



ПРОСПЕКТ СВОБОДНЫЙ-2016

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ СТУДЕНТОВ,
АСПИРАНТОВ И МОЛОДЫХ УЧЁНЫХ

ЭЛЕКТРОННЫЙ СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ
МЕЖДУНАРОДНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ СТУДЕНТОВ,
АСПИРАНТОВ И МОЛОДЫХ УЧЁНЫХ
«ПРОСПЕКТ СВОБОДНЫЙ-2016»,
ПОСВЯЩЁННОЙ ГОДУ ОБРАЗОВАНИЯ
В СОДРУЖЕСТВЕ НЕЗАВИСИМЫХ ГОСУДАРСТВ

КРАСНОЯРСК, СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ

15-25 АПРЕЛЯ 2016 Г.

Министерство образования и науки Российской Федерации
ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет»

Сборник материалов
Международной конференции студентов,
аспирантов и молодых учёных
«Перспектив Свободный-2016»,
посвящённой Году образования
в Содружестве Независимых Государств

Красноярск, Сибирский федеральный университет, 15-25 апреля
2016 г.

Красноярск, 2016



ПЕРСПЕКТИВ СВОБОДНЫЙ-2016

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ СТУДЕНТОВ, АСПИРАНТОВ И МОЛОДЫХ УЧЁНЫХ

Красноярск, Сибирский федеральный университет, 15-25 апреля 2016 г.

«Новые технологии в литейном производстве»



ТЕХНИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПО РЕКОНСТРУКЦИИ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА РМЗ ФИЛИАЛА РИК ОК РУСАЛ

Арапов С.Л., Ильин А.А.

научный руководитель канд. техн. наук Саначева Г.С., Леонтьев Е.Г.,

д-р техн. наук Беляев С.В.

Сибирский федеральный университет

До настоящего времени алюминиевые заводы ОК РУСАЛ размещают заказы на ремонтное литье комплектующих изделий для металлургических производств у сторонних производителей на различных литейных заводах в России и за рубежом.

Размещение заказов у сторонних производителей не всегда гарантирует получения качественных изделий. Алюминиевые заводы не имеют возможности проверять качество поставляемого ремонтного литья на соответствие марки сплава, механические и другие характеристики сплава. Отсутствие решения проблемы нестабильности качества литых изделий, несвоевременной их поставки, большое количество поставщиков, трудности в выстраивании отношений между клиентом и поставщиком мешают качественной работе основных металлургических переделов.

Решить эти проблемы позволит развитие литейного производства ремонтно-механической базы (РМЗ) филиала ООО «РУС - инжиниринг» в г. Ачинске. РМЗ является крупным предприятием, ориентированным на выпуск стального и чугунного ремонтного литья для нужд филиалов РИК и алюминиевых заводов ОК РУСАЛ.

В сталелитейном цехе РМЗ освоено производство отливок из углеродистых и высоколегированных сталей, производится марганцовистое литье. Из общего объема литой продукции на долю чугунного литья приходится 68%.

Основная продукция чугунного литья – комплектующие изделия для электролизеров (секции газосборного колокола) их доля общем объеме чугунного литья составляет 80%.

В связи с вводом ОК РУСАЛ в эксплуатацию новых алюминиевых заводов годовая потребность в ремонтном литье возросла в два раза. Такой объем литья в условиях сегодняшнего производства РМЗ невозможен без реконструкции литейных переделов.

Модернизация литейных цехов не производилась уже многие годы, и, стало быть, решить проблему нестабильного качества, несвоевременной поставки продукции, увеличение мощностей позволит их реконструкция.

Анализ технологических процессов получения стального и чугунного литья в условиях сегодняшнего литейного производства РМЗ показал следующее:

- изношенность парка формовочных машин (модели 233М, 235С, 235М) приводит к неравномерному уплотнению смеси, перекоосу и нарушению размерной точности отливок.
- большое разнообразие применяемых, часто однотипных формовочных и стержневых смесей, отсутствие точного дозирования и качественного перемешивания затрудняет строгий контроль и за их качеством и стабилизацию технологических процессов изготовления стержней и форм;
- отсутствие качественной переработки и подготовки отработанной смеси ухудшает качество формовочных и стержневых смесей, что является причиной образования дефектов в отливках;
- технологические процессы изготовления форм и стержней с применением CO_2 процесса устарели и не могут обеспечить получение отливок высокого качества;

- применяемые в большом объеме жидкостекольные смеси с повышенным содержанием жидкого стекла требуют больших затрат на выбивке.

В технологических процессах изготовления чугунного и стального литья используется большое количество операций, выполняемых вручную.

Так при существующей себестоимости производства одной тонны серого чугуна 50045,61 руб., стоимость трудозатрат составляет 5183,51 руб.

Очевидно, что для обеспечения потребностей филиалов РИК и алюминиевых заводов ОК РУСАЛ в литой продукции, повышения прочностных и эксплуатационных характеристик сплавов в отливках, размерной и геометрической точности, чистоты поверхности необходим переход на новые технологические процессы.

Внедрение новых технологий, современного оборудования позволит гарантировать высокое качество продукции и постоянное его развитие, непрерывное улучшение в области снижения потерь, что приведет к снижению стоимости литых заготовок.

В рамках развития литейного производства предлагаются следующие технологические и технические решения:

- замена парка формовочных машин в чугунолитейном цехе на автоматическую формовочную линию (АФЛ) с цикловой производительностью 40 форм/час. Способ уплотнения – прессование многоплунжерной головкой с одновременным встряхиванием;

- внедрение автоматизированного смесеприготовительного комплекса на базе вихревых смесителей для приготовления формовочной смеси;

- замена способа изготовления стержней по CO_2 - процессу на изготовление стержней из холоднотвердеющих песчано-смоляных смесей на щелочной фенолформальдегидной смоле (ХТС).

- установка дополнительного оборудования для финишных операций.

Ввод в эксплуатацию автоматической формовочной линии полностью исключает такие трудозатратные операции как формовка и выбивка. При цикловой производительности линии 40 форм/час линия обслуживается двумя операторами. При изготовлении отливок на встряхивающих формовочных машинах (существующая технология) для изготовления 5 форм/час требуется 7 человек обслуживающего персонала.

По предварительным расчетам трудозатраты, при использовании АФЛ в себестоимости производства одной тонны серого чугуна, составят 3630,41 руб. В итоге, себестоимость одной тонны серого чугуна снизится до 42298,43 руб./т. Внедрения АФЛ в чугунолитейном цехе, позволит снизить себестоимость серого чугуна на 7747,17 руб.

Внедрение автоматизированного смесеприготовительного комплекса для приготовления формовочной смеси позволит обеспечить формовочный участок необходимым количеством качественной формовочной смеси. Системы дозированной подачи исходных материалов исключат возможный брак по вине форм, и даст возможность перейти на единую формовочную смесь, стоимость которой на 45% ниже облицовочной, применяемой в настоящее время.

Производство стержней является важной составной частью процесса получения качественных отливок.

В проекте реконструкции цеха предусмотрен новый техпроцесс изготовления стержней взамен CO_2 процесса - стержни из холодно – твердеющих песчано – смоляных смесей на щелочной фенолформальдегидной смоле, отверждаемой жидким эфиром (альфа–сет–процесс). Отверждение смеси непосредственно в оснастке (стержневые ящики) повышает точность отливок и не требует операций сушки.



Процесс сочетает положительные качества ХТС – выбиваемость и механическую регенерируемость смесей, обладающих низкой вредностью газовыделений. При изготовлении смеси, а затем стержней вредные выделения и запах практически отсутствуют, а во время заливки газы выделяются позднее, чем при использовании других ХТС, поэтому вероятность образования газовых дефектов в отливках минимальна.

Щелочная фенольная смола содержит до 0,9% свободного фенола, до 0,1% свободного формальдегида, до 0,5%; Так как смеси содержат небольшое количество смолы и отвердителя выделение свободного фенола и формальдегида в процессе заливки ниже ПДК также отсутствуют и сернистые выделения. Следует также отметить, что отверждённая смола не растворима в воде, поэтому свободный фенол из вывезенных в отвал отходов песка водой не вымываются. Таким образом, очевидна перспективность применения альфа–сет–процесса для изготовления стержней. Внедрение этого процесса на отечественных материалах подтверждает его высокую эффективность.

Для производства стержней выбрана оптимальная схема организации технологического процесса на стержневом участке, согласно которой стержни изготавливают на комплексно – механизированной линии для приготовления стержней массой до 10 кг и более 100 кг. В первом варианте применяется схема на основе участка оснащенного смесителем непрерывного действия с малой производительностью (до 1т/час.) и круговым карусельно - поворотным столом. Схема участков для изготовления стержней 100 кг и более являются конвейерными с замкнутым контуром. Участок оснащен смесителем непрерывного действия, вибростолом на позиции подачи смеси свободной засыпкой в оснастку, узла кантовки и разборки оснастки, конвейерных ветвей отверждения, отделки стержней и окраски, возврата и подготовки оснастки к очередному циклу изготовления стержней.

В современных условиях реконструкция старых литейных цехов является одним из важных направлений развития литейного производства. Основная цель реконструкции – расширение объемов производства, повышение качества выпускаемой продукции, улучшение экологических показателей и конечно, условий труда. Сегодня реконструкция литейных цехов должна осуществляться на базе новых экологически чистых технологических процессов, оборудования, обеспечивающего производство качественного литья, отвечающего мировым стандартам.



КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ В КАРУСЕЛЬНОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ УСТАНОВКИ СЛИК

Артемьева А. С., Еске Г.Л.

научный руководитель проф. Беляев С.В., доц. Губанов И.Ю.

Сибирский федеральный университет

Для обеспечения устойчивого протекания процесса СЛИК (1) необходимо правильно выбрать длину зоны кристаллизации в карусельном кристаллизаторе, обеспечивающую затвердевание заготовки перед входом в зону прессования по методу «конформ» с учетом температурно-скоростных условий процесса и теплофизических характеристик обрабатываемого сплава.

Для решения поставленной задачи проведено компьютерное моделирование процесса литья в карусельном кристаллизаторе с применением программного комплекса PROCAST® (2) с целью определения длительности процесса кристаллизации и выбора рациональной скорости вращения колеса кристаллизатора.

Геометрическая твердотельная модель рабочего узла установки СЛИК с разбивкой на конечные элементы представлена на рис. 1.

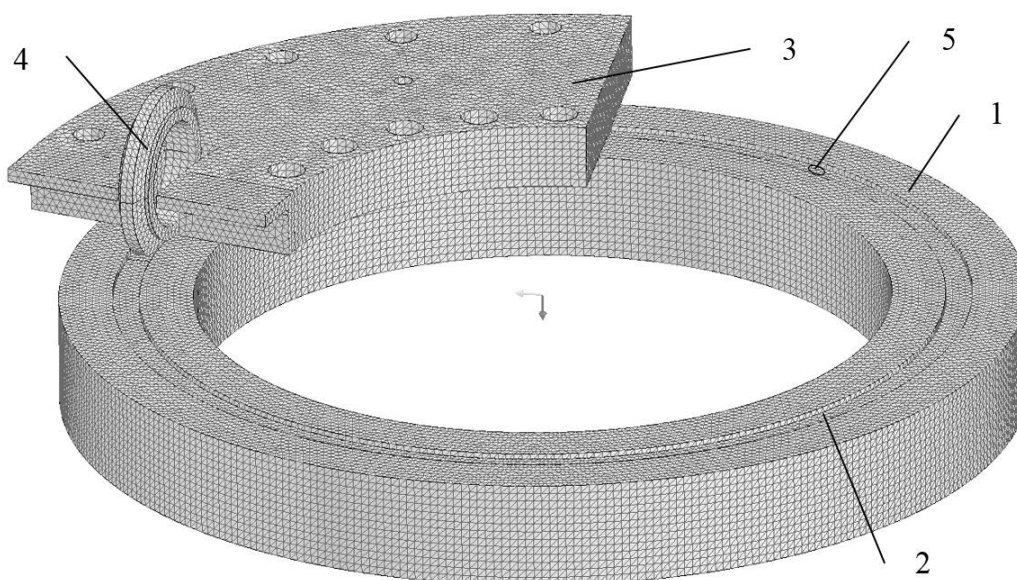


Рис.1 – Конечно-элементная модель установки СЛИК: 1 – кристаллизатор; 2 – заготовка; 3 – башмак; 4 – прижимной ролик; 5 – место заливки жидкого металла из дозаторного устройства

При разработке численной модели предусмотрено решение тепловой и гидродинамической задачи в исследуемой зоне от заливки металла 5 до места входа металла в башмак 3. При решении нестационарной трехмерной тепловой и гидродинамической задачи использовали допущения: несущественные конструктивные детали кристаллизатора и его составных частей не учитываются; принимаемые свойства всех материалов, задаваемых для гидродинамического расчета – свойства расплава экспериментального сплава (динамическая вязкость η , плотность ρ) и свойства воздуха (плотность ρ , теплопроводность λ , теплоемкость c_p) зависят от температуры; расплав является однородным. Моделирование процесса СЛИК проводили на экспериментальном припойном сплаве системы Al-Si-Zn (3).

Для выбора рациональных конструктивных и технологических параметров процесса Слик проведена серия виртуальных экспериментов на базе разработанной компьютерной модели. При этом применяли следующие начальные и граничные условия:

- Температура окружающего воздуха от 25°C;
- Температура кристаллизатора до заливки 25°C;
- Температура расплава 685°C;
- Скорость подачи металла через отверстие в дозаторном устройстве ($S=23.86 \text{ мм}^2$) 415 мм/с.

Результаты компьютерного моделирования температурных полей заготовки и кристаллизатора представлены на рис. 2 и 3 соответственно.

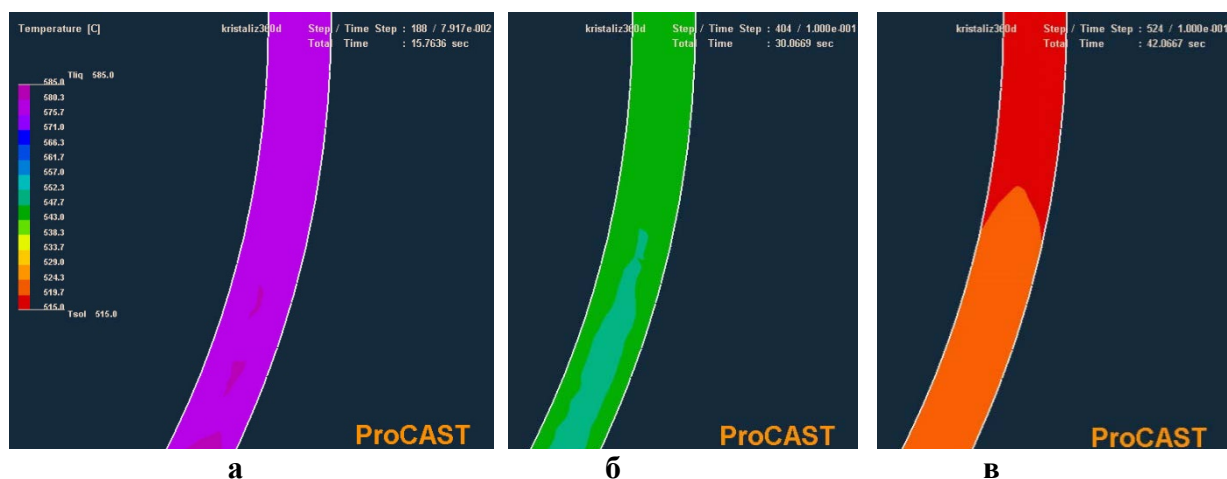


Рис.2 - Температурное поле в продольном сечении литой заготовки перед входом в башмак: а – через 15 с процесса; б – через 30 с процесса; в - через 42 с процесса

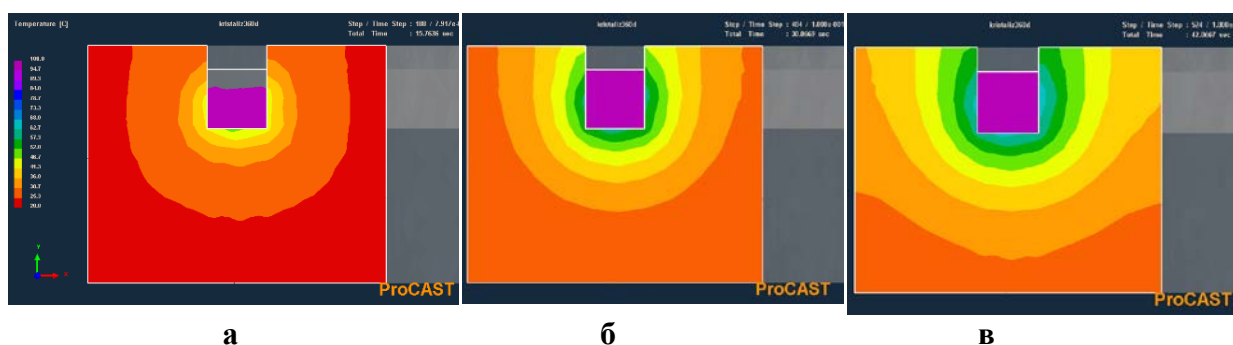


Рис.3 - Температурное поле в поперечном сечении литой заготовки перед входом в башмак: а – через 15 с процесса; б – через 30 с процесса; в - через 42 с процесса

Анализ распределения температурных полей и формирования твердой фазы сплава (рисунок 4) в заготовке в зоне входа в башмак показал, что устойчивая кристаллизованная заготовка начинает формироваться с 42 секунды процесса. При этом температура кристаллизатора повышается на 70°C в приконтактной зоне с горячей заготовкой и ~ 20 °C на наружной поверхности (рисунок 5).

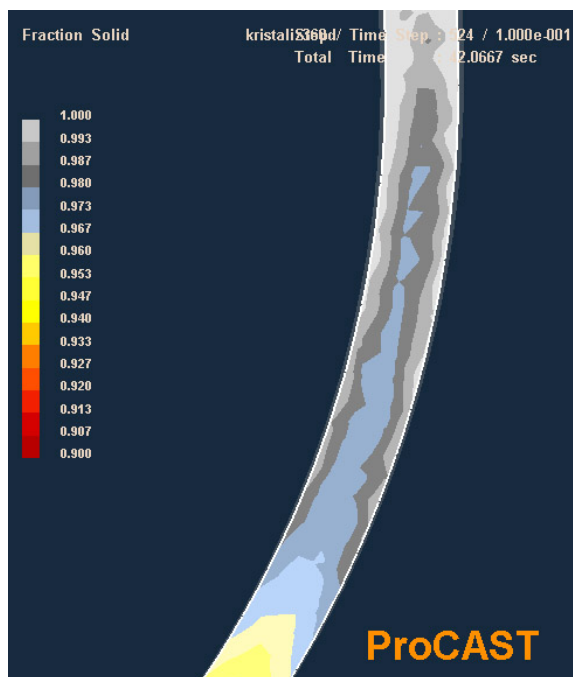


Рис.4 – Распределение твердой фазы в продольном сечении литой заготовки перед входом в башмак

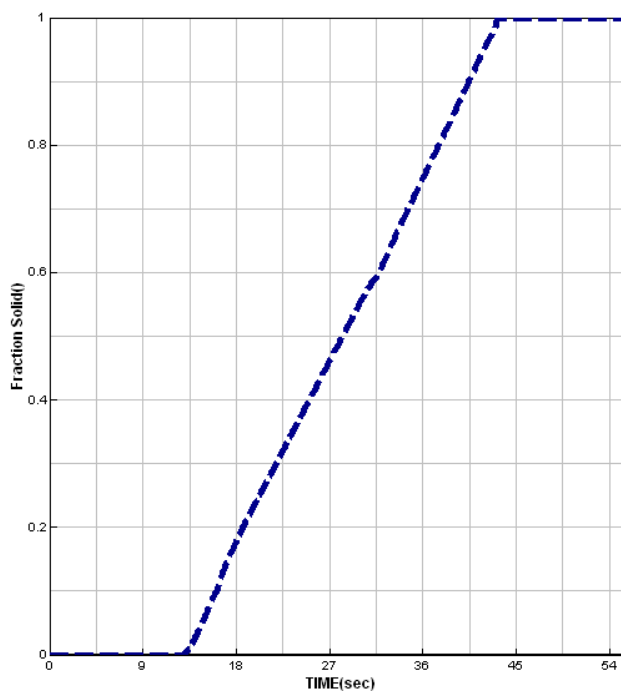


Рис.5 – Изменение доли твердой фазы в поперечном сечении литой заготовки перед входом в башмак

Исходя из полученных результатов можно сделать вывод, что установка дозаторного устройства должна быть на расстоянии, обеспечивающем угол между ним и входом в башмак не менее 180° , при этом скорость вращения колеса кристаллизатора не должна превышать 1,5 об/мин.

Список литературы

1. Пат. 111659 Российская Федерация, МПК В22D 11/06, В21С 23/00. Устройство для непрерывного литья и прессования металла методом конформ / Ю.В. Горохов, С.В. Беляев, В.Г. Шеркунов [и др.]; опубл. 27.08.2012, Бюл. № 24.
2. ProCAST User Manual, version 2007.0
3. ТУ 1-30857-2015. Проволока тянутая из сплава ПАСВИСС.

**РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ И ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
АЛЮМИНИЙ-ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПАЙКИ СБОРОК
РАДИОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Бурченко А.А.

**научные руководители канд. техн. наук, доц. Усков И.В.,
канд. техн. наук Гильманшина Т.Р.**

Сибирский федеральный университет

Предложены для пайки сборок радиотехнического назначения составы алюминий-цинковых сплавов, содержащих 5, 10, 15 %. Показано, что повышение содержания цинка в сплаве с 12 % кремния, пропорционально снижает температуру его плавления и повышает его механические свойства, при сохранении сплавом высоких пластических свойств, что позволяет обрабатывать данные сплавы с высокой степенью деформации. Структура полученных сплавов имеет эвтектический тип, что придает сплавам высокую жидкотекучесть, которая обеспечивает высокие припойные свойства.

Разработка новых припоев с рабочими температурами пайки 555–575 и 565–590 °С в виде проволоки различного сечения для пайки сборок радиотехнического назначения на сегодняшний день является одной из актуальной задач. В настоящее время для пайки алюминиевых сплавов применяют припои на основе алюминия, цинка и олова, которые обеспечивают паяным соединениям наиболее высокие коррозионные свойства и механическую прочность. Однако, эти припои имеют сравнительно высокую температуру плавления, что затрудняет проведение пайки. Широкое применение нашли сплавы системы алюминий–кремний с содержанием 4–13 % Si. Накопленный в работе опыт и анализ полученных результатов, выявил необходимость применения различных типоразмеров проволочного припоя, по характеристикам аналогичному припою Св.АК12, но имеющему меньшее количество примесей и меньшую температуру плавления.

Для ускорения процесса разработки основных легирующих комплексов, отвечающих требуемым рабочим температурам, применена методика расчетов политермических разрезов многокомпонентных систем. Тип легирующего компонента, принятого к расчетам, выбирался на основе анализа диаграмм состояния двухкомпонентных систем.

После анализа двойных диаграмм состояния и политермических разрезов многокомпонентных систем на основе алюминия к экспериментальному опробованию в качестве легирующих комплексов припойных сплавов, отвечающих требуемым рабочим температурам, приняты следующие системы: Al–Si–Mg, Al–Si–Ag, Al–Si–Cu, Al–Ge–Ag. Результаты экспериментального опробования припойных сплавов указанных систем показали:

– Система Al–Si–Mg соответствует температурным интервалам, указанным в техническом задании (ТЗ), обеспечивает высокие пластические свойства, позволяющие получать проволоку заданного типоразмера. Однако данная система не обладает припойными свойствами.

– Система Al–Si–Ag не соответствует температурным интервалам, составляющих 555–575 и 565–590 °С, не обеспечивает пластические свойства, позволяющие получать проволоку заданного типоразмера. При этом данная система обладает удовлетворительными припойными свойствами.

– Системы Al–Si–Cu и Al–Ge–Ag соответствуют температурным интервалам,

указанным в ТЗ, но не обеспечивают пластические свойства, позволяющие получать проволоку заданного типоразмера. Данные системы также обладают высокими припойными свойствами.

Для определения температурных значений ликвидус и солидус многокомпонентных систем на основе алюминия выбрана методика, учитывающая связь между температурами плавления-кристаллизации сплавов в двухкомпонентных, трех- и многокомпонентных системах и основанная на принципе учета степени снижения температуры плавления чистого компонента, составляющего основу сплава (ΔT_i), при введении в него того или иного количества легирующего элемента.

Для более быстрого поиска легирующего комплекса припойных сплавов на основе алюминия нами был разработан программный продукт «Политермо» для курсов «Цветные металлы и сплавы», «САПР литейных процессов», «Теория литейных процессов», на языке программирования Object Pascal, который позволяет рассчитать и построить политермические разрезы трехкомпонентных систем, смоделировать температуры ликвидуса – солидуса для различных систем, сохранить результаты в базе данных, что позволяет проанализировать результаты построения политермических разрезов в конкретно заданной точке с заданным интервалом шага.

На рис. 1,2 приведено главное окно и блок-схема программы «Политермо».

В пункте меню «Моделирования» вводим исходные данные и реализуем расчет. Выбираем компонент основы (А) и легирующие элементы (В,С,Д). Количество легирующих элементов выбирается в зависимости от нужной системы (трех-, четырехкомпонентная). Загружаем данные о двойной системе, которая состоит из основы сплава и отдельно каждого легирующего компонента системы.

В программе реализован «экспресс-расчет» многокомпонентной системы с определенным составом, для этого необходимо ввести массовое содержание легирующих компонентов.

Для формирования Банка данных для сплава с фиксированным содержанием компонента основы (А) задается в поле ввода «(А). масс. %» необходимое значение, а для легирующих компонентов вводятся интервалы их содержания в многокомпонентной системе и шаг варьирования.

После окончания расчета можно открыть Банк данных для анализа полученных расчетных данных.

С использованием данного программного продукта просчитан целый ряд легирующих комплексов, которые могли бы лечь в основу припойных сплавов на основе алюминия. Экспериментальная проверка выявила, что лучшими технологическими свойствами обладают сплавы системы Al-Si-Zn, полученных путем модифицирования сплава АК12 5, 10 и 15 % цинка. Температура плавления сплавов (°С) для сплава, содержащего 5 % цинка, составила 572 °С, с содержанием 10 % – 562 °С и 15 % – 552 °С.

Расчетные значения температур плавления припойных сплавов отличаются от экспериментальных не более чем на 3%, что подтверждается дифференциально-термическим анализом.

Анализ микроструктур показывает, что все структуры являются структурами эвтектического типа и аналогичны структуре двойной модифицированной эвтектической системы алюминий – кремний. Следует отметить, что с увеличением содержания цинка увеличивается доля твердого раствора, а его включения становятся более дисперсными, что в свою очередь ведет к повышению механических свойств припойного сплава.

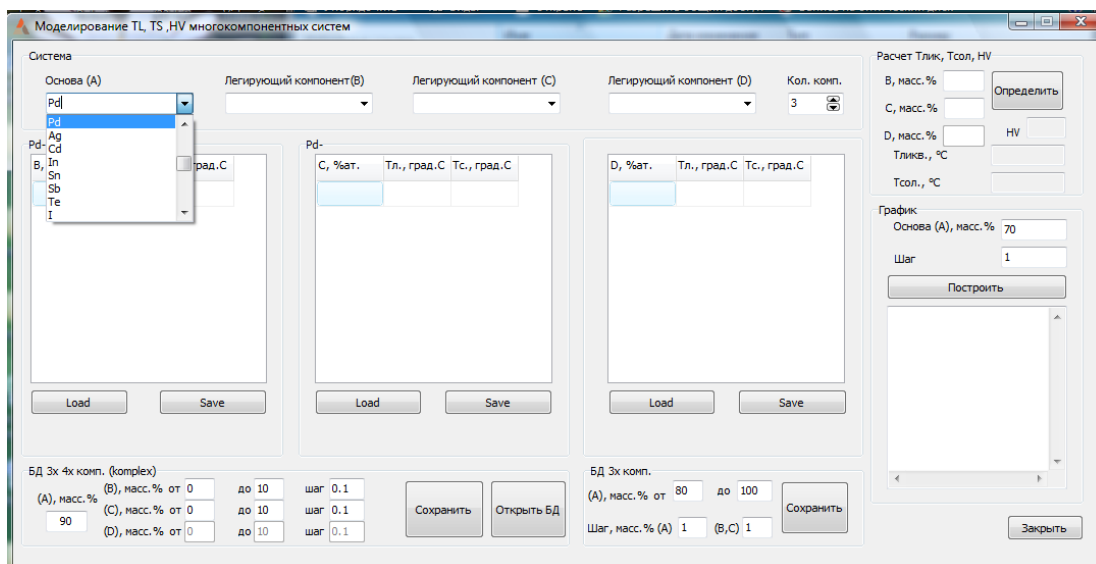


Рис.1 – Главное окно программы «Политермо»

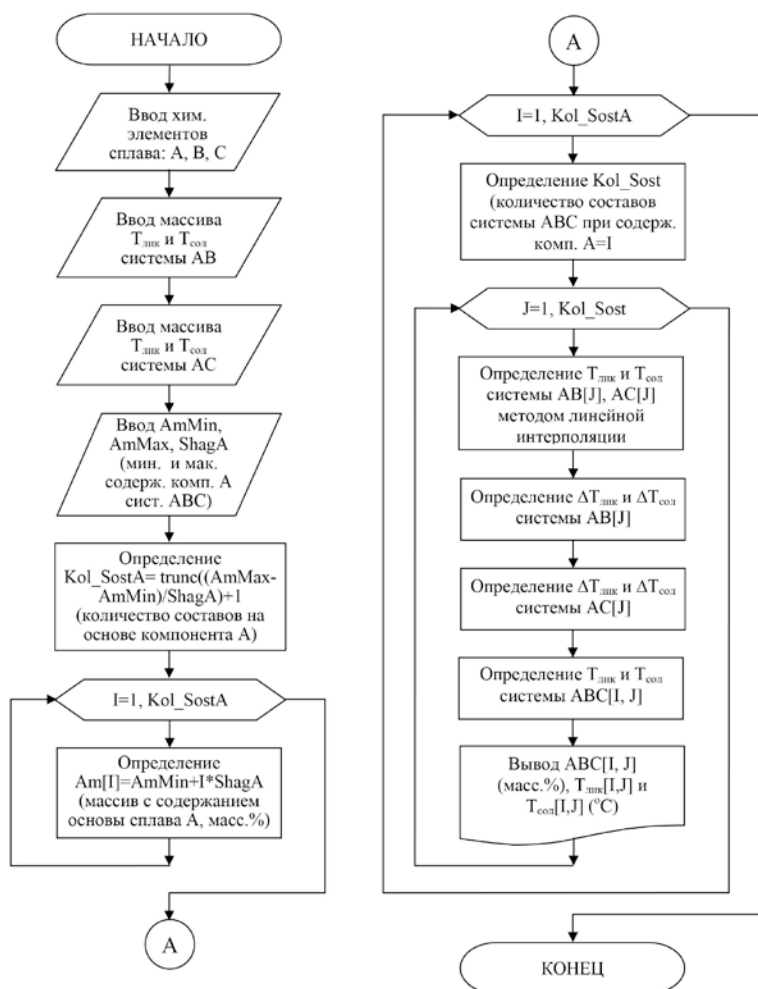


Рис.2 - Блок-схема программы «Политермо»

Паяемость разработанными припоями отличная, растекание припоя равномерное, заполнение паяемого зазора без дефектов (рис. 3).

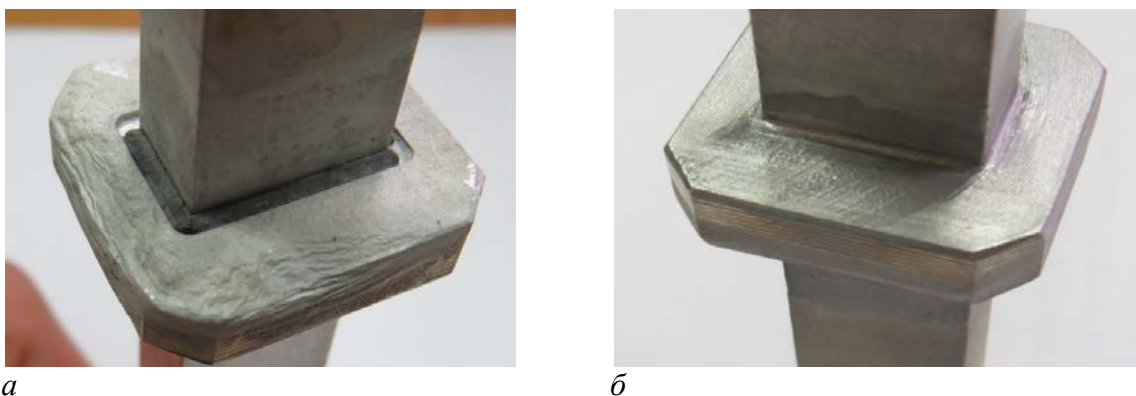


Рис.3 - Вид паяного соединения, выполненного припоем системы Al-Si-Mg (а) и разработанными припоями (б)

Анализ микроструктуры разреза паяного соединения (рис. 4) показал, что паяный шов плотный. Утонение (эрозия) волноводной трубы отсутствует.

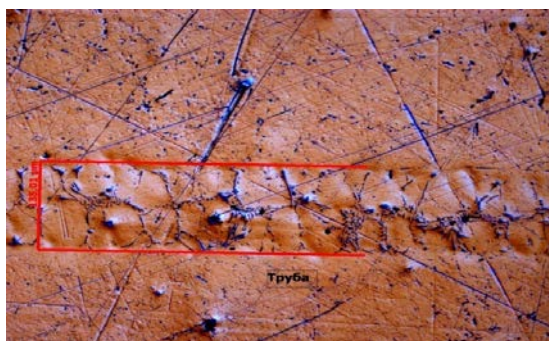


Рис.4 - Микроструктура паяного соединения

Анализ полученных результатов показывает, что наиболее перспективным легирующим комплексом для получения припойной проволоки является система Al-Si-Zn. Изменяя содержание цинка можно получать различные температуры плавления сплава, изменять его механические характеристики. Установлено, что повышение содержания цинка в сплаве с 12% кремния, пропорционально снижает температуру его плавления и повышает его механические свойства, при сохранении сплавом высоких пластических свойств, что позволяет обрабатывать данные сплавы с высокой степенью деформации. Структура полученных сплавов имеет эвтектический тип, что придает сплавам высокую жидкотекучесть, которая обеспечивает высокие припойные свойства.

Список литературы

1. Гуляев Б.Б. Синтез сплавов. (Основные принципы. Выбор компонентов) - М: Металлургия, 1984, 160 с.
2. Горбатский Ю. В., Кортиков В. С., Сторчай Е. И. Термический цикл процесса пайки алюминиевых пластинчато-ребристых теплообменников в среде аргона // Свароч. пр-во. - 2000. - № 2. - С. 34-37.
3. Усков И. В. Разработка алюминиево-цинковых сплавов для пайкиборок радиотехнического назначения Усков И. В., Беляев С.В., Губанов И.Ю., Гильманшина Т.Р., Усков Д.И. //Металлургия машиностроения- 2015. – № 6.- С. 35–37.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ СКАНДИЯ НА КАЧЕСТВО ЛИГАТУРЫ Al-Sc

Виноградов Д.А., Лащухин Н.Е.

научный руководитель канд. техн. наук Саначева Г.С., д-р техн. наук

Беляев С.В., канд. техн. наук Дубова И.В.

Сибирский федеральный университет

Одна из тенденций развития литейной технологии заготовительного литья – постоянное совершенствование всех типов сплавов и литых заготовок из них.

Важным шагом является улучшение характеристик алюминиевых сплавов путем подбора компонентов и оптимизации количества добавок в расплав. Легирование и модифицирование алюминиевых сплавов тугоплавкими добавками - источник улучшения их структуры и повышения физико-химических и эксплуатационных характеристик.

В настоящее время в практике для этих целей используют специальные Al лигатуры, содержащие до 5 вес % тугоплавкого компонента, которые представляют собой двух или трехфазные композиции, содержащие алюминиды тугоплавких металлов.

Введение этих лигатур в Al расплавы требуют тщательного подбора теплофизических параметров процесса плавления, в противном случае, в структуре слитка формируется избыточные интерметаллиды, которые снижают качество литого изделия (технологическую пластичность и прочность). Одним из решений такой проблемы в практике литейного производства является замена традиционных лигатур на сплавы с более высокой легирующей и модифицирующей способностью.

Одним из вариантов такой продукции является Al-Sc лигатура, применяемая для легирования и модифицирования алюминиевых сплавов. Основная цель легирования алюминиевых сплавов скандием - это повышение прочностных свойств деформированных полуфабрикатов. Добавка десятых долей процента скандия к алюминию и его сплавам сильно влияет на их структуру и свойства аналогично влиянию других переходных металлов четвертой группы (Ti,Zr), но действие скандия проявляется сильнее. [1]

Сплавы со скандием обладают сочетанием уникальных свойств: хорошей свариваемостью, возможностью деформироваться в режиме сверхпластичности, высокими механическими свойствами.

Целью данной работы являлось экспериментальное исследование свойств базового состава алюминиевой лигатуры Al-Sc с содержанием скандия 0,2 – 0,8%. Такое содержание скандия обусловлено тем, что выделения фазы Al_3Sc (при кристаллизации сплава) значительно более дисперсны (1-10нм), чем выделения алюминидов Mn и Zr. Скандий при содержании в сплавах 0,15- 0,25 % обуславливает очень высокий эффект дисперсионного твердения слитков при правильно выбранных температурных режимах их обработки

На первом этапе работы был приготовлен базовый сплав Al-Sc. При приготовлении базового сплава использовался алюминий высокой чистоты марки А99. Расплав готовили в индукционной печи.

Для повышения прочностных свойств необходимо чтобы скандий при литье вошел в твердый раствор, а не находился в виде первичных интерметаллидов (Al_3Sc). Чтобы лигатура Al-Sc была усвоена расплавом и растворились все лигатурные интерметаллиды, содержащие скандий, базовый сплав должен быть максимально легкоплавкий. В этом случае проведение плавки не вызовет трудностей, не

потребуется перегревы, а скандий легко усвоится алюминиевым расплавом и при литье заготовок будет зафиксирован в пересыщенном твердом растворе.

При приготовлении базового сплава лигатуры были определены температурные режимы плавления.

Наиболее легкоплавкий сплав в двойной системе Al-Sc это сплав эвтектического состава Al-0,55% Sc. Температура плавления этого сплава ~659°C. Введение в этот состав 0,1% Zr, судя по тройной диаграмме состояния, повысит температуру ликвидуса на ~60° и немного сместит эвтектику в сторону меньшего содержания скандия. Поэтому в качестве базового сплава можно взять сплав следующего состава: Al-05% Sc-0,1% Zr.

Экспериментальные исследования свойств базового сплава лигатуры проводились по следующим параметрам: оценка химического состава и ликвационной неоднородности; макроструктуры, микроструктуры; фазового состава; электропроводности.

Оценка химического состава и ликвационной неоднородности: ликвация скандия в базовом доэвтектическом сплаве 0,16 - 0,41% Sc практически отсутствует. Разница в концентрации скандия в базовом доэвтектическом сплаве 0,15 = 0,41% Sc не превышает 0,09 %; в сплаве заэвтектического состава 0,76 % Sc некоторая ликвация скандия присутствует.

Оценка макроструктуры: при содержании скандия в алюминии от 0,16 до 0,33 % отливки имеют столбчатую и участками равноосную крупнозернистую макроструктуру. При введении в алюминий Sc в количестве 0,41% происходит резкое измельчение структуры чушки. При этом столбчатый характер структуры сохраняется при температуре литья 810 °С, а при 710 °С структура становится полностью равноосной и достаточно однородной. Макроструктура алюминиевой чушки с содержанием скандия 0,60-0,76% становится полностью мелкозернистой, однородной.

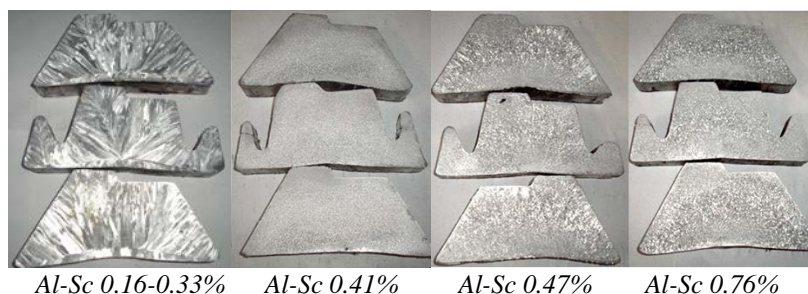


Рис.1 – Макроструктура базового сплава Al-Sc

Оценка микроструктуры: в сплавах Al-Sc 0,16% и Al-Sc 0,23% скандий находится в пересыщенном алюминиевом твердом растворе и в виде дисперсных выделений по телу зерен. С увеличением содержания скандия в сплаве до 0,33% возрастает количество дисперсных частиц со скандием и появляются единичные области, его кластерные скопления. При содержании скандия 0,41% в базовом сплаве Al-Sc формируется эвтектика и скопления скандиевых частиц, на основе которых и образуются зародышитвердого металла при кристаллизации. Дальнейшее повышение содержания Sc до 0,76% приводит к увеличению числа группировок скандиевых частиц.

Оценка микротвердости

Наибольшую микротвердость имеет сплав Al-Sc 0,33%. Этот сплав имеет максимально пересыщенный твердый раствор и соответственно, наиболее однородный состав.

Таблица 1 – Микротвердость сплавов

Микротвердость, кг/мм ²	
Al	30
Al-Sc 0,16 %	43,1
Al-Sc 0,33 %	43,2
Al-Sc 0,41 %	44,3
Al-Sc 0,76 %	30

Исследование электропроводности

В данном случае имеет место обратная зависимость: с увеличением степени пересыщенности твердого раствора скандия в алюминии электропроводность снижается. Наименьшая электропроводность наблюдается в чушке базового сплава Al-Sc 0,33%, т.е. этот сплав имеет максимально пересыщенный твердый раствор и соответственно, наиболее однородный состав.

Таблица 2 – Электропроводность сплавов

Электропроводность, МСм/м	
Al	35,9
Al-Sc 0,16 %	33,3
Al-Sc 0,33 %	32,2
Al-Sc 0,41 %	33,9
Al-Sc 0,76 %	34,2

Выводы:

1. С точки зрения измельчения зерна, обеспечения максимальной степени пересыщения твердого раствора скандия в алюминии наиболее оптимальная температура литья чушки из базовых сплавов Al-Sc 710 ± 100 С .
2. Наибольшую микротвердость и наименьшую электропроводность, а значит наибольшую степень пересыщения скандия в алюминии, имеет сплав Al-Sc 0,33%.
3. Ликвация скандия в чушке базового доэвтектического сплава Al- Sc (0,16-0,41%) практически отсутствует. В базовом сплаве Al- Sc (0,76%) некоторая ликвация скандия присутствует и наибольшая она по высоте чушки, по длине чушки скандий распределяется равномерно.
4. При введении скандия в алюминий в AlFeSi-фазах обнаруживается Sc, т. е. железо-кремниевые фазы частично связывают скандий в нерастворимые соединения AlFeSiSc, а значит его полезное действие нейтрализуется. Этим обусловлены высокие требования по содержанию примесей.

Список литературы

1. Захаров В.В., Елагин В.И., Ростова Т.Д., Филатов Ю.А. Металловедческие принципы легирования алюминиевых сплавов со скандием. Технология легких сплавов. 2010 г.



ВЛИЯНИЕ КОНЦЕТРАЦИИ СКРЫТОКРИСТАЛИЧЕСКОГО ГРАФИТА НА ШЕРОХОВАТОСТЬ СОЛЯНЫХ СТЕРЖНЕЙ

Дюжаков А.Б., Усков Д.И.

научный руководитель канд. техн. наук, доц. Усков И.В.

канд. техн. наук, доц. Гильманшина Т.Р.

Чистота поверхности и точность геометрических размеров – одни из самых важных характеристик для изделий космической промышленности. Достижение необходимых требований к изделию достигается посредством механической обработки изделия, что увеличивает себестоимость и трудоемкость изделия.

С уменьшением шероховатости поверхности стержня уменьшается шероховатость поверхности восковки и, как следствие, самой отливки, что очень ценно для полых отливок, так как обработка внутренних частей отливки имеет технологические трудности

Поэтому целью данной работы являлось изучение возможности повышения качества поверхности изделия, изготавливаемого методом литья по выплавляемым моделям, посредством использования скрытокристаллического графита в составе соляных стержней.

Соляные стержни представляют собой смесь карбомида и сплава силитр.

С целью снижения шероховатости стержней в их состав вводили природный скрытокристаллический графита марки ГЛС-2 при температуре, равной 110 °С. После изготовления стержней были сняты данные шероховатости поверхности с помощью профилометра марки TR200.

Шероховатость стержня изучали в областях стержня (обе стороны стержня), показанные на рис. 1.

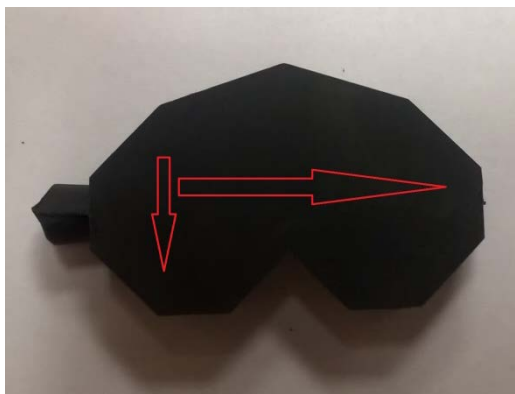


Рис.1 - Направление изучение шероховатости на стержне

Влияние концентрации графита в составе соляных стержней на шероховатость поверхности соляных стержней показано на рис. 2.

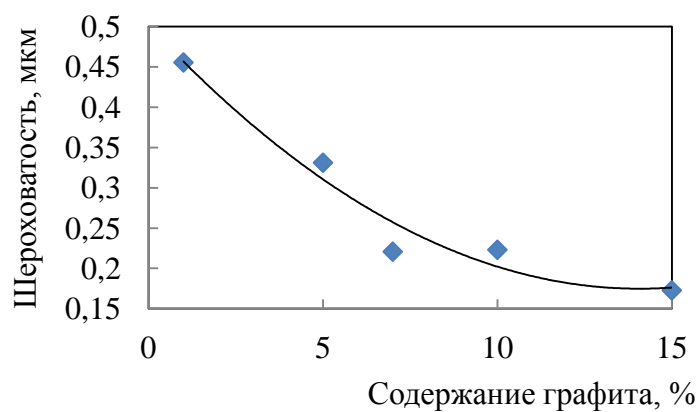


Рис.2 - Зависимость шероховатости поверхности стержня от содержания добавки – графики

Вывод: По полученным данным зависимости шероховатости от концентрации графита в составе смеси следует вывод, что с увеличением содержания графита, шероховатость стержня уменьшается.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОДИФИЦИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ОПЫТНОЙ ЛИГАТУРЫ Al-Ti-B-C В СРАВНЕНИИ С Al-Ti-B**Костин И.В., Громов Н.В., Ильин А.А.****научный руководитель канд. техн. наук Безруких А.И.,****д-р техн. наук Беляев С.В.***Сибирский федеральный университет*

Для получения устойчивого эффекта измельчения зерна в сплавах алюминия необходимо наряду с обычными лигатурами использовать также модифицирующие. Последних нужно примерно в 10-15 раз меньше, но к качеству их предъявляются высокие требования, что в свою очередь усложняет технологию их производства, а также повышает себестоимость. Ввод модифицирующих лигатур приводит к улучшению механических свойств и уменьшению газовой пористости. Лигатура применима для всех алюминиевых сплавов: чистого алюминия, деформируемых сплавов, а также литейных силуминов. Модифицирующие лигатуры используются при производстве слитков для последующей экструзии, производстве фольги, производстве ответственных корпусных отливок в кокиль и песчаные формы. [1].

Модифицирующие лигатуры системы Al-Ti-B, Al-Ti-C. применяют только для модифицирования расплава. На эффект измельчения зерна практически не влияет перегрев расплава, но в некоторой мере измельчение зависит от времени нахождения расплава в жидком состоянии, что можно объяснить ликвацией активных частиц (боридов, карбидов и т.д.) при простое расплава более 12 часов. Эта особенность, в свою очередь, определяет способ введения модификаторов - чушками перед началом литья, либо прутком в процессе литья. [2].

Практикой подтверждено, что наиболее оптимальным соотношением для лигатуры Al-Ti-B является соотношение по массе титана и бора 5:1. Поскольку известная лигатура предусматривает и другие соотношения титана и бора, то модифицирующая способность не является стабильной и сильно зависит от производителя, формы выпуска и состава. Добавление углерода в состав известной лигатуры приводит к стабилизации модифицирующей способности лигатуры, в результате которой эффект измельчения зерна становится независимым от соотношения титана и бора. Такой эффект влияния углерода объясняется его способностью образовывать с титаном карбид титана (TiC), который наряду с диборидом титана (TiB₂) также является эффективным центром зарождения новых зерен. Таким образом, независимо от соотношения титана и бора в лигатуре суммарное количество дисперсных частиц соединений (TiB₂ и TiC) в ней будут примерно одинаковым, что и обеспечивает стабилизацию модифицирующей способности лигатуры различного состава. При содержании в лигатуре углерода менее 0,05 процента эффект стабилизации модифицирующей способности значительно ослабляется. Это объясняется резким уменьшением суммарного количества дисперсных частиц в лигатуре. При содержании в лигатуре углерода более 0,5% эффективность такого состава лигатуры более не повышается, а трудности технического порядка резко возрастают [3].

Исследование состава и структурных составляющих лигатур Al-Ti-B серийного производства показало, что для получения наилучшего модифицирующего эффекта частицы TiAl₃ и TiB₂ должны быть, по возможности, сферическими и иметь размер не более 150 мкм (для частиц TiAl₃), 1-2 мкм (для частиц TiB₂) [4].

Максимальное измельчение зерна при расходе модификатора до 1кг/т расплава достигается с использованием модифицирующих лигатур, в которых наблюдается наиболее равномерное распределение частиц $TiAl_3$ и TiB_2 . Частицы диборида и карбида титана не растворяются в алюминиевых сплавах при технологических температурах приготовления и литья сплавов алюминия, равномерность их распределения достигается только механически, тогда как распределение тугоплавких компонентов сплава (титана, циркония, хрома и др.) облегчается за счет растворения и диффузии их в алюминии.

Помимо широко используемых лигатур Al-Ti-B, нашли свое применение лигатуры таких систем как Al-Ti-C и Al-Ti-B-C. Установлено, что в процессе спекания, литья или горячего прессования порошковых смесей алюминия и углерода происходит образование соединения Al_4C_3 , которое хотя иногда и оказывает нежелательное влияние на свойства материала, но в наноструктурном состоянии внутри алюминиевого сплава будет играть роль высокодисперсного упрочнителя. Такое соединение для лигатур можно получить, используя неравновесное и высокоактивное состояние углерода в виде так называемых кластерных алмазов совместно с нанокристаллическим алюминием в процессе спекания или горячего прессования, когда идет реакционное взаимодействие. При горячем прессовании нанокристаллической порошковой смеси C-Al происходит образование высокодисперсной фазы Al_4C_3 и фазы Al_2O_3 , при этом средний размер кристаллитов для металлической матрицы составляет 40 нм, а для карбида алюминия –30 нм. При выплавке Al-сплавов их механические свойства повышаются за счет введения в них нанокристаллических частиц Al_4C_3 . Углерод позволяет стабилизировать модифицирующую способность лигатур для алюминиевых сплавов, содержащих титан [5].

В данной работе была изучена возможность использования наноструктурированного механоактивацией графита ГЛС-3 Курейского месторождения Красноярского края в составе модификаторов системы Al-Ti-B-C с целью оценки их модифицирующей способности за счет образования дополнительных центров кристаллизации на тугоплавких частицах диборидов и карбидов титана. Механические методы активации химических процессов путем обработки твердых веществ в измельчительных аппаратах в последнее время все шире используются в промышленности. С их помощью можно существенно интенсифицировать гетерогенные процессы. Сюда относятся процессы, которые тормозятся кинетикой межфазного взаимодействия и диффузией в твердой фазе: растворение плохо растворимых веществ, твердофазные реакции и т. п. [6].

Время активации материалов и композиций для модификатора было выбрано с учетом физико-химических свойств используемых материалов, а также основано на результатах предыдущих исследований. Модификаторы изготавливали в виде брикетированных таблеток диаметром 20 мм и высотой 40-50 мм. Полученные образцы подвергали спеканию при нагреве со скоростью не более 100 °C/час до 400 °C и со скоростью 50 °C/час свыше 400 °C. Приготовление расплава для эксперимента производилось в печи ЛЗП-67. Для сравнительного эксперимента был выбран деформируемый сплав 5052, содержание магния в котором составляет 2,2-2,8%. Заготовки из данного сплава предназначены в основном для последующего производства из них пресс-форм для литья пластиков. Формообразующая поверхность данных форм не должна иметь структурных дефектов, в связи с чем слитки из сплава 5052 должны иметь однородную мелкозернистую структуру с размером зерна менее 200 мкм.

Исследование модифицирующей способности экспериментальных лигатурных прутков в сравнении с прутками, полученными по традиционной технологии,



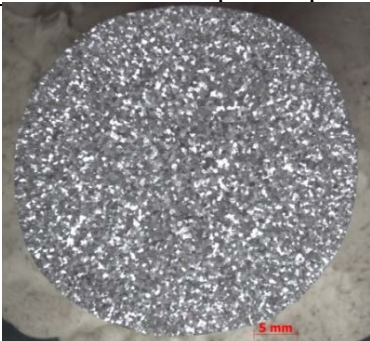

проводилось в сравнении на сплаве 5052, системы Al-Mg. Маркировка образцов и состав модификаторов приведены в Таблице 1.

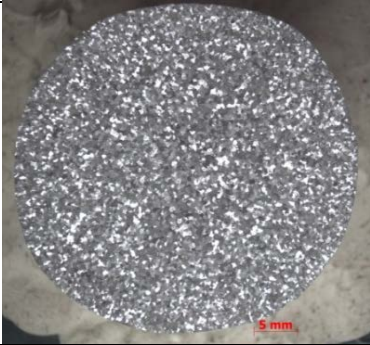

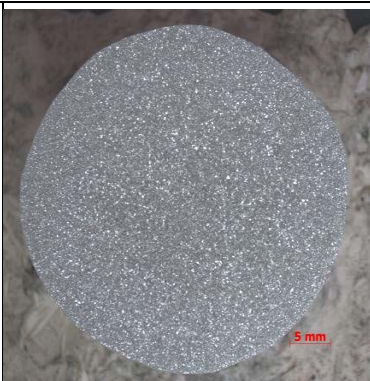

Таблица 1 – Состав опытных и серийных модифицирующих лигатур

№ образца	Марка сплава	Наименование лигатуры	Вес вводимой лигатуры на 1 т. металла, кг	Режим подготовки
00	5052	Без модифицирования	-	-
4		Al-Ti5-B1-C1	2,0	совместная механоактивация компонентов, 80 мин., 25G
9		КВМ Affilips Al-Ti5-B1	2,0	Стандартная технология (применение фторсолей Ti и В)
13		КВМ Affilips Al-Ti3-B1	2,0	

Исследование проводили по усовершенствованной методике ТР-1, разработанной Американской алюминиевой ассоциацией [7]. Сравнительный анализ модифицирующего эффекта представлен в Таблице 2.

Таблица 2 - Результаты макроскопического и количественного анализа проб сплава 5052

№	Структура	Размер зерна, мм	№	Структура	Размер зерна, мм
Без модификатора			Al-Ti5-B1-C1		
00		0,56	4		0,19
КВМ Affilips Al-Ti5-B1			КВМ Affilips Al-Ti3-B1		

№	Структура	Размер зерна, мм	№	Структура	Размер зерна, мм
Без модификатора			Al-Ti5-B1-C1		
00		0,56	4		0,19
КВМ Affilips Al-Ti5-B1			КВМ Affilips Al-Ti3-B1		
9		0,18	13		0,18

В результате проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

- лигатурные прутки производства КВМ (Нидерланды) имеют хорошую модифицирующую способность и обеспечивают измельчение зерна в образцах из сплава 5052 более чем в 3 раза (с 0,56 мм до 0,18 мм);
- разработана опытная технология получения лигатурных прутков системы Al-Ti-B-C, которая позволяет получать прутки с использованием в качестве шихтовых материалов порошковых композиций со средним размером частиц менее 10 мкм;
- опытный состав модификатора №4 обеспечивает модифицирующий эффект сравнимый с результатом, полученным при использовании модификаторов производства КВМ. При использовании прутка состава №4 зерно также измельчается почти в 3 раза (с 0,56 мм до 0,19 мм);

Список литературы

- 1.Сезоненко Ю.Д. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и модернизация цветнолитейных участков: оборудование, материалы и технологии [электронный ресурс]/Ю.Д. Сезоненко, А.Ю. Сезоненко//Интернет каталог ПОЛИТЕГ-МЕТ. – Режим доступа: http://www.lityo.biz/linkpics/articles/sas_08.pdf. – Дата обращения: 05.04.2016.
2. Комаров С.Б. Модифицирование структуры слитков алюминий-литиевых сплавов// Цветные металлы, 1996. №9, с. 64-67.
3. Пат. 2031969 Российская Федерация, МПК8С22С21/00, С22С35/00.Лигатура для измельчения зерна алюминиевых сплавов/ В.И. Шпаков, В.М. Никитин; заявитель и патентообладатель научно-внедренческое предприятие «Новые металлургические технологии».– № 5063487/02;заявл. 28.09.1992; опубл. 27.03.1995.

4. Сезоненко А.Ю., Сезоненко Ю.Д. Современные лигатуры для литейного производства и металлургии KBM AFFILIPS (Королевство Нидерланды / Бельгия) ЧП "САС инженерная компания", ИТБ "Литьё Украины", №6 (94) 2008 г. г. Киев.
5. Ворожцов С.А. Синтез, структура и фазовый состав наноструктурных материалов Al-Al₄C₃. / Буякова С.П., Кульков С.Н. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия – 2011.– № 1. – С. 52–57.
6. Аввакумов Е.Г. Механические методы активации в переработке природного и техногенного сырья / Аввакумов Е.Г., Гусев А.Л.; Рос. акад. наук, Сибирское отделение, Ин-т хим. тв. тела и механохимии. — Новосибирск: Академическое изд-во "Гео", 2009. - 155 с. — ISBN 978-5-9747-0161-0.
7. TP-1 Standard Test Procedure for Aluminum Alloy Grain Refiners, The Aluminum Association Inc, 2012.



МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛИГАТУРЫ Al-Ti-V В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАСХОДА И СХЕМЫ ВВОДА ПРУТКА ПРИ ЛИТЬЕ ПЛОСКИХ СЛИТКОВ

Костин И.В.², Ильин А.А.², Громов Н.В.¹
научный руководитель д-р техн. наук Беляев С.В.¹,
канд. техн. наук Безруких А.И.¹
Сибирский федеральный университет

Аннотация: В статье представлены результаты расчета распределения концентрации частиц лигатуры Al-Ti5-V1 в расплаве по сечению металлотракта при полунепрерывном литье плоских слитков из сплава 5052 для двух вариантов подачи лигатуры, полученные с применением современных методов моделирования металлургических и физических процессов. Результаты моделирования подтверждены результатами исследования размера зерна проб, полученных в промышленных условиях.

Ключевые слова: сплавы системы Al-Mg, модифицирование, моделирование процесса распределения лигатуры, полунепрерывное литье слитков.

Сплавы системы Al-Mg (магналии, сплавы группы AMg) относятся к группе деформируемых термически не упрочняемых сплавов, хорошо свариваются, имеют высокую пластичность, коррозионную стойкость при средних значениях прочности и текучести. Магналии применяют в автомобилестроение, кораблестроении, авиации, машиностроении где они служат для изготовления сварных конструкций, арматуры строительных сооружений, деталей холодильных установок, заклепок, бензопроводов и др. [1, 2].

Проблема повышения механических и эксплуатационных свойств изделий из сплавов Al-Mg, как и других различных алюминиевых сплавов до сих пор остается актуальной в теории и практике литейного производства. В настоящий момент существуют различные технологии воздействия на структуру сплава, например, ультразвуковое, магнитное, физическое воздействие на расплав при литье [3, 4].

Наиболее доступный и распространенный на сегодняшний день метод - модифицирование. Использование модификаторов затравочного действия - это наиболее эффективный, простой, относительно недорогой и надежный способ измельчения зерна. Среди модификаторов наибольшее распространение получили модифицирующие лигатуры, содержащие в своем составе тугоплавкие дисперсные частицы, являющиеся потенциальными центрами кристаллизации сплавов. Их ввод в корне меняет процесс кристаллизации, что позволяет получить мелкую и однородную структуру, снизить газовую пористость и, тем самым, улучшить технологические свойства сплава. [5-7]

Для процесса модифицирования алюминиевых сплавов широко применяют лигатуры типа Al-Ti-V, Al-Ti-C, которые чаще всего используются в форме прутка (проволоки) в бухтах для обеспечения непрерывной подачи во время процесса полунепрерывного литья. Лигатуру подают непосредственно в процессе литья в желоб, по которому металл из миксера поступает в кристаллизаторы проходя при этом стадии очистки и дегазации [8].

В настоящее время в промышленности до сих пор нет определенного мнения, в каком месте металлотракта необходимо подавать лигатуру и в каком количестве для получения требуемого эффекта.

В данной работе объектом для проведения исследований и построения компьютерной модели послужила промышленная литейная машина полунепрерывного литья плоских слитков из первичного алюминия. В модели также были учтены установки дегазации и рафинирования.

Для моделирования были выбраны следующие варианты:

Вариант 1 - Движение металла в металлотракте. Сплав 5052, скорость расплава в лотке 0,1 см/с, температура металла 727 °С. Подача лигатурного прутка осуществляется перед металлофильтром, суммарно 1,5 кг/т.

Вариант 2 – основные параметры те же, но подача лигатурного прутка осуществляется перед установкой дегазации и фильтрации суммарно 2 кг/т.

Моделирование процесса распределения интерметаллидов Al_3Ti и TiB_2 при подаче лигатурного прутка Al-Ti5-B1 в системе литейных желобов, проводилось с параметризацией массового расхода лигатуры и верификацией модели по статистическим данным измерения температуры металла:

Для решения гидродинамической задачи течения металла в металлотракте по чертежам была создана модель с элементами лотковой системы, футеровкой, установкой дегазации, металлофильтром тонкой очистки и пенокерамическим фильтром. Внутренняя система внепечного рафинирования металла смоделирована с учетом вращения 3х роторов.

На рисунке 1 представлены результаты моделирования распределения лигатурной составляющей для 1-го варианта моделирования для различных участков литейной машины. По данному рисунку можно определить массовый процент содержания лигатуры в горизонтальной плоскости разреза литейных желобов, установки дегазации, фильтра тонкой очистки и пенокерамического фильтра на расстоянии 150 мм от дна желоба. Данные расчеты были проведены для всех вариантов.

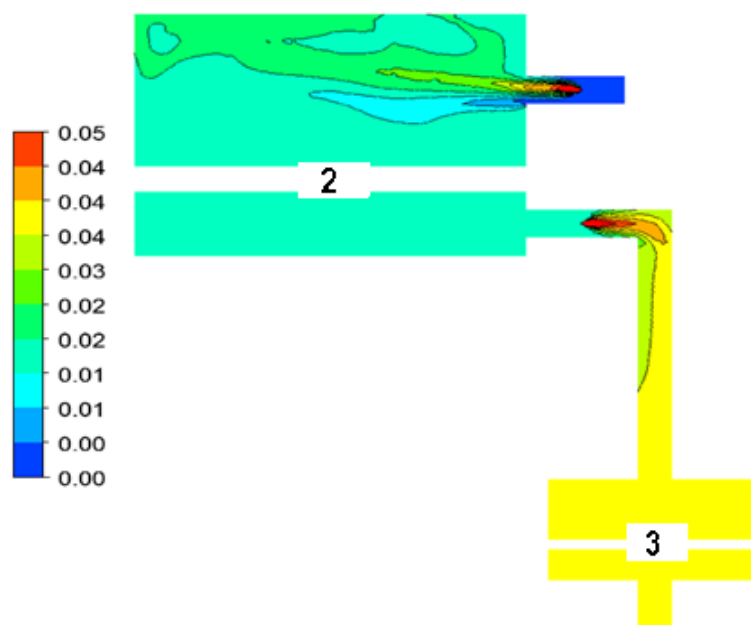


Рис.1 – Массовый процент Al_3Ti и TiB_2 в сумме в жидком алюминии по 1 варианту в плоскости на высоте 150 мм от дна лотка при расходе прутка лигатуры 1,5 кг/т.: 2 – металлофильтр; 3 – пенокерамический фильтр.

На рисунках 2 представлены результаты моделирования распределения лигатурной составляющей для 2-го варианта моделирования для различных участков

литейной машины. В таблице 1 представлен средний по сечениям массовый процент содержания в сумме Al_3Ti и TiB_2 на выходных отверстиях для всех вариантов моделирования.

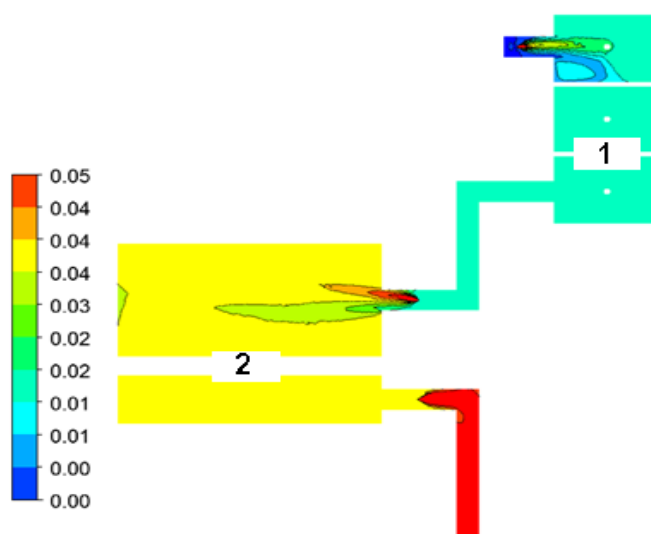
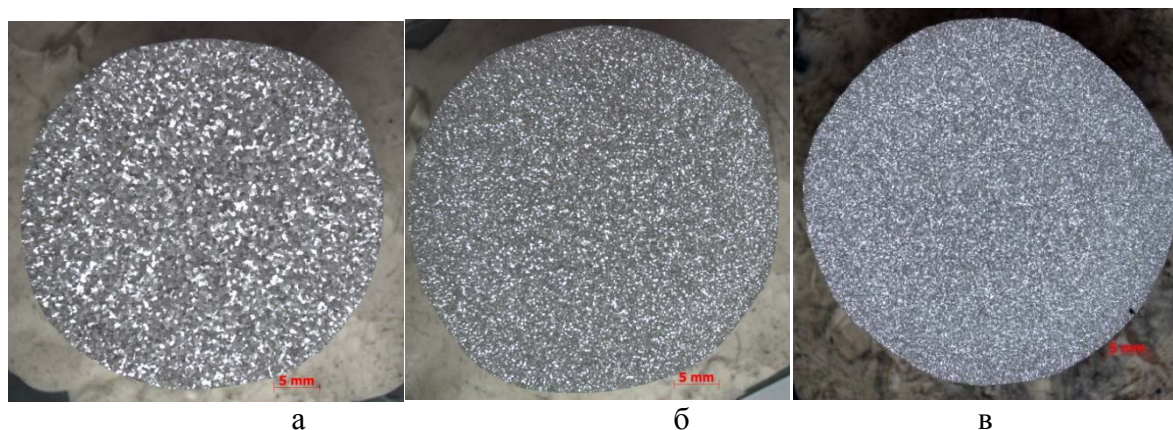


Рис.2 – Массовый процент Al_3Ti и TiB_2 в сумме в жидком алюминии по 2 варианту в плоскости на высоте 150 мм от дна лотка при расходе прутка лигатуры 2,0 кг/т.: 1 – установка дегазации и рафинирования; 2 – металлофильтр

Следующим шагом было опробование полученных результатов и проверка адекватности модели реальным условиям. С учетом требований стандарта TP-1 [9] в промышленных условиях, в ходе литья были отобраны пробы с различными концентрациями частиц лигатуры и на различных участках металлотракта по исследованным режимам, проведена оценка размера зерна.



Рису.3 – Макроструктура проб TP-1 до и после модифицирования при разной схеме подачи и расходе прутка лигатуры: а – до модифицирования; б – подача прутка по 1 варианту; в - подача прутка по 2 варианту; Размер зерна: а – 630 мкм, б – 240 мкм, в – 160 мкм

Полученные результаты хорошо сопоставимы с результатами исследования макро- и микроструктуры плоских слитков из сплава 5052, полученных в ходе исследования.

Выводы

1. Исходя из результатов моделирования наиболее равномерное распределение частиц лигатуры в объеме металла и большая объемная концентрация частиц модификатора на раздаточных втулках при литье плоских слитков соответствует схеме подачи прутка по варианту №2.

2. Подача прутка по варианту №1 позволяет достичь размера среднего зерна 0,20мм.

3. Подача прутка с увеличенным расходом по варианту №2 позволяет достичь размера среднего зерна 0,16 мм. Исходя из полученных результатов вариант подачи прутковой лигатуры №2 является более действенным и рациональным.

Список литературы

1. Непрерывное литье алюминиевых сплавов: справочник / В.И. Напалков, Г.В. Черепок, С.В. Махов, Ю.М. Черновол. – М.: Интермет Инжиниринг, 2005. – 512 с.

2. ГОСТ 4784-97 «Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые».

3. On the mechanism of grain refinement by ultrasonic melt treatment in the presence of transition metals D.G. Eskin, T.V. Atamanenko, L. Zhang, L. Katgerman / Light Metals 2010.

4. Prediction of Porosity Contents and Examination of Porosity Formation in Al-4.4Mg DC Slab, H. Nagaumi, Sci. Technol. Adv. Mater., 2001, 2, p 49–57

5. Теория литейных процессов: учеб. пособие / Л.И. Мамина. – Красноярск: ИПК Сиб.федер. ун-та, 2008. – 300 с.

6. Microstructure, Macrosegregation, and Thermal Analysis of Direct Chill Cast AA5182 Aluminum Alloy N. Jamaly, N. Haghdadi, and A.B. Phillion /May 2015 Journal of Materials Engineering and Performance.

7. Solidification Characteristics of Aluminum Alloys ,L. Arnberg, L. Backuerud, and G. Chai, Volume 3 : Dendrite Coherency. Number v. 3 in Solidification Characteristics of Aluminum Alloys, AFS/Skan Aluminium, 1996.

8. Напалков В.И., Махов С.В. Легирование и модифицирование алюминия и магния – М.; МИСИС 2002 – 376с.

9. TP-1 Standard Test Procedure for Aluminum Alloy Grain Refiners, The Aluminum Association Inc, 2012.



СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ОБОРУДОВАНИЯ СОВМЕЩЕННОГО ЛИТЬЯ И ПРЕССОВАНИЯ МЕТОДОМ КОНФОРМ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КАТАНКИ

Пузин Е.Н., Суюров Д.И.

научные руководители д-р техн. наук Беляев С.В.,

канд. техн. наук Губанов И.Ю

Одним из перспективных направлений изготовления длинномерных полуфабрикатов в виде катанки, прутков или проволоки с относительно небольшим поперечным сечением из цветных металлов и сплавов является применение метода совмещенного литья и прессования методом конформ (СЛИК). Прямым результатом теоретических и экспериментальных исследований явилось создание на кафедрах «Литейное производство» и ОМД ИЦМиМ в ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет» научно-технического направления для внедрения в металлургическое производство нового процесса СЛИК, что позволило разработать ряд оригинальных устройств, новизна которых подтверждена патентами РФ.

На рис. 1 приведена схема установки для совмещения непрерывного литья-прессования металла с помощью установки Конформ, выполненной на базе карусельного кристаллизатора.

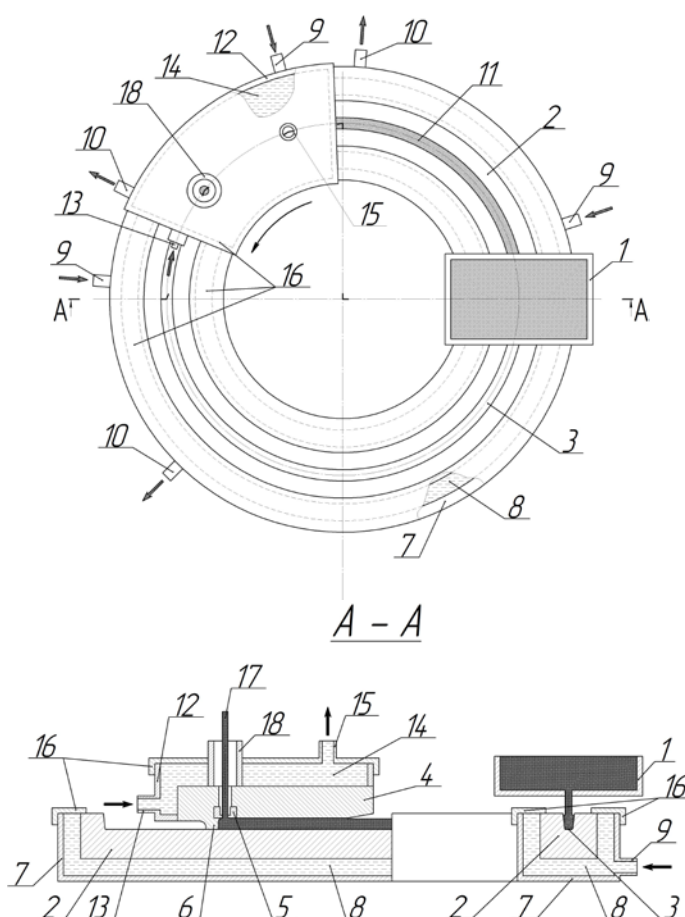


Рис.1 - Схема установки для непрерывного литья и прессования методом конформ по патенту на полезную модель №155319 U1 РФ

Установка для непрерывного литья и прессования сварочной алюминиевой проволоки (САП) методом конформ включает дозатор 1 (печь-миксер с питателем не показаны на чертеже), кристаллизатор 2, выполненный в виде диска с возможностью вращения в горизонтальной плоскости, имеющим кольцевую канавку 3 на верхней части диска, и сопрягающийся с ней неподвижный дугообразный сегмент (башмак) 4 с матрицей 5 и с выступом 6, перекрывающим поперечное сечение кольцевой канавки 3. Кристаллизатор 2 снабжен коллектором 7 для хладагента 8, охватывающим его боковые поверхности и имеет, как минимум три независимые герметичные секции, снабженные индивидуальными патрубками для подвода 9 и отвода 10 хладагента 8 и расположенными последовательно: в зоне кристаллизации деформируемого металла 11 между дозатором 1 и башмаком 4; по длине башмака 4 и в зоне охлаждения кристаллизатора 2 между башмаком 4 и дозатором 1. Вся наружная поверхность башмака 4 с выступом 6, перекрывающим поперечное сечение кольцевой канавки 3, снабжена коллектором 12 с патрубками для подвода 13 хладагента 14 в области нижней части выступа 6 и для отвода 15 хладагента 14 в верхней части башмака 4 со стороны подачи деформируемого металла 11. Все коллекторы 7 и 12 снаружи герметично закрыты кожухами 16. На выходе из канала матрицы 5 изготавливаемой проволоки 17 соосно по отношению к матрице 5 расположен полый цилиндр 18, выступающий над поверхностью кожуха 16 коллектора 12 башмака 4.

Во время работы установки приводится во вращение кристаллизатор 2 и подается хладагент 8 и 12 в коллекторы 7 и 12 по патрубкам подвода 9 и 13 хладагента 8 и 12 с последующим его отводом через патрубки 10 и 15. Расплавленный металл из печи-миксера с питателем (на чертеже не показаны) поступает в дозатор 1 и далее заливается в кольцевую канавку 3, выполненную на верхней части диска кристаллизатора 2. При этом скорость заливки расплавленного металла в кольцевую канавку 3 для рационального ее заполнения находится в строгом соответствии с частотой вращения кристаллизатора 2. За время движения до башмака 4 расплавленный металл 11 охлаждается, кристаллизуется и принимает форму поперечного сечения канавки 3 и достигает башмака 4, где под действием активных сил контактного трения между стенками кольцевой канавки 3 и деформируемым металлом 11 происходит его выдавливание в проволоку 17 через рабочий канал матрицы 5. Во время выдавливания изготавливаемая проволока 17 сразу поступает из матрицы 5 в полый цилиндр 18, где покрывается флюсом, которым наполнен полый цилиндр 18.



Рис.2 - Лабораторная установка для непрерывного литья и прессования САП методом конформ

На основе предложенной конструкция установки для непрерывного литья и прессования САП была создана лабораторная установка, представленная на рис. 2 и включающая следующие устройства (рис. 2):

- печь-миксер с питателем и дозатором;
- горизонтальный карусельный кристаллизатор диаметром 360 мм с кольцевой канавкой размерами 10x14 мм на верхней части диска, в которой установлены сопрягающийся с ней башмак с матрицей с рабочим отверстием диаметром 6,0 мм. Кристаллизатор был снабжен коллектором для воды, охватывающим его боковые поверхности и имел три независимые герметичные секции, снабженные индивидуальными патрубками для подвода и отвода воды и расположенными последовательно: в зоне кристаллизации деформируемого металла между дозатором и башмаком; по длине башмака и в зоне охлаждения кристаллизатора между башмаком и дозатором. Вся наружная поверхность башмака с выступом, перекрывающим поперечное сечение кольцевой канавки, была снабжена коллектором с патрубками для подвода воды в области нижней части выступа и для отвода воды в верхней части башмака со стороны подачи деформируемого металла. Все коллекторы были снаружи герметично закрыты кожухами. На выходе из канала матрицы изготавливаемой проволоки соосно по отношению к матрице расположен полый цилиндр с внутренним диаметром 25 мм, выступающий над поверхностью кожуха коллектора башмака на 50 мм. Перед прессованием рабочее отверстие матрицы закрыли твердым слоем из флюса марки АФ-4А (50% KCl, 28% NaCl, 14% LiCl, 8% NaF), а затем залили водный раствор пасты данного флюса в полый цилиндр. Изготавливали алюминиевую сварочную проволоку диаметром 6,0 мм из алюминиевого сплава АМг6. Вначале подавали воду в коллекторы кристаллизатора и башмака. Затем расплавленный металл, нагретый до температуры 750⁰С из печи-миксера с питателем через дозатор непрерывно подавали в кольцевую канавку, выполненную на верхней части диска кристаллизатора, который вращался с частотой 2,0 об/мин. За время движения до башмака расплавленный металл полностью кристаллизовался и охлаждался до температуры 500⁰С. Далее по ходу вращения кристаллизатора деформируемый металл под действием активных сил контактного трения выдавливался в проволоку диаметром 6,0 мм через рабочий канал вертикальной матрицы. Изготавливаемая проволока, проходя через пасту флюса в полом цилиндре, расположенным на выходе проволоки из канала матрицы и соосно по отношению к матрице, приобретала защитный слой на ее поверхности, который предотвращал образование окиси на ее поверхности.

Таким образом, в разработанной установке (рис. 1, 2) реализуется непрерывный процесс литья и прессования методом конформ с принудительным охлаждением инструмента и изготовление сварочной алюминиевой проволоки сразу с защитным слоем на ее поверхности и практически без окисной пленки. Внедрение разработанной новой технологии производства САП на отечественных предприятиях позволит существенно повысить эффективность производства и обеспечить выпуск конкурентоспособной продукции.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОДГОТОВКИ КОМПЛЕКСНЫХ СВЯЗУЮЩИХ ПРИМЕНЯЕМЫХ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ РАЗОВЫХ ФОРМ В ЛИТЕЙНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Рассказова Е.В., Юрьев П.О., Костин И.В.
научный руководитель канд. техн. наук, доц. Лесив Е.М.,
канд. техн. наук, доц. Губанов И.Ю.
Сибирский федеральный университет

На сегодняшний день, как в нашей стране, так и за рубежом широкая номенклатура деталей отливается в основном в разовые песчано-глинистые формы (до 70 – 80 %). Поэтому при изготовлении отливок важно, чтобы все компоненты формовочной смеси соответствовали по качеству и составам, предъявляемым к ним требованиям, необходимым заявленным, а лучше имели повышенные.

Тенденции развития мировой практики литейного производства свидетельствуют о том, что технологии с применением песчано-глинистых смесей (ПГС) останутся доминирующими и в ближайшем будущем. Наряду с решением существующих проблем связанных с изготовлением форм из ПГС целесообразен комплексный подход к оценке качества материалов, используемых при изготовлении разовых форм. Нестабильность технологических и рабочих свойств формовочных смесей является одной из причин образования брака и снижения качества литых изделий.

Конкуренция на рынке готовой продукции диктует производителям жесткие требования к качеству поставляемых исходных материалов. Одним из основных сдерживающих факторов при производстве является дефицитность некоторых материалов, высокая стоимость и большие затраты на их перевозку, что не всегда оправдано при производстве готовой продукции.

На формирование качества поверхности литой детали и образование пригара могут оказывать влияние многие факторы, такие как:

химический состав, фракционный размер и топография зерен, термостойкость, условия хранения и подготовки кварцевого песка; качество и химический состав связующих материалов; наличие специальные или углеродсодержащие добавки; окраска или натирка полости формы или стержней, а так же конфигурация детали; природа заливаемого сплава и температура заливки.

Улучшив чистоту поверхности отливок, можно резко сократить трудоемкость очистных работ, улучшить обрабатываемость, уменьшить припуски на обработку резаньем.

В зависимости от характера и местоположения производства в литейных цех при изготовлении разовых форм применяю в качестве связующего компонента - глины различного кристаллохимического и морфологического строения.

Глины в литейные цеха поставляются в виде глинопорошков различных марок, как в исходном, так и в активированном состояниях. Не всегда исходные формовочные глины соответствуют требованиям, предъявляемым к ним, для обеспечения технологических и рабочих свойств готовой ПГС. Дополнительная обработка таких глин различными способами (механо- и механохимическая, химическая обработка различными Na-содержащими добавками), комплексный подход, для того, что бы добиться требуемых свойств исходных материалов, а значит качества готовой смеси.

Одним из недорогих способов обработки глин может быть использован метод дошихтовки или смешивания низкосортных глин более высококачественными глинами различного кристалломорфологического строения.

В Сибирском регионе на юге Красноярского края в Усть-Абаканском районе Республики Хакассия, в 15 км к юго-западу от г. Черногорска, в 6 км к западу от пос. Десятый Хутор находится месторождение бентонитовой глины. Данная глина на различные металлургические заводы страны поставляется в виде активированного глинопорошка. В качестве активирующих добавок используют кальцинированную соду (Na_2CO_3). Заводская технология активации не всегда обеспечивает стабильность свойств глины, а значит и готовая ПГС не будет удовлетворять требованиям предъявляемыми литейщиками.

В качестве присадки по технологии смешивания 2-х и более глин использовали высокосортную бентонитовую глину Таганского месторождения Республики Казахстан. Таганское месторождение находится в 30 км к югу от оз. Зайсан, в Тарбагатайском районе Восточно-Казахстанской области.

Минеральный и химический состав глин Таганского и Черногорского месторождения представлен в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 - Минералогический состав глин, %

Глина	Монтморил-лонит	Каолин	Полевой шпат	Кварц	Слюды	Кальцит	Гидрослюда
Черногорская	70-72	7-8	6-7	7-8	4-5	1-2	1-2
Таганская	92-94	–	–	2-3	–	–	–

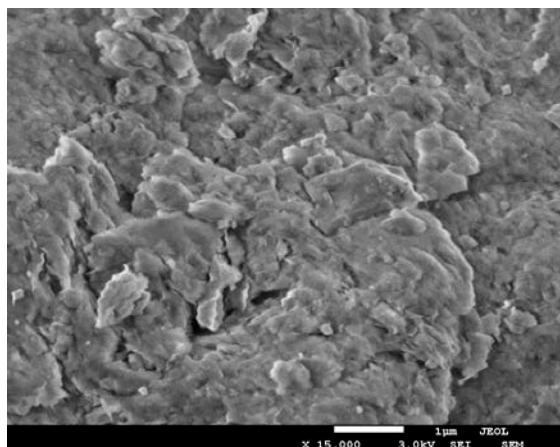
Таблица 2 - Химический состав глин, %

Глина	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	FeO	Na_2O	K_2O	CaO	MgO	TiO_2	SO_3	MnO	п.п.п.
Черногорская	60,5	16,25	1,7	0,75	0,77	1,01	1,75	1,75	0,11	0,03	0,03	14,1
Таганская	57,7	18,14	0,65	–	0,89	0,12	1,21	3,01	0,46	0,1	–	19,8

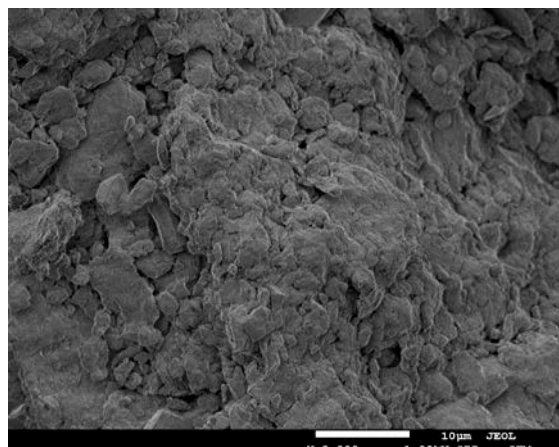
Основным минералом бентонита Черногорского месторождения является монтмориллонит, который присутствует в виде крупных непрозрачных или полупрозрачных чешуек. Примеси в составе бентонита представлены кварцем, кальцитом, полевыми шпатами. Форма частиц бентонитовых глин полуокруглая (рис. 1, а).

Таганская бентонитовая глина в ее составе основной породообразующий минерал – монтмориллонит, который в отличие от Черногорского бентонита представляет равномерные чешуйки, распределенные по всему объему, примесными

минералами – кварц, палыгорскит, гидрослюда, галлуазит. Форма частиц Таганского месторождения полуокруглая, без рваных краев (рис. 1, б).



a × 1500



б × 2000

**Рис.1 - Форма и микрорельеф частиц бентонитовых глин:
а – Черногорская глина; б – Таганская глина**

Таганская и Черногорская глины поставляются заказчикам марки - БП1Т₁ согласно ГОСТу 28177 - 89. Следует отметить, что глина Таганского месторождения имеет такую марку в природном состоянии, а глина Черногорского месторождения активирована с содой по заводской технологии. Однако глина Таганского месторождения с карьера поступает потребителю в виде крупки, что требует дополнительные затраты на ее обработку.

Данные глины были активированы в мельнице планетарного типа при следующих условиях:

- время активации варьировалось в течение 30-180 с при 1500 об./мин;
- массовое соотношение глины/мельющие тела составляло – 1:2.

При этом глину Таганского месторождения предварительно перетирали из крупки до порошка с отсевом фракции менее 0,05 мм, что бы создать одинаковые условия для механической активации обеим глинам.

Одной из важных характеристик при использовании бентонита в литейном производстве является способность сохранять его природные свойства кристаллической решетки при очень высоких температурах. В зависимости от месторождения и кристаллохимического строения бентонитовых глин процесс дегидратации при различных температурах у них протекает по разному. Кривые дегидратации бентонитовых глин Черногорского и Таганского месторождения представлены на рисунке 2.

Анализ кривых дегидратации (ДТА) у этих глин позволяет выделить два основных этапа дегидратации выражающихся в наличии на кривой ДТА эндотермических остановок: 103-128, и 498-526°С

Первый этап соответствует низкотемпературному эндотермическому максимуму и охватывает температурный диапазон от 50 до 250°С.

При этом происходит выделение молекулярной межпакетной воды, химически связанной с ионами обменного комплекса. Бентониты с преобладанием одного типа катионов (одновалентного натрия или двухвалентного кальция и магния) в интервале 103-113°С имеют один четко выраженный эндотермический максимум, причем натрий более прочно связывает гидратную воду по сравнению с кальцием и магнием, и максимум сдвигается в сторону более высоких температур. Для этого типа реакции

характерен обратимый характер. Вода, выделившаяся из глины, теоретически вновь должна вернуться в систему при повышении ее влажности.

Второй эндотермический эффект (498 – 986 °С) связан с выделением, так называемой структурной воды или гидроксила. Гидроксилы входят в состав октаэдрического слоя и имеют прочные химические связи со структурой минерала. Поэтому выделение гидроксильной воды носит необратимый характер и сопровождается изменением параметров кристаллической решетки минерала или частичным ее разрушением.

Как видно из графиков на рис. 2 механоактивация смещает первый и второй эндотермические пики в сторону более высоких температур как у глины Таганского, так и Черногорского месторождения.

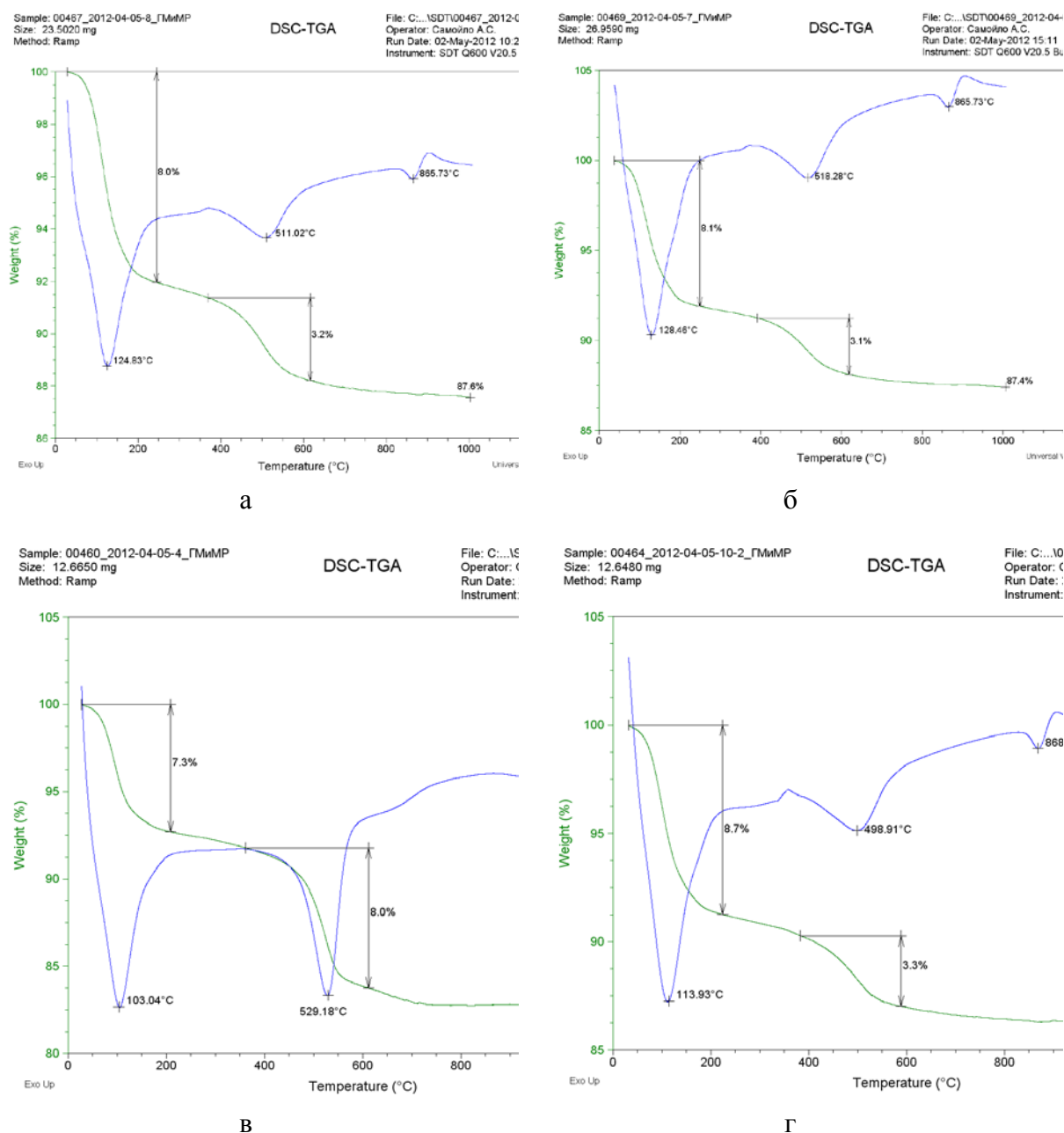


Рис.2 – Кривые ДТА глин: а– Черногорская БПТ₁; б– Черногорская БПТ₁ (МА120); в– Таганская БПТ₁; г– Таганская БПТ₁; (МА120)

Физико-химические свойства глин, как связующих, во многом определяются особенностями их взаимодействия с водой, поэтому было исследовано влияние времени активации на набухаемость, коллоидальность и водопоглощение глин. Результаты исследований бентонитовых глин представлены в таблице 3 и рис. 3.

Таблица 3 - Зависимость свойств глин от режимов активации

Свойства глин	Время активации, с								
	0	10	20	40	60	80	100	120	180
Черногорская бентонитовая глина (БПТ ₁ + Na ₂ CO ₃)									
Набухаемость, мг/2г	15	18	19,6	22	24	26	27	28	25
Коллоидальность, %	49	51,6	55	62,2	67,7	70,2	74,7	80	70,9
Водопоглощение, ед.	2,5	2,46	2,42	2,38	2,36	2,34	2,32	2,3	2,45
Таганская бентонитовая глина (БПТ ₁)									
Набухаемость, мг/2г	25	28	29,6	30	33	36	38	44	42
Коллоидальность, %	89	90	92	94	96	98	99	100	100
Водопоглощение, ед.	10	12	14	16	18	20	22	28	30

Зависимость коллоидальности Черногорской глины от времени активации показана на рисунке 2.а, из которого видно, что с увеличением времени активации до 80–100 секунд коллоидальность глины возрастает, дальнейшее увеличение времени активации до 180 с приводит к снижению коллоидальности.

Коллоидальность бентонитовой глины увеличивается до 90–180 секунд активации, что можно объяснить увеличением активности частиц бентонитовой глины, а после 180 с начинается агрегация частиц. На структуру глинистых суспензий значительное влияние оказывает кристаллохимическое строение глин.

В бентонитовых глинах с увеличением времени активации кроме обычных стехиометрических (изовалентных) замещений развиваются нестехиометрических (гетеровалентные) замещения, которые приводят к нарушению электронейтральности кристаллической структуры глин и появлению у нее избыточного отрицательного заряда, величина и распределение которого находится в прямой зависимости от характера замещений.

Возникновение отрицательного заряда связано с тем, что ионы алюминия могут выступать в роли обменных катионов, компенсирующих отрицательный заряд решетки алюмосиликатов.

С увеличением влагосодержания в системе увеличивается роль капиллярных сил в формировании адгезионной прочности между частицами. Из остальных сил только дальнедействующие кулоновские могут проявлять свое действие в зависимости от величины избыточного заряда на поверхности частиц.

Чем большим становится зазор между частицами, тем меньше вероятность проявления сил молекулярного и электрического характера.

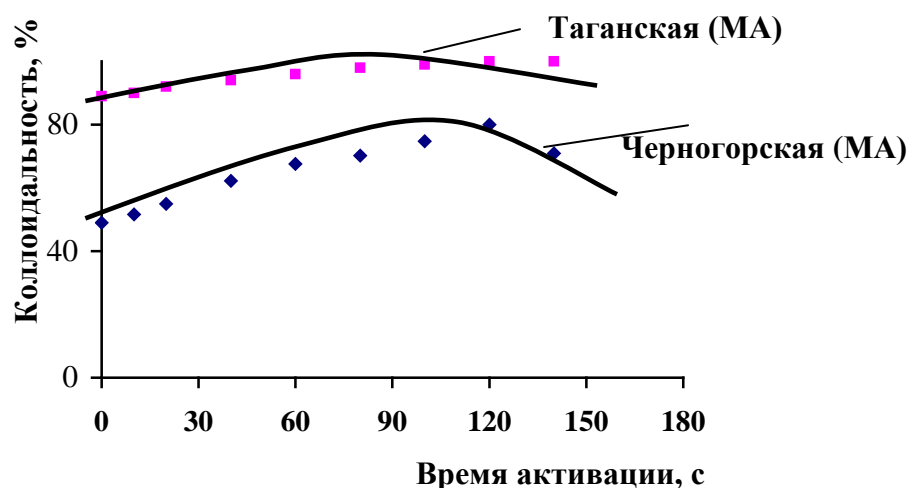
В процессе активации коллоидальность возрастает: для Черногорской с 49 до 80 %, а для Таганской с 89 до 100 %. Более высокая дисперсность бентонитовых глин, совершенная спайность слоев и наличие ориентированной воды обуславливают коллоидальность в 2–3 раза больше, в зависимости от кристаллохимического строения.

Влияние времени активации на набухаемость бентонитовых глин представлено на рисунке 3, б. Видно, что набухаемость Черногорской глины увеличивается в 1,2 раза.

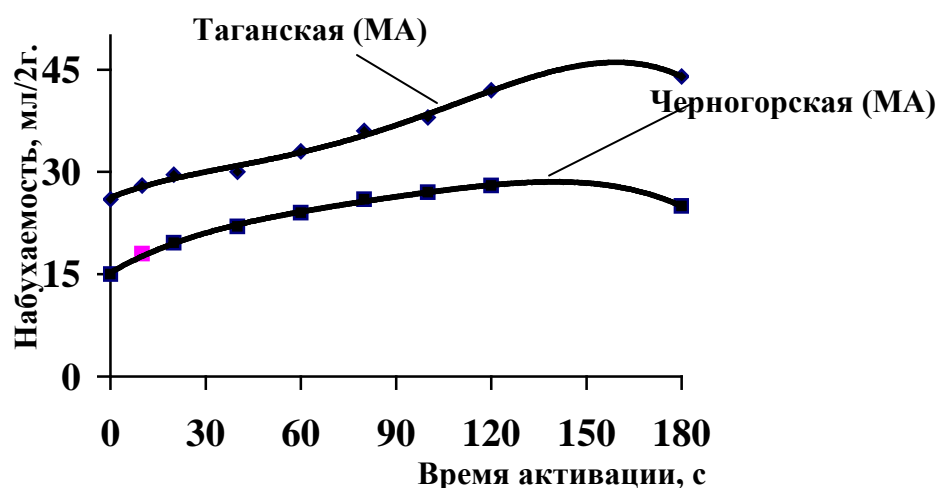
Большую набухаемость Таганского бентонита по сравнению с Черногорским бентонитом можно объяснить минералогическим составом. Черногорский бентонит имеет основное расстояние между слоями порядка 0,715 нм и обладает довольно большой прочностью связей между ними, которую обеспечивают водородные связи. Внешние грани кристаллов Черногорского бентонита обладают малой адсорбционной способностью, но она сильнее проявляется на краевых участках кристаллов, в местах разрушений и дефектов решетки.

Так как Черногорская бентонитовая глина в исходном состоянии не обеспечивают необходимых прочностных свойств песчано-глинистым смесям (ПГС), требуется дополнительная подготовка.

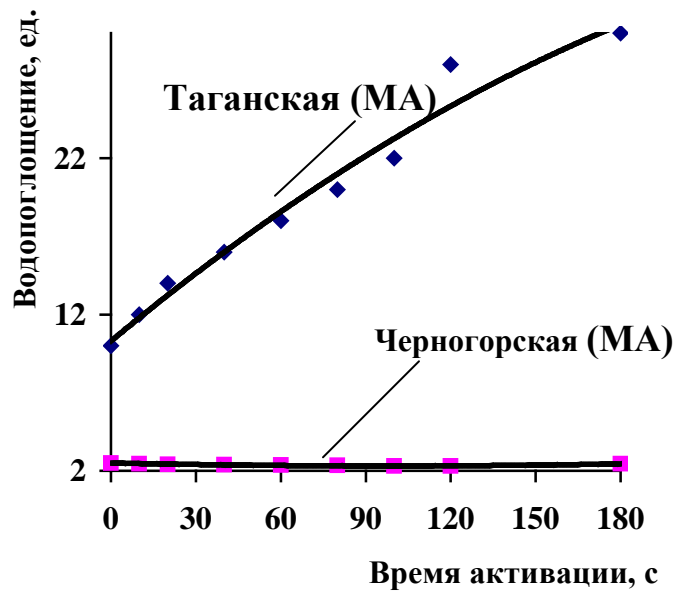
Одним из наиболее простых и доступных приемов подготовки исходных формовочных глин может быть использован метод дошихтовки низкосортной глины более высококачественной. В таких случаях к низкосортной глине добавляется небольшое количество высокосортного бентонита, который значительно повышает прочность смеси.



а



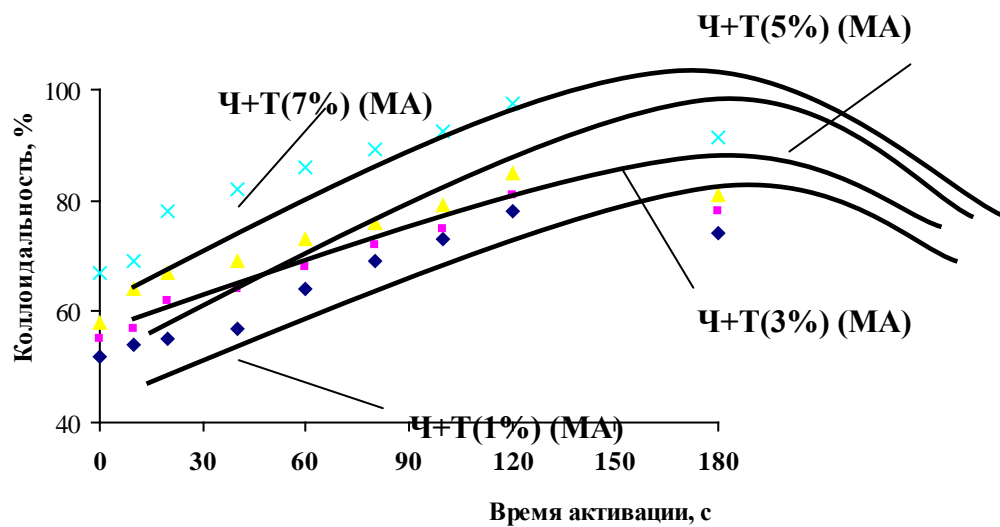
б



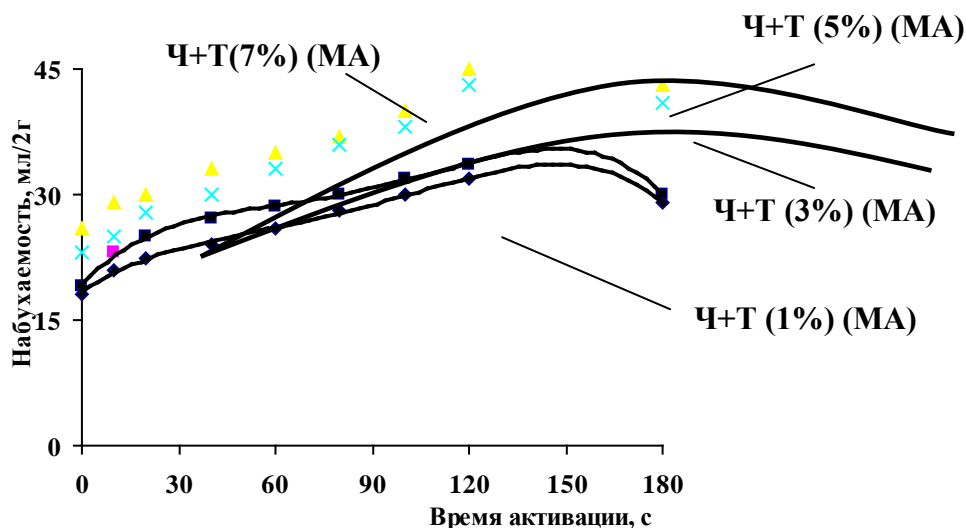
в

Рис.3 - Зависимость свойств глин от времени активации.
а – коллоидальность; б – набухаемость; в – водопоглощение

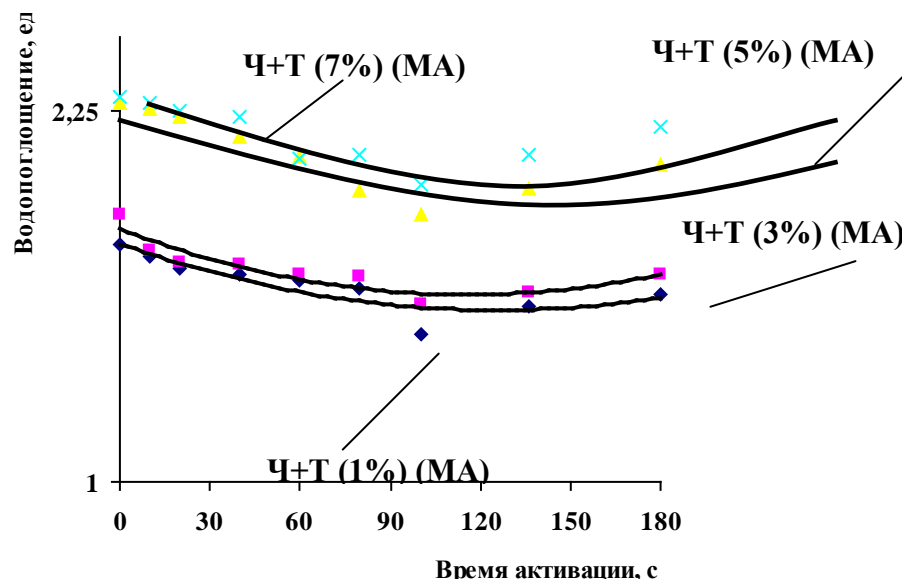
Было решено опробовать данную технологию при следующем соотношении Черногорский бентонит + Таганский бентонит: 1%; 3%; 5%,7%. Технологические свойства глин представлены на рисунке 4.



а



б



в

Рис.4 - Зависимость свойств глин от времени активации а – коллоидальность; б – набухаемость; в – водопоглощение; МА – механическая активация

Полученные результаты показали, что при одинаковых режимах механоактивации глин, технологические свойства изменяются различно, что обусловлено их кристаллохимическим и морфологическим строением.

Так, глина **Ч+Т (1, 3, 5%)(МА)** обеспечивает повышение основных технологических свойств по сравнению с исходной глиной.

Глина **Ч+Т (7%)(МА)** обеспечивают в 2,0-2,5 раза большую коллоидальность глинистым суспензиям по сравнению с исходной глиной при снижении на 10 % водопоглощения глин.

Такой технологический прием позволяет повысить основные технологические свойства Черногорской глины, что позволит сэкономить расход глины в составе формовочной смеси.

При формовке по-сырому имеют значение три основных взаимосвязанных показателя качества песчано-глинистых формовочных смесей: прочность при сжатии

во влажном состоянии, газопроницаемость и влажность. При выборе состава смеси необходимо стремиться к получению заданной прочности смеси при минимальном количестве бентонитовой глины, что обеспечивает достаточно высокую газопроницаемость, а так же влияние глины на пригар в отливках.

Результаты исследований представлены в таблице 3.

Использование в составе песчано-глинистой смеси Черногорская + Таганская бентонитовая глина (1, 3, 5, 7%) позволяет добиться более высоких значений прочности сырых ПГС.

Из таблицы 4 видно, что оптимальным временем активации является 120 с для бентонитовой глины Черногорского месторождения, при содержании Таганского бентонита 7% в качестве присадки составе смеси. При этом прочность смеси увеличивается на 15-20% по сравнению с исходной Черногорской глиной, что позволяет экономить, сушие компоненты.

Таблица 4 - Зависимость свойств ПГС

Свойства смесей	Время механической активации, с							
	0	10	20	40	60	80	100	120
Черногорская + Таганская (1%)								
Прочность, 10 ⁵ Па	0,23	0,25	0,27	0,3	0,33	0,35	0,34	0,4
Влажность, %	4	4	4	4	4	4	3,9	3,9
Газопроницаемость, ед.	710	710	610	554	550	550	550	492
Черногорская + Таганская (3%)								
Прочность, 10 ⁵ Па	0,25	0,27	0,31	0,35	0,37	0,4	0,39	0,43
Влажность, %	4	4	4	4	4	4	3,9	3,9
Газопроницаемость, ед.	710	610	555	550	500	492	500	492
Черногорская + Таганская (5%)								
Прочность, 10 ⁵ Па	0,3	0,33	0,35	0,4	0,43	0,46	0,48	0,5
Влажность, %	4	4	4	4	4	4	3,8	3,8
Газопроницаемость, ед.	555	550	550	492	492	480	480	440
Черногорская + Таганская (7%)								
Прочность, 10 ⁵ Па	0,43	0,45	0,5	0,55	0,56	0,59	0,56	0,64
Влажность, %	4	4	4	4	4	4	3,8	3,8
Газопроницаемость, ед.	492	492	440	331	330	313	330	285

Метод повышения технологических свойств глин путем дощихтовки глин с соответствующей зерновой структурой представляет интерес как один из доступных методов для улучшения свойств глин и смесей, в которых в качестве связующего введена глина.

Данные глины могут быть рекомендованы для изготовления ПГС при формовке «по-сырому» для обеспечения сырой прочности на 15-20% выше по сравнению с исходными составами.

3D ВИЗУАЛИЗАЦИЯ СТРУКТУР ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ РАСЧЕТ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ИССЛЕДУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рассказова Е.В., Юрьев П.О.

**научный руководитель канд. техн. наук, доц. Лесив Е.М.,
канд. техн. наук, доц. Губанов И.Ю.**

Сибирский федеральный университет

Ключевые слова: дисперсные материалы, кварцевый песок, ситовой анализ, фракционный состав, 3D – структура.

На кафедре «Литейное производство» для курса «Формовочные материалы и смеси» была разработана демонстрационно-расчетная программа «Анализ качества сыпучих зерновых и дисперсных материалов и расчет их геометрических параметров» на языке программирования Borland Delphi 7.0 для комплексной оценки геометрических параметров зерновых и дисперсных материалов. Получено свидетельство № 2012615873 от 05.05.2012 г. Программа зарегистрирована в реестре программ для ЭВМ 26.06.2012 г. Основой для разработки являлась методика оценки размера зерновых материалов по окружностям. Программа может работать под управлением операционной системы Microsoft Windows 9x/2000/XP, не требует инсталляции и не изменяет значений системного реестра. Для экспорта данных из программы необходимо наличие установленного приложения Microsoft Word, которое входит в состав пакета MS Office.

Одним из основных показателей дисперсных материалов, оказывающих влияние на все технологические свойства формовочных смесей, является гранулометрический состав материалов, от которого зависит, прочность смеси, ее газопроницаемость, термические напряжения, развивающиеся в смеси при заливке форм жидким металлом, а также чистота поверхности изготавливаемых отливок.

В настоящее время в практике оценки среднего размера частиц, а также формы и микрорельефа поверхности зерновых и дисперсных материалов (песок, глина, графит) находит применение метод электронной микроскопии, суть которого состоит в подсчете количества зерен, находящихся в определенных диапазонах размеров, то есть выполняется математическое фракционирование. При этом диаметр частиц можно измерить с относительно высокой точностью. Однако фотографии, полученные при электронно-микроскопическом анализе, содержат ограниченное число частиц, поэтому необходимо брать более трех образцов и оценивать более трех характерных полей зрения, чтобы исключить погрешность при расчете.

В первом блоке разработанной программы, полученные при помощи электронного микроскопа микрофотографии, сканировали и проецировали на них ряд окружностей, диаметр которых выбирался в соответствии с размером частиц, подлежащих подсчету.

Наиболее эффективным параметром комплексной оценки гранулометрического состава материала является средний размер его зерна d_{cp} . Для оценки гранулометрического состава по данным ситового анализа исследуемый материал подвергали рассеву на приборе «Ротап» по стандартной методике.

Кроме гранулометрического состава сыпучих материалов, на технологические свойства составов на их основе оказывают влияние форма и микрорельеф частиц материалов. Частицы сыпучих материалов, как правило, имеют форму неправильных многогранников с выраженными или окатанными гранями (изометричные), но нередко

встречаются частицы в виде пластинок, призм, игл и волокон (анизометричные), поэтому в программе предусмотрен расчет коэффициентов формы. Частицы могут быть гладкими или раковистыми, с открытыми или изолированными порами. Изменение этих параметров может сильно влиять на общую пористость и насыпной вес материала. Поэтому в программе для оценки формы и микрорельефа частиц предусмотрен расчет коэффициентов их угловатости, шероховатости поверхности, пористости по данным микроскопического анализа.

На сегодняшний день было решено обновить данную версию этой программы. Так как в ходе эксплуатации выявились некоторые огрехи, которые требуют доработки для удобства пользователей. В новой версии программы будет предусмотрено масштабирование импортируемых фотографий под масштаб измеряемых частиц. В предыдущей версии программы были заданы жесткие размеры импортируемых фотографий с электронного микроскопа. В программе так же будет разработан пятый блок «3D – визуализация структуры различных минералов» включающая базу данных структур различных материалов. База данных периодически обновляться, по мере изучения различных материалов.

Данная программа была усовершенствована и был разработан новый блок в программе «Анализ качества зерновых и дисперсных материалов, расчет их геометрических параметров, ver 2.0», на которую было получено свидетельство № 2015663550 от 03.09.2015 г. Программа зарегистрирована в реестре программ для ЭВМ 24.12.2015 г. (рис.1).



Рис.1 – Авторское свидетельство на программу

В таблице 1 представлены виды минералов, входящих в структурные базы данных материалов. В данной статье представляем 3D – структуру монтмориллонита, состоящую из нескольких частей для наглядного отображения связей в минерале.

Монтмориллонитовые минералы встречаются в виде чрезвычайно мелких частиц, для которых не удастся получить рентгенодифракционных картин от монокристаллов. Заключение о структуре, поэтому приходится делать на основании порошковых рентгенограмм и сопоставлений с лучше изученными структурами.

Структура монтмориллонита складывается двумя листами кремнекислородных тетраэдров, разделенными в центре октаэдрическим алюмокислородным листом. Характерная особенность монтмориллонитовой структуры заключается в том, что молекулы воды и других полярных жидкостей, такие, как некоторые органические молекулы, могут входить в межслоевые пространства, вызывая набухание решетки. Монтмориллониты относительно легко диспергируются в воде вплоть до частиц чрезвычайно мелкого размера.

Таблица 1 – Классификация глинистых минералов

Вид минералов	Тип минералов		Группа	Пример
	Двухслойный	Трехслойный		
Аморфные			Аллофана	
Кристаллические	Изотермический		Каолинита	Каолинит, Накрит
	Удлиненный		Галлуазита	
		Разбухающая решетка: изотермический	Монтмориллонита	Монтмориллонит, Сокоцит, Вермикулит
		Разбухающая решетка: удлиненный	Монтмориллонита	Нонтронит, Сапорит, Гекторит
		Неразбухающая решетка	Иллита	
			Хлорита (правильные слоисто-смешанные типы)	
			Аттапульгита, сепиолита, палыгорскита (типы цепочечных структур)	

Таким образом, для комплексного подхода к оценке качества зерновых и дисперсных материалов необходимо доработать уже имеющуюся версию программы, включая пятый блок «3D – визуализация структур материалов», который позволяет наглядно оценить структуру исследуемых материалов. Программа может быть полезной при изучении курса «Формовочные материалы и смеси», а также при комплексной оценке с приборов лаборатории «ДНТВ и КМ».

Список литературы

1. Патент на демонстрационно-расчетную программу № 2012615873 Российская Федерация. Анализ качества сыпучих зерновых и дисперсных материалов и расчет их геометрических параметров [Текст] / Лесив Е.М.(RU), Мамина Л.И.(RU), Безруких А.И.; заявитель и правообладатель ФГАОУ ВПО СФУ.(RU). – опубликовано 26.06.12;.
2. Мамина Л.И. Разработка программы для анализа геометрических характеристик сыпучих материалов [Текст] / Л.И. Мамина, Т.Р. Гильманшина, А.И. Безруких // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов: сборник докладов 6-ой международной конференции «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов» - Ч.II. – Харьков., 2005. – С. 98 – 100;
3. Грим, Р.Е. Минералогия глин [Текст].- М.: Издательство иностранной литературы.- 1959. - 455 с.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИКАТОРА МФ9 НА ЛИТУЮ СТРУКТУРУ СТАЛИ 110Г13Л

Фомин П.А., Хохлов А.Г.

научные руководители канд. тех. наук, доц. Гильманшина Т.Р.

канд. тех. наук, доц. Ковалева А.А.

Сибирский федеральный университет

Сталь 110Г13Л или сталь Гадфильда (названа в честь английского металлурга Гадфильда Роберта Аббота) – это высокомарганцовистая износостойкая сталь аустенитного класса. Основными свойствами стали 110Г13Л является высокое сопротивление износу при одновременном воздействии высоких давлений или ударных нагрузок. Из данной стали заготавливают отливки, работающие на ударный износ, такие как траки гусениц танков и тракторов, зубья ковшей экскаваторов, щёки дробилок, рельсовые крестовины, стрелочные переводы.

На протяжении всего времени появляется необходимость создание новых, более совершенных высоконагруженных деталей и узлов различных машин и техники является одной из основных задач современного производства. Например, гусеничные траки, работающие в уникальных по сочетанию нагрузках, скоростных режимах, изнашивающих и агрессивных факторов условий. Конструкция основного элемента гусеничного движителя – гусеничного трака, влияет на его долговечность, надежность и другие технические характеристики, но определяющую роль в формировании потенциала его прочностных свойств, играет материал и его структура, из которого изготовлен данный узел.

Улучшение структуры высокомарганцовистой износостойкой стали 110Г13Л, которая по износостойкости, устойчивости к высоким статическим и динамическим нагрузкам намного превосходит большинство известных материалов, используемых для изготовления гусеничных траков. Но структура стали 110Г13Л во многом зависит от условий плавки. Незначительное изменение содержания основных элементов (С, Si) и примесей, легирование карбидообразующими и другими элементами может существенно повлиять на структуру стали 110Г13Л. Поэтому целенаправленное управление структурой стали 110Г13Л является актуальной задачей и на сегодняшний день.

Поэтому целью данной работы является исследовать возможность применения модификатора типа МФ для измельчения зерна стали 110Г13Л.

Химический состав стали 110Г13Л представлен в табл.1, модификатора – в табл.2

Таблица 1 – Химический состав стали 110Г13Л (ГОСТ977-88)

Элемент	С	Si	Mn	Ni	Cr	S	P
Массовая доля, %	0,9-1,5	0,3-1	11,5-15	Не более 1	Не более 1	Не более 0,05	Не более 0,12

Таблица 2 – Химический состав модификатора типа МФ (ГОСТ4515-93)

Массовая доля, %				
Основных компонентов		Примесей, не более		
P	Cu + P, не менее	Bi	Sb	Fe
8-9,5	99,5	0,005	0,1	0,15

Модификатор типа МФ представляет собой медно-фосфористый сплав (табл. 1).

Модификатор вводили по технологии типа «сэндвич-процесс», т.е. его загружали на дно ковша, а перемешивание осуществляется за счет энергии падающей струи. Заливка стали осуществлялась при температуре 1420-1430 °С в жидкостекольную форму. Образец имеет вид усеченного конуса, сужающегося к низу с размерами, мм: диаметр верхнего основания-40, диаметр нижнего основания – 20 и длина –150.

Выбор данного модификатора был обусловлен следующими факторами. Медь, входящая в состав модификатора, является легирующей добавкой для стабилизации аустенита и ГЦК решетки, является карбидообразующим элементом. В малых количествах она может способствовать снижению температуры перехода стали из вязкого состояния в хрупкое, сопротивлению коррозии и водородному растрескиванию.

Предельная концентрация фосфора в стали, согласно ГОСТ 977-88, составляет 0,12%. Повышенное содержание фосфора приводит к увеличению размеров фосфидной эвтектики по границам зерен и при этом наблюдается резкое ухудшение всего комплекса свойств стали 110Г13Л: увеличение усадки, резким снижением механических характеристик, увеличением порога хладноломкости. В случае эксплуатации отливок при температурах ниже -40°С содержание не должно превышать 0,05%. При уменьшении его содержания до 0,02% резко увеличивается сопротивление ударным нагрузкам при отрицательных температурах и сопротивление абразивному износу за счет повышения предела прочности.

Эффективность работы модификатора оценивали по изменению микроструктуры, для изучения которой использовали электронный микроскоп CARL ZEISS AXIO OBSERVER.A1m и программы анализа изображений.

Шлифы изготавливались вручную шлифованием об абразивные круги и механическим полированием с окисью алюминия на сукне. Для выявления структуры применялся метод химического травления для специальных легированных сталей.

Литая структура стали 110Г13Л представляет собой дендритное строение зерен аустенита, по границам которых расположены избыточные карбиды $(Mn,Fe)_3C$ (рисунок 1).

После добавления модификатора структура отливок (рисунок 2) также имеет дендритное строение зерен аустенита. Зерна аустенита на структуре отливки без модификатора имеют средний размер зерна 100 мкм, тогда как средний размер аустенитного зерна отливки с добавлением модификатора составляет 65 мкм. В этой же структуре заметно утолщение границ зерен аустенита – избыточные карбиды.

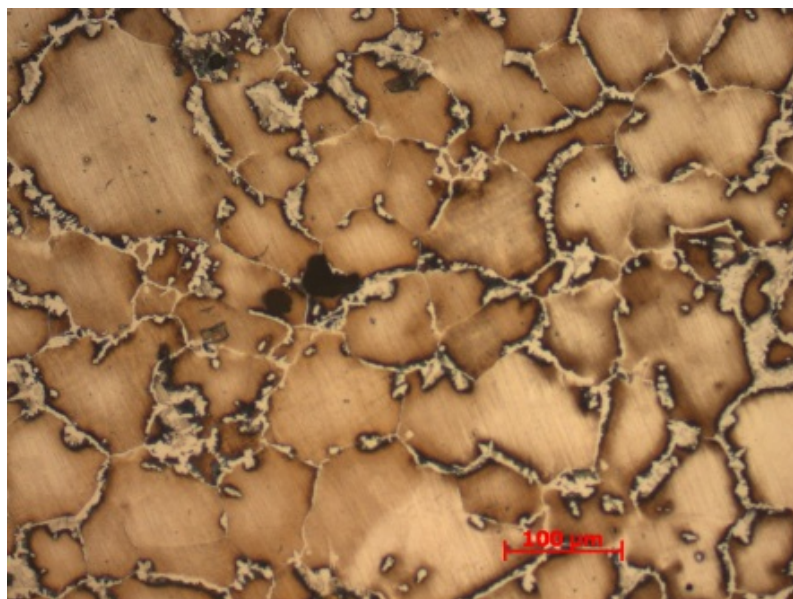


Рис.1 – микроструктура литой отливки из стали 110Г13Л без модификатора МФ9 (увеличение микроскопа x200)

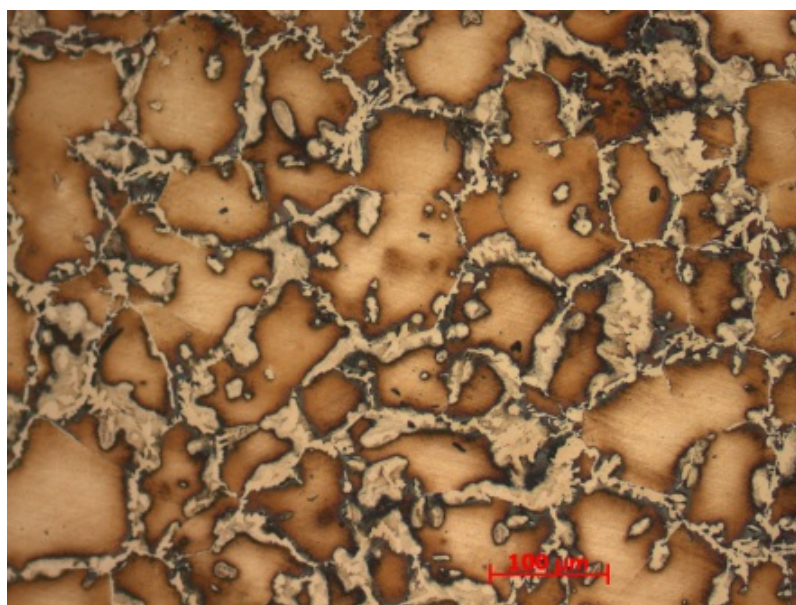


Рис.2– Микроструктура литой отливки из стали 110Г13Л с модификатором МФ9 (увеличение микроскопа x200)

Таким образом, видно, что добавление модификатора типа МФ способствует уменьшению аустенитного зерна в среднем на 35 мкм отливки из стали 110Г13Л.

Утолщенные границы зерен за счет выделения карбидов можно будет нейтрализовать последующей термообработкой (закалкой).

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ
ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЛИТЬЯ В ПГС С МЕХАНОАКТИВИРОВАННЫМИ И
МОДИФИЦИРОВАННЫМИ МУСКОВИТОМ БЕНТОНИТОВЫМИ ГЛИНАМИ**

Юрьев П.О., Рассказова Е.В.

научный руководитель д-р техн. наук Беляев С.В.,

канд. техн. наук Лесив Е.М.

Сибирский федеральный университет

В современном мире обозначена тенденция к улучшению качества получаемой продукции во всех сферах мировой промышленности, поэтому при высоком выпуске чугунной и стальной продукции необходимо соблюдать качество получаемых изделий, минимизируя такие основные дефекты как пригар, наросты, раковины, ужимины, недоливы и другие, а также оптимизировать не только труд работников, но и расход и использование основных материалов используемых в производстве.

Противопригарные покрытия являются наиболее эффективным средством для получения отливок без пригара и дефектов. При их нанесении на поверхность форм и стержней, создается буферный защитный слой с заданными физико-механическими свойствами. При правильном выборе и применении покрытий достигается значительное улучшение качества поверхности получаемых отливок [1, 3], товарный вид и в конечном итоге их конкурентоспособность.

Для решения этой проблемы предлагается использовать противопригарное покрытие марки ГБ-3, которая включает в себя основное сырье и материалы, используемые в литейном производстве – это графит Курейского месторождения марки ГЛС-2, как основной материал покрытия, и глину Таганского месторождения марки – БПТ1; глину Таганского месторождения механоактивированную 120 сек.; глину Таганского месторождения механоактивированную 120 сек. модифицированную мусковитом в количестве 5%; глину Черногорского месторождения марки – БПТ1; глину Черногорского месторождения механоактивированную 90 сек.; глину Черногорского месторождения механоактивированную 90 сек. модифицированную мусковитом в количестве 3%. Выбор глин был произведен в соответствии с результатами, полученными на водноглинистых суспензиях с максимальными электростатическими характеристиками для них [3]. Состав противопригарного покрытия: графит – 58,5%, бентонит – 3,5%, остальное вода, до достижения плотности 1,4 г/см³.

В процессе приготовления и испытаний установлено, что использование механоактивированного бентонита и механоактивированного модифицированного мусковитом бентонита способствует увеличению расхода воды и повышению вязкости покрытия (таблица 1), эта закономерность верна как для глин Таганского, так и для глин Черногорского месторождения. Это можно объяснить тем, что бентонитовые частицы становятся более активными, способны притягивать к себе больше молекул воды, в результате увеличивается структурная вязкость.

В таблице 1 представлен расход воды на противопригарные покрытия с различными модифицирующими слоистыми добавками и их вязкость. Рабочая плотность всех покрытий – 1,4 г/см³. Из данных таблицы видно, что механоактивация способствует увеличению расхода воды при приготовлении противопригарного покрытия. Исключением является Таганская глина (МА 120) + 4% мусковита, расход воды которой увеличивается на 12,5% по сравнению с исходной глиной, и уменьшается

на 25% по сравнению с глиной, активированной при 120 сек. без модифицирующей добавки.

Таблица 1 – Вязкость противопригарных покрытий ГБ-3

Глина	Вода, мл.	Вязкость, с.
1. Таганская исх.	80	40
2. Таганская (МА120)	120	50
3. Таганская (МА120 + 5% МА мусковита)	90	75
4. Черногорская исх.	110	32
5. Черногорская (МА 90)	130	48
6. Черногорская (МА 90 + 3% МА мусковита)	145	70

В таблице 1 представлен расход воды на противопригарные покрытия с различными модифицирующими слоистыми добавками и их вязкость. Рабочая плотность всех покрытий – $1,4 \text{ г/см}^3$. Из данных таблицы видно, что механоактивация способствует увеличению расхода воды при приготовлении противопригарного покрытия. Исключением является Таганская глина (МА 120) + 4% мусковита, расход воды которой увеличивается на 12,5% по сравнению с исходной глиной, и уменьшается на 25% по сравнению с глиной, активированной при 120 сек. без модифицирующей добавки.

Структурная вязкость суспензий оценивают через поверхностное натяжение и коллоидальность. Эти характеристики обуславливают устойчивость суспензий к расслоению во времени и при одинаковой природе материалов и зависят от дисперсности и энергетических параметров частиц [2]. Измерение вязкости покрытий определяли на вискозиметре ВЗ-4 (ГОСТ 8420-74). Повышение структурной вязкости влечет за собой улучшение качества покрытия по одному из важнейших технологических свойств – седиментационной устойчивости (ГОСТ 10772-78) [4]. В таблице 2 представлены результаты седиментационной устойчивости после 1, 3, 7, 24 часов.

Таблица 2 – Седиментационная устойчивость покрытий ГБ-3

Материал	Время седиментации, ч			
	1	3	7	24
Таганская исх.	91	88	82	72
Таганская (МА120)	97	95	91	88
Таганская (МА120 + 5% МА мусковита)	100	99	99	97
Черногорская исх.	79	73	62	50
Черногорская (МА 90)	89	84	74	69
Черногорская (МА 90 + 3% МА мусковита)	100	98	97	96

По таблице 2 видно, что седиментационная устойчивость у противопригарных покрытий с добавлением Таганской глины выше, чем у красок с Черногорской глиной в исходных состояниях, так как это связано с качеством исследуемого материала, а именно количеством минерала монтмориллонита в химическом составе глин.

Механоактивация глин позволяет увеличить седиментационную устойчивость обоих исследуемых глин. Прирост седиментационной устойчивости у глин Таганского месторождения механоактивированных 120 сек. составляет 6 ед., у глин Черногорского месторождения механоактивированных 90 сек. прирост составляет – 10 ед., но высокая доля монтмориллонита в составе высокосортной глины Таганского месторождения не позволяет показать механоактивированной глине Черногорского месторождения результаты сопоставимые даже с исходной Таганской глиной без механоактивации.

После добавления модифицирующей добавки в виде мусковита в механоактивированные глины Таганского и Черногорского месторождения результаты седиментационной устойчивости противопопригарных покрытий ГБ-3 (о чем свидетельствовал и дзета-потенциал водноглинистых суспензий) вырастает до стабильно высоких значений, которые даже после 24-х часового отстоя не снизились менее 96 ед. Седиментационная устойчивость противопопригарного покрытия ГБ-3 с механоактивированными и модифицированными мусковитом бентонитовыми глинами в течении времени представлена на рисунке 1.

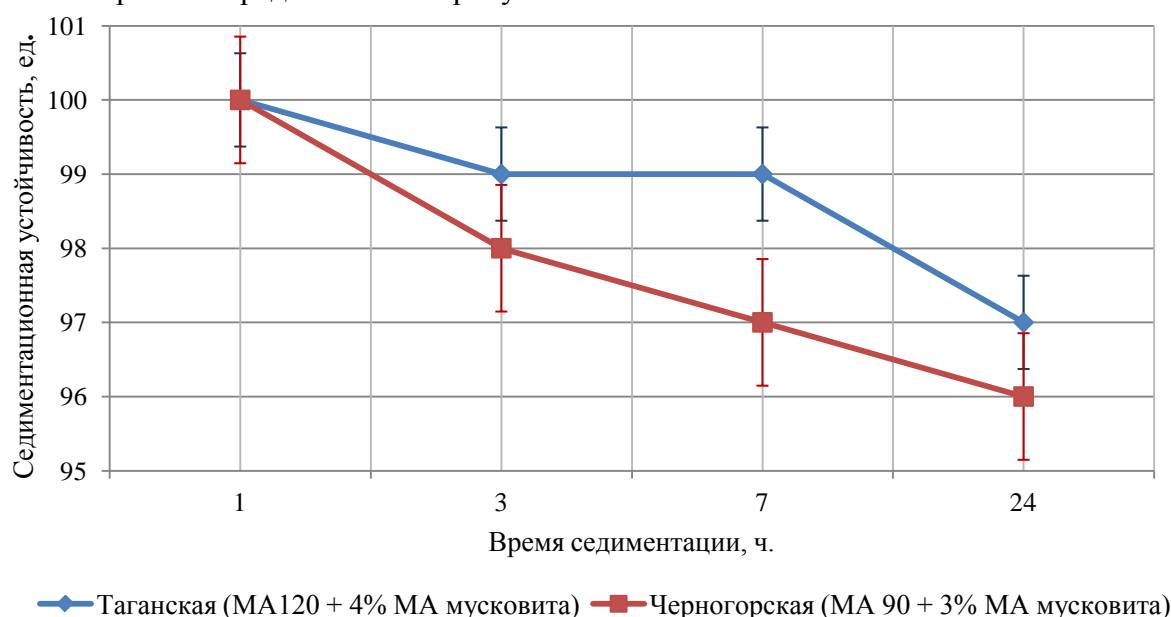


Рис.1 – Седиментационная устойчивость противопопригарного покрытия ГБ-3 с механоактивированными и модифицированными мусковитом бентонитовыми глинами

Выводы:

1. Установлено, что механоактивированная глина модифицированная мусковитом способствует увеличению вязкости противопопригарных покрытий на основе графита. По сравнению с исходными глинами Таганского и Черногорского месторождений вязкость увеличивается почти в два раза.

2. Выявлено, что глина механоактивированная и модифицированная мусковитом способствует увеличению седиментационной и агрегативной устойчивости противопопригарных покрытий, а именно, после 24-х часового отстоя седиментационная устойчивость не уменьшилась ниже 96 ед. Для глин Таганского месторождение увеличение седиментационной устойчивости составило: после 1 часа – 9,8%; 3 часа – 12,5%; 7 часа – 20,7%; 24 часа – 34,7%, по сравнению с исходными образцами глины, широко применяемыми в литейном производстве из-за доступности, дешевизны и относительно стабильными показателями свойств.

3. Определено, что седиментационная устойчивость противопригарных покрытий, в составе которых находилась глина механоактивированная и модифицированная мусковитом, увеличилась на: 26,5% после одного часа отстоя; 34,2% после трех часов; 56,45% – 7 часов; 92% – 24 часов. Мусковит в количестве 3% в механоактивированной глине Черногорского месторождения позволил увеличить седиментационную устойчивость противопригарных покрытий до значений сопоставимых с высокосортными глинами таганского месторождения (рис.1), что является положительным для экономики Красноярского края и близлежащих федеральных округов РФ, т.к. Черногорское месторождение является местным и близкорасположенным к предприятиям черной и цветной металлургии.

Список литературы

1. Кузнецов Р.В. Водные противопригарные покрытия с мелкодисперсными наполнителями / В.Р. Кузнецов, К.В. Мартынов // Литейное производство. – 2015. – № 2. – С. 25-29.
2. Матвеев В. Н. Вязкость и структура дисперсных систем / В. Н. Матвеев, Е. А. Кирсанов // Вестник Московского университета. Сер. 2. Химия. – 2011. – Т. 52, № 4. – С. 243-276.
3. Belyaev S. V. Research change of electrostatic characteristics of the bentonite clays from various modes mekhanoaktivivation / Belyaev S. V., Yuryev P. O. // Australian Journal of Scientific Research. – 2014. – No.1 (5). – P. 510-518.
4. Борисенко, Л.В. Лабораторный практикум по глинистым растворам / Л.В. Борисенко. – М.: МИНХ и ГП, 1961. – 53 с.

