Капличенко Н.М., Вежина Е.А., Коробейников А.А.

Комплексная очистка промышленных выбросов (стоков) предприятий теплоэнергетики 256

Малышев В.И., Мурашкин С.В.

Особенности износа правящего инструмента при ультразвуковой правке шлифовальных кругов..... 260

Исмагилова Т.В., Михайлов В.С., Баталова Н.Т.

Возможности использования напряженного бетона 265

Авдеева Т.П.

Исследование турбулентных характеристик приточных динамических потоков 271

Ощепков Д.И., Кулагин Н.М.

Исследование плотности и молярной электропроводности расплавов растворов трихлоридов лантана и лантанидов цериевой подгруппы в эквимольной смеси хлоридов натрия и калия 275

СВАРКА: НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ, МАТЕРИАЛЫ И ОБОРУДОВАНИЕ 281

Розен А.Е., Крюков Д.Б., Хорин А.В., Гуськов М.С.

Разработка технологических схем сварки взрывом композиционного материала системы алюминий–медь 281

Вострецов Г.Н., Липатова У.И.

Порошковая проволока для наплавки в среде азота 287

Козырев Н.А. Шурупов, В.М., Козырева О.Е., Титов Д.А.

Исследование возможности использования вольфрамсодержащих руд при наплавке стали 292

Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В., Махин Д.И.

Окислительно-восстановительные процессы при сварке под углеродсодержащим флюсом 296

Степанов А.П., Асмандьяров А.Р.

Анализ тлеющего и дугового разряда 301

Колмогоров Д.Е., Горячкин Д.С.

Конструкции устройств для подвода тока к сварочной проволоке 305

Чинахов Д.А., Майорова Е.И.

Газодинамическое управление свойствами сварных соединений из легированных сталей 308

Ильященко Д.П.

Сварочный тренажер «WELDING SIMULATOR» 314

Карцев Д.С., Кузнецов М.А.

Коррозионная стойкость сварных соединений из стали 12Х18Н10Т в присутствии нанопорошков 318

Еремин Е.Н., Лосев А.С., Ушаков С.А., Куземцев К.Ю., Бородихин С.А.

Наплавка порошковой проволокой ножей для холодной резки металлопроката 322

Крампит М.А., Зернин Е.А.

Создание модели и расчет режимов для устройства импульсно-дуговой сварки.....326

Кузнецов М.А., Карцев Д.С.

Структурообразование сварных соединений из стали 12Х18Н10Т.....332

Полищук В.А., Гриценко В.В.

Особенности дуговой сварки плавлением аустенитных коррозионностойких сталей.....338

Филонов А.В.

Унифицированная сварочная горелка как узел автоматизированной системы для сварки.....342

Чинахов Д.А., Воробьев А.В., Филимоненко А.Г., Готовщик Ю.М.

Влияниие ветра на качество защиты и тепловые процессы при сварке в активном защитном газе.....345

Лукьянов А.В.; Бахматов П.В.

Оптимизация режимов лазерной сварки и термообработки ленточных пил.....350

Лукьянцева П., Бахматов П.В.

Анализ дефектов, выявляемых при сварке тел вращения на установке УСК-1200 и мероприятий по их устранению.....355

Муравьев В.И., Пицык В.С.

Анализ возможностей создания неразъемных диффузионных соединений цветных металлов.....365

Марьин Б.Н., Бажин В.И.

Оснастка для производства монтажных заготовок под сборку трубопроводных систем.....372

Свиридов А.В., Куршева В.Д., Торощин Э.А.

Исследование и совершенствование электрофоретических процессов формирования оболочковых литейных форм.....376

Севастьянов Г.М., Черномас В.В., Севастьянов А.М.

Инженерный инструментарий для идентификации параметров тепломассопереноса в процессах непрерывного литья цветных сплавов.....381

Бахматов П.В., Тишкова Е.Е., Бажин В.И.

Исследование влияния подогрева и непосредственной термообработки при сварке стальных корпусных конструкций на структуру и свойства сварных соединений 390

ЭКОНОМИКА И УПРАВЛЕНИЕ НА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРЕДПРИЯТИЯХ 397

Полях О.А. Галевский, Г.В., Павлович Л.Б.

Интеграция СибГИУ–ЕВРАЗ ЗСМК в сфере повышения квалификации персонала 397

Галевский С.Г.

Учет рисков в методе дисконтированных денежных потоков 401

Исмагилова Т.В., Михайлов В.С.

Перспективы развития технических наук в центральной России 404

Исмагилова Т.В., Михайлов В.С.

Перспективы развития синдицированного кредитования в РФ 409

Исмагилова Т.В., Михайлов В.С., Шарипова В.В.

Развитие металлургической индустрии в условиях недостаточного инвестирования 416

АВТОМАТИЗАЦИЯ. ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ 420

Левашкин Д.Г.

Обеспечение точности обработки базирующих отверстий автоматически сменных узлов путем моделирования размерных цепей 420

Заславский И.Я., Нахратова Г.В.

Выбор эффективных способов регулирования температуры резания с помощью метода тепловых схем 425

Левашкин Д.Г.

Моделирование кинематических структур на основе электромеханических устройств для обеспечения жесткости автоматически сменных узлов 431

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ: ТЕХНОЛОГИИ, УПРАВЛЕНИЕ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО

Труды XVIII Всероссийской научно-практической конференции

Под общей редакцией Е.В. Протопопова
Технический редактор Л.С. Ширяева
Компьютерная верстка Е.Ф. Мелещук

Подписано в печать 03.10.2014 г.
Формат бумаги 60×84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 26,04. Уч.-изд. л. 28,68. Тираж 300 экз. Заказ № 588.

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
Издательский центр СибГИУ