

**Колесов Сергей Сергеевич**

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ  
ПОДГОТОВКИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si-Mg  
К ПОЛУЧЕНИЮ ОТЛИВОК МЕТОДОМ  
ТВЕРДОЖИДКОЙ ФОРМОВКИ**

Специальность: 05.16.04 – Литейное производство

**АВТОРЕФЕРАТ**  
диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Санкт-Петербург – 2007

Работа выполнена в государственном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет»

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор,  
заслуженный работник ВШ РФ

Косников Геннадий Александрович

Официальные оппоненты:

доктор технических наук,  
профессор

Абрамов Алексей Александрович

кандидат технических наук,  
доцент

Савельев Константин Дмитриевич

Ведущая организация:

ОАО «ПТИЛитпром»

Защита состоится “\_\_\_” \_\_\_\_\_ 2007 г. в \_\_\_\_\_ часов на заседании диссертационного совета Д 212.229.14 в государственном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет» по адресу: 195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29, химический корпус, ауд. 51.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ГОУ ВПО Санкт-Петербургского государственного политехнического университета.

Автореферат разослан “\_\_\_” \_\_\_\_\_ 2007 г.

Ученый секретарь

доктор технических наук, профессор

Кондратьев С. Ю.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность работы.** Новые технологии получения фасонных отливок из сплавов, находящихся в твердожидком состоянии, заняли в последнее десятилетие приоритетные позиции в заготовительном производстве зарубежных стран. В последние годы большое внимание уделяется изучению проблем, связанных с тиксопроцессами. Однако до сих пор существуют нерешенные вопросы, в частности, проблема химической и структурной неоднородности слитков по сечению, что приводит к браку литых заготовок.

Тиксотехнологии основаны на эффекте резкого снижения вязкости суспензии под влиянием сдвиговых деформаций, возникающих при формовке изделий (тиксоэффект). Тиксопроцесс по классической схеме осуществляется в три этапа: 1. получение слитка с частично вырожденной дендритной (глобуляризированной) структурой; 2. нагрев и выдержка мерной заготовки в твердожидком состоянии для получения глобулярной (вырожденной дендритной) структуры твердой фазы и необходимого соотношения твердой и жидкой фаз; 3. подача заготовки в рабочий орган формообразующего агрегата и реализация процесса твердожидкой формовки.

Разновидностью процесса твердожидкой формовки являются различные методы порционной обработки расплава в жидкотвердом состоянии для обеспечения требуемых реологических свойств суспензии.

В настоящее время наиболее широко применяется одноплоскостное (горизонтальное или вертикальное) МГД перемешивание. Проблема расширения сортамента производимых отливок решается за счет применения двухплоскостных (комбинированных) МГД перемешивателей. Однако математические модели, описывающие тепловые и гидродинамические процессы, происходящие в расплаве, практически отсутствуют, что не позволяет обеспечивать рациональные режимы процесса литья.

Наиболее широкое применение формовка в твердожидком состоянии получила в автомобильной промышленности при использовании литейных алюминиевых сплавов типа А357(А356). Однако эти сплавы по комплексу механических и эксплуатационных свойств в ряде случаев не удовлетворяют требованиям, предъявляемым к фасонным отливкам ответственного назначения. Кроме того, процесс подготовки этих сплавов достаточно сложен, энергоемок и требует усовершенствования. Поэтому чрезвычайно актуальным является как упрощение процесса подготовки сплава к тиксоформовке, так и расширение номенклатуры используемых сплавов.

**Целью работы** является усовершенствование технологии подготовки сплавов А357(А356) для получения фасонных отливок и расширение номенклатуры сплавов, применяемых для тиксопроцессов литья.

**Научная новизна работы:**

- разработана математическая модель воздействия двухплоскостного МГД перемешивателя на расплав в кристаллизаторе при процессе полунепрерывного литья слитков;

- разработан комплекс критериев отбора сплавов для технологии формовки в твердожидком состоянии, включающий термодинамические, структурные и технологические критерии;

- на примере сплавов А357 и АД33 выявлены закономерности влияния технологических параметров тиксопроцесса на структуру и реологические свойства литой заготовки из Al-Si сплавов эвтектического и твердорастворного типа.

**Практическая ценность:**

- определены режимы термовременной обработки мерной заготовки, полученной из слитка сплавов А357 и АД33, обеспечивающие получение в ней тиксотропной структуры;

- определены технологические режимы процесса полунепрерывного литья при двухплоскостном перемешивании в кристаллизаторе, обеспечивающие расширение сортамента выпускаемых слитков;

- в производственных условиях на машинах литья под давлением вертикального типа с холодной камерой прессования изготовлена опытная партия отливок тиксолитьем с использованием разработанных технологических режимов.

**На защиту выносятся.**

1. Математическая модель воздействия двухплоскостного МГД перемешивателя на расплав в кристаллизаторе, на ее основе реализовано моделирование тепловых и гидродинамических процессов.

2. Комплекс критериев выбора сплавов для их формовки в твердожидком состоянии.

3. Режимы подготовки сплавов эвтектического и твердорастворного типов для твердожидкой формовки литых заготовок.

4. Обоснование расширения сортамента слитков и номенклатуры сплавов для твердожидкой формовки.

### **Апробация работы.**

Основные результаты работы докладывались и обсуждались: на VI (Екатеринбург, 2003 г.) и VII (Новосибирск, 2005 г.) съездах литейщиков России; 3, 4 и 6 всероссийских научно-практических конференциях «Литейное производство сегодня и завтра» (С.-Петербург, 2002, 2003, 2006г.г.); на 7 Всероссийской конференции по проблемам науки высшей школы «Фундаментальные исследования в технических университетах» (С.-Петербург, 2003 г.).

**Публикации.** Основные результаты диссертации опубликованы в 7 работах.

**Структура и объем работы.** Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав, заключения и списка литературы. Материалы работы изложены на 137 страницах машинописного текста, содержат 19 таблиц, иллюстрированы 82 рисунками. Список литературы содержит 102 наименования.

### **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

**Во введении** излагается обоснование актуальности темы диссертационной работы, формулируются основные проблемы, стоящие в области разработки и реализации тиксопроцессов получения литых заготовок и цель работы.

**Первая глава** посвящена аналитическому обзору современного состояния, раскрывает сущность и проблемы тиксотехнологий. Описываются современные тиксотехнологии, структура и свойства применяемых сплавов. Одной из важнейших проблем процесса получения слитков полунепрерывным литьем с МГД перемешиванием расплава является структурная и химическая неоднородность по сечению. Выполнен анализ существующих термодинамических, структурных и технологических критериев оценки сплавов. Показана необходимость расширения номенклатуры применяемых сплавов. На основании проведенного анализа сформулированы задачи исследования, позволяющие обеспечить выполнение ранее сформулированной цели.

**Во второй главе** описывается методика проведения исследований и экспериментов, используемые материалы, приборы и оборудование. В качестве исследуемых материалов использовались литейные и деформируемые алюминиевые сплавы, описание которых будет дано в последующих разделах. Расплав получали в печи сопротивления емкостью 3 т. Исходные слитки получали на установке полунепрерывного литья с комбинированным МГД перемешиванием расплава, позволяющей получать слитки от  $\varnothing 50$  до 200 мм, при скорости литья от 20 до 1000 мм/мин, при силе тока 0-40А в катушках МГД перемешивателя. Использовались литейная оснастка MaxCast фирмы Wagstaff  $\varnothing 150$  и 200 мм и

традиционные кристаллизаторы скольжения  $\varnothing 70$  и 150 мм. Химический состав сплавов по сечению слитков определялся двумя методами:

- рентгеновским микронзондовым анализом на растровом электронном микроскопе модели “АВТ-55” (Япония) с рентгеновским спектральным микроанализатором “LINK” (Англия);
- лазерным масспектрометре типа “VIG PLASMA QUAD”. Химический состав определялся с шагом 15 мм.

Термодинамические расчеты выполнены с использованием пакета ChemSage и баз термодинамических данных SGTE.

Образцы для металлографических исследований изготавливались на оборудовании пробоподготовки фирмы “Buehler”. Количественная оценка структуры проводилась на анализаторе изображения Thixomet.

Термовременная обработка сплавов проводилась в печах сопротивления и в ванне с расплавом АК7. При нагреве в ванне с расплавом алюминиевого сплава заготовка помещалась в контейнер из тонколистовой (0,5 мм) стали 4X13. Температура измерялась термопарой (хромель-алюмель), зачеканенной в заготовку, и контролировалась с помощью компьютерного комплекса на базе платы фирмы Advantech.

При разработанном методе вязкость в двухфазном состоянии определялась двумя способами:

**1** . пересчитывалась по известной формуле по усилию, необходимому приложить к индентору для проникновения в образец при постоянной скорости ( $1.5 \times 10^{-5}$  м/сек) внедрения индентора ( $\varnothing 3$  мм). В качестве образцов использовались цилиндрические образцы  $\varnothing 40$  мм и высотой 20 мм.

**2** . пересчитывалась по известной формуле по усилию, необходимому для осадки образца между двумя плоскопараллельными пластинами при постоянной скорости нагружения ( $1.5 \times 10^{-5}$  м/сек). В качестве образцов использовались цилиндрические образцы  $\varnothing 15$  мм и высотой 10 мм.

**В третьей главе** разработана аналитическая модель воздействия бегущего магнитного поля, генерируемого двухплоскостным МГД перемешивателем, на расплав на базе коммерческого программного комплекса “ANSYS”, реализующего метод конечных элементов («МКЭ»). Разработка и реализация модели выполнена совместно с к.т.н. Кацманом Я.М. и к.ф.м.н. Игнатьевым С.Н. Выведена математическая зависимость, позволяющая определить усредненную силу, действующую при взаимодействии двух полей.

Для моделирования процесса литья рассматривается гидродинамическая задача турбулентного перемешивания расплава алюминия в цилиндрической емкости под воздействием вращающих его относительно оси симметрии электромагнитных сил и силы тяжести. Одна поверхность является свободной и ее форма определяется при решении гидродинамической задачи, вторая – поверхность кристаллизации – определяется тепловыми процессами.

Вследствие ограниченной мощности вычислительной техники решение задачи осуществлялось по следующему алгоритму:

1. Решалась задача теплопроводности без учета передачи тепла за счет гидродинамических эффектов. Для определения границы раздела фаз использовалась нелинейная зависимость теплопроводности от температуры со скачком при температуре кристаллизации. В результате определялась форма «лунки» – поверхности кристаллизации.

Специфической особенностью данной задачи является необходимость определения в процессе решения задачи неизвестной границы раздела фаз - формы фронта кристаллизации (задача Стефана), что потребовало записи соответствующего условия.

2. Методом VOF (Volume Of Fluid) для осесимметричной задачи определялась форма свободной поверхности для ньютоновской несжимаемой жидкости под действием силы тяжести и электромагнитных сил с использованием ранее полученной аналитической модели. В расчетах принята  $k$ - $\epsilon$  модель турбулентности.

3. Выполнялся повторный гидродинамический расчет при заданной форме границ области в осесимметричной постановке при заданных скоростях вращения расплава вокруг оси симметрии.

Необходимость 3 этапа связана с тем, что скорости вторичных течений (вихрей типа Тэйлора) существенно ниже окружных, и точность их определения на этапе 2 недостаточна .

Разработан интерфейс программы, который имеет интуитивно понятный вид и состоит из одной управляющей формы. В качестве исходных данных вводятся основные параметры литейной оснастки (диаметр кристаллизатора, высота тепловой насадки), токовые и конструктивные параметры одно- и двухплоскостного МГД перемешивателей, магнитная проницаемость и критические температуры сплава.

Полученные в результате расчетов данные свидетельствуют о возможности активизации перемешивания расплава в центральной области вблизи фронта кристаллизации и повышения структурной и химической однородности сплава.

В слитках диаметром до 100 мм при использовании МГД перемешивателя, способного генерировать бегущее магнитное поле только в горизонтальной плоскости, формируется паразитный вихрь, но он играет положительную роль, активизируя перемешивание в центре кристаллизатора. Повышение скорости литья до 750 мм/мин увеличивает вихрь в размерах так, что он захватывает практически половину кристаллизационной ванны. При попадании зародыша в паразитный вихрь его движение происходит через высотемпературные области, что должно способствовать формированию недендритной, дисперсной структуры.

В слитках диаметром от 100 до 200 мм повышение интенсивности перемешивания в центре кристаллизатора происходит за счет применения двухплоскостного МГД перемешивателя. При скорости литья 50 мм/мин формируется пять паразитных вихрей по всему объему расплава, в центральной зоне у фронта кристаллизации перемешивание практически отсутствует. При увеличении скорости литья до 100 мм/мин наблюдается тенденция вытеснения вихрей в более высокие горизонты кристаллизационной ванны и активизация перемешивания в центральной зоне. При скорости литья 150 мм/мин перемешивание центральной зоны близко к оптимальному и наиболее значимые паразитные вихри располагаются у поверхности расплава.

В результате проведенных расчетов для сплава А357 можно рекомендовать:

- для цилиндрического кристаллизатора  $\varnothing 70$  мм, при высоте тепловой насадки 150 мм и конструкции одноплоскостного МГД перемешивателя, используемого в экспериментах: температура расплава 620°C; скорость литья 750 мм/мин; ток  $I_{\text{гор.}}=40$  А.

- для цилиндрического кристаллизатора  $\varnothing 150$  мм, при высоте тепловой насадки 250 мм и конструкции двухплоскостного МГД перемешивателя, используемого в экспериментах: температура расплава 620°C; скорость литья 150 мм/мин; ток  $I_{\text{гор.}}=20$  А;  $I_{\text{верт.}}=40$  А и направление вращения вертикального магнитного поля по стенкам вниз.

В экспериментальной части проводилась апробация расчетных результатов с целью снижения структурной и химической неоднородности слитка для слитков  $\varnothing 70$  мм и 150 мм из сплава А357.

В слитке можно идентифицировать четыре различные зоны (рис. 1):

1 – **поверхностная дендритная зона (ПДЗ)**, состоящая из компактной, полностью дендритной структуры; 2 – область, где встречаются дендриты, окруженные мелкими округлыми зернами (**переходная зона**); 3 – область, где наблюдается равномерное распределение эвтектики и округлых зерен (**равноосная зона**); 4 – область, где низкая скорость вращения расплава, маленькие зерна агломерируют в большие зерна (**центральная зона**).

Протяженность ПДЗ составляет до несколько миллиметров. Переходная зона имеет толщину, равную толщине ПДЗ, или может быть в 3 раз шире. Именно в переходной зоне встречаются скопления эвтектики и полосы сегрегации.

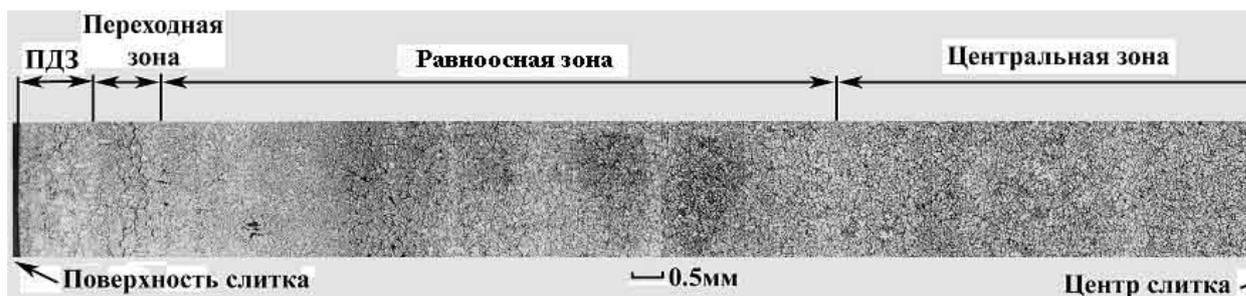


Рис 1 Микроструктура слитка сплава А357 (слиток  $\varnothing 70$ мм, расчетные параметры: скорость литья 700 мм/мин, ток МГД – 45А).

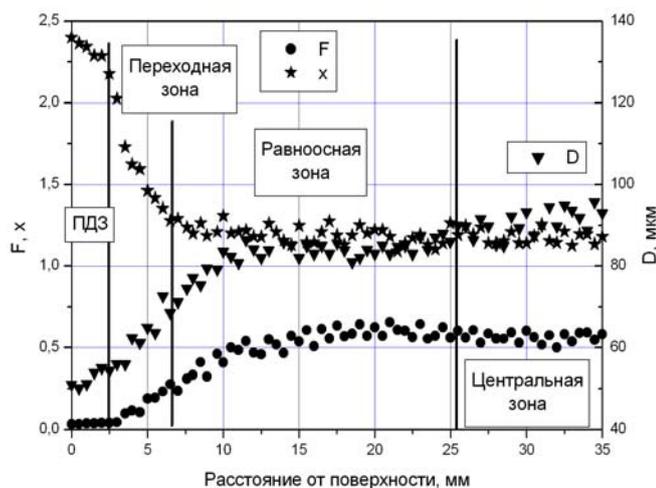


Рис 2 Структурные критерии по радиусу слитка (слиток  $\varnothing 70$ мм, расчетные параметры: скорость литья 700мм/мин, ток МГД – 45А).

Неоднородность структуры в этой области заключается в том, что полосы сегрегации состоят из крупных дендритов и колоний эвтектики, а между ними расположены области с более мелкими дендритами и мелкие первичные зерна. Так, например, в равноосной и центральной зонах слитка ( $\varnothing 70$ мм, скорость литья 250мм/мин, ток МГД – 45А) наблюдаются крупные образования, возникшие в результате коагуляции мелких зерен, что вызвано невысокой скоростью литья.

При использовании расчетных параметров литья резко возрастает структурная однородность слитка (рис.1 и 2). В качестве характеристик структуры использовались параметры F (фактор формы), x (фактор удлиненности) и D (эквивалентный диаметр зерна).

На основании проведенных экспериментов можно сделать заключение об адекватности выполненных расчетов и возможности подбора технологических параметров литья для слитков малого диаметра (до  $\varnothing 100\text{мм}$ ), позволяющих значительно снизить структурную неоднородность.

При больших диаметрах слитков и МГД перемешивании только в горизонтальной плоскости невозможно обеспечить необходимую структурную однородность по сечению слитка только за счет подбора скорости вращения расплава и скорости литья. В связи с этим в центре зоны, практически всегда первичные зерна более крупные. Повышения однородности можно добиться применением двухплоскостного МГД перемешивателя. Проведенные эксперименты показали, что однородность структуры слитков большого диаметра можно обеспечить только за счет двухплоскостного МГД перемешивания (рис.3). При этом обеспечивается также повышение химической однородности слитка, в частности по содержанию кремния (рис.4).

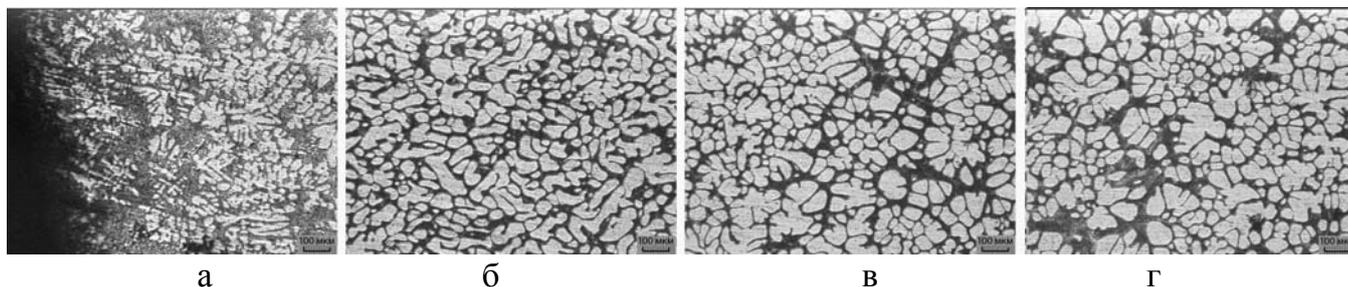


Рис.3 Структура различных зон слитка  $\varnothing 150\text{мм}$  сплава А357 (МГД перемешивание  $I_{\text{верт}}=40\text{А}$ ;  $I_{\text{гориз}}=20\text{А}$ ; скорость литья  $150\text{мм/мин}$ ): а – ПДЗ; б – переходная зона; в – равноосная зона; г – центральная зона.  $\times 50$ .

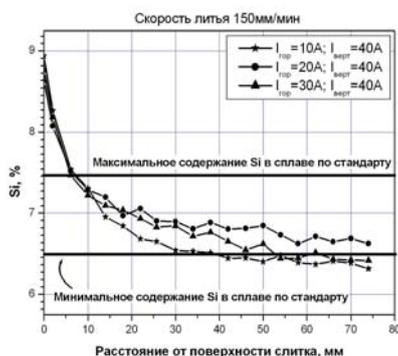


Рис.4 Распределение кремния по радиусу слитка  $\varnothing 150\text{мм}$  сплава А357 (МГД перемешивание  $I_{\text{верт}}=40\text{А}$ ;  $I_{\text{гориз}}=20\text{А}$ ; скорость литья  $150\text{мм/мин}$ )

В результате реализации расчетных параметров процесса литья слитка при классическом варианте процесса тиксолития получается слиток, который разрезается на заготовки. Структура заготовок является недендритной, но не глобулярной.

На втором этапе (нагрева и выдержки в двухфазном состоянии) происходит формирование

тиксотропной, глобулярной структуры, что обеспечивает эффект тиксотропии при формовке. При этом должна быть точно выдержана заданная температура, а температурное поле должно быть однородным.

Для определения критических температур кристаллизации и рабочего интервала тиксоформовки выполнен дифференциальный термический анализ (ДТА) сплава А357. Рабочий интервал температур тиксоформовки (40-60% жидкой фазы) соответствует 580-590°C. Такое соотношение жидкое/твердое обеспечивает проявление эффекта тиксотропии (при соблюдении глобулярности твердой фазы) и позволяет сохранить форму заготовки, которая при большем количестве жидкой фазы может разрушиться под собственным весом.

Исследовано влияние термовременной обработки на структуру сплава А357, полученного полунепрерывным литьем с МГД перемешиванием расплава. Целью исследований являлась разработка альтернативного индукционному нагреву метода порционной обработки сплава для подготовки структуры заготовки к тиксоформовке. Нагрев образцов производился в печи сопротивления СШОЛ,

температура нагрева составляла 577-595°C, время выдержки - 1-20 минут. Заготовки после выдержки закаливались в воду.

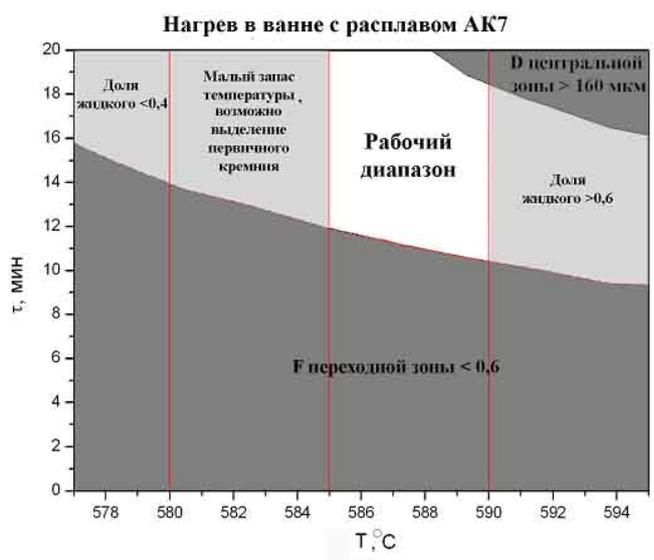


Рис.5. Рекомендованный диапазон термовременной обработки заготовки сплава А357 при нагреве в расплаве.

Металлографическими исследованиями фиксировалось среднее значение фактора формы и среднее значение эквивалентного диаметра зерна в различных зонах слитка. С точки зрения подготовки структуры к тиксоформовке критическими являются центральная (по размеру зерна D) и переходная (по фактору формы F) зоны. Поэтому, как видно из рис.5,

представляющего плоскую проекцию (Т-τ) систем (Т-τ-D для центральной зоны; Т-τ-F для переходной зоны), при нагреве в расплаве необходимые параметры термовременной обработки находятся в пределах, соответственно, Т=585-590°C, τ=10-20мин. При использовании для нагрева печи сопротивления границы областей несколько смещаются из-за более медленного нагрева в области меньшего времени

выдержки, однако необходимые параметры термовременной обработки не изменяются по сравнению с нагревом в расплаве.

На рис.6 представлены эволюция структуры образцов в процессе термовременной обработки.

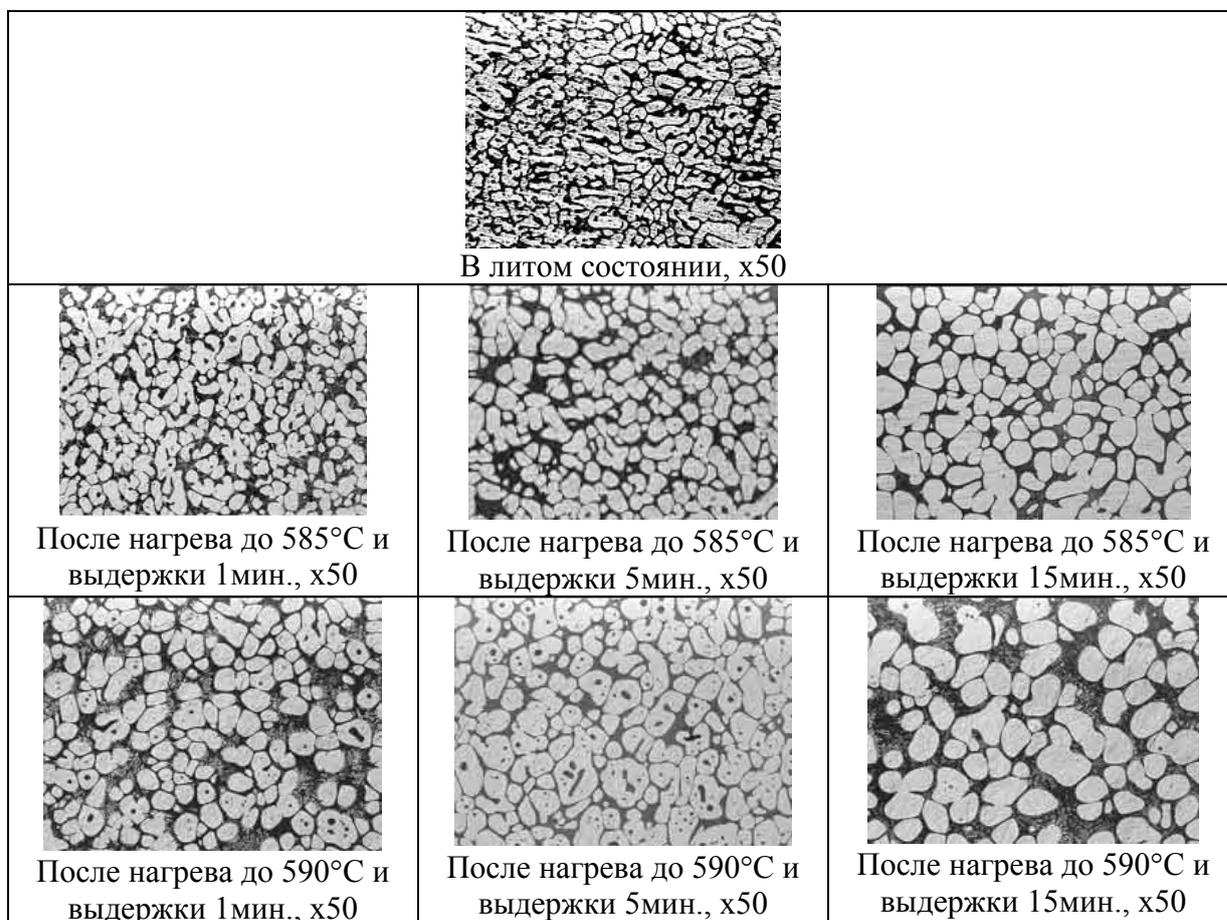


Рис.6 Структура переходной зоны в литом состоянии и после выдержки при различных температурах

Рекомендуемыми режимами термовременной обработки заготовок из сплава А357 является выдержка 10 мин при температуре 590°C при нагреве в печи

сопротивления и 14 мин при 590°C при нагреве в расплаве.

Для опробования разработанной технологии тиксолитья в производственных условиях была выбрана деталь «Стакан» массой 200 г, изготавливаемая из сплава АК5М2 на ОАО «Красный Октябрь» методом литья под давлением. Данный метод изготовления и используемый сплав

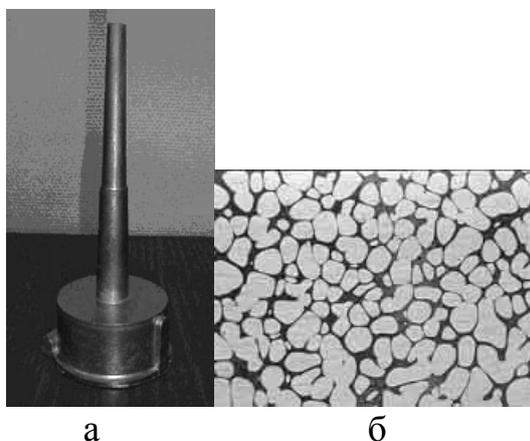


Рис.7. Внешний вид (а) и структура (б) детали «Стакан»

приводят к значительному браку отливок по газоусадочной пористости и, как следствие, отсутствию герметичности и снижению механических свойств.

С целью адаптации данной технологии к условиям и оборудованию литейного цеха ОАО «Красный Октябрь» был принят следующий порядок изготовления и подготовки заготовки к тиксоформовки: 1. получение слитка  $\varnothing 70$  мм с двухплоскостным МГД перемешиванием расплава; 2. разрезка слитка на мерные заготовки  $\varnothing 70 \times 80$  мм; 3. помещение заготовки в контейнер, погружение контейнера в расплав АК7 при температуре  $660^\circ\text{C}$  и выдержка в течение 15 мин., выем контейнера из ванны и охлаждение до комнатной температуры. При этом обеспечивались  $F > 0,6$  и  $D < 160$  мкм. Таким образом были подготовлены 60 заготовок.

Полученные заготовки были доставлены в литейный цех ОАО «Красный Октябрь», помещены в контейнеры и в каждую вставлялась термопара перед погружением контейнера в расплав АК5М2 при температуре  $660-670^\circ\text{C}$ , находящийся в раздаточной печи у машины литья под давлением. После достижения заготовкой температуры  $590 \pm 3^\circ\text{C}$  заготовка из контейнера загружалась в приемную камеру машины литья под давлением и реализовался процесс тиксолитья. Полученная партия отливок «Стакан» прошла ультразвуковой контроль, который показал отсутствие внутренних дефектов, и контроль микроструктуры, которая соответствовала требованиям. Внешний вид и структура отливки «Стакан» показаны на рис.7.

**В четвертой главе** разработан комплекс критериев отбора сплавов для тиксопроцессов. Используемые в настоящее время термодинамические, структурные и технологические критерии применяются, как правило, изолированно друг от друга и разрабатывались для литейных сплавов (с не менее 40% эвтектики). В то же время задача расширения номенклатуры используемых при тиксоформовке

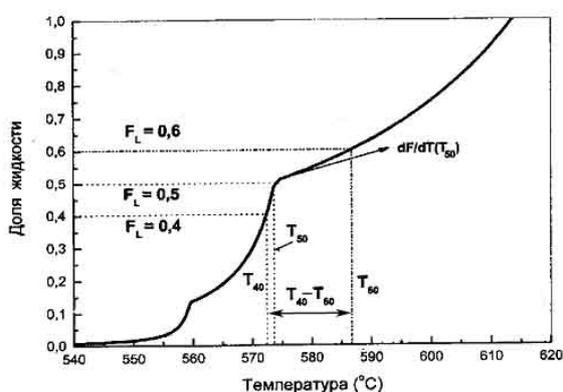


Рис. 8. Параметры оценки технологичности сплавов для обработки в твердожидком состоянии

сплавов требует разработки универсального комплекса критериев отбора сплавов.

Разработанный комплекс критериев включает:

1. **модернизированные** для более широкого спектра сплавов **термодинамические критерии**, разработанные Казаковым А.А., которые описывают только

рабочий участок кривой кристаллизации:

- $T_{50}$  - температура, при которой соотношение жидкой и твердой фаз 50/50;
- $dF/dT(T_{50})$  - угол наклона термической кривой при этой температуре;
- $T_{40} - T_{60}$  - рабочий интервал температур в интервале 40-60% жидкой фазы, который обеспечивает возможность доставки заготовки к формующему агрегату и эффект тиксотропного течения материала при формовке.

## 2. структурные критерии:

- **предложенный** в данной работе структурный критерий  $\frac{F}{x}$ , где

$F = \frac{4\pi S}{P^2}$  - фактор формы;  $x = \frac{l}{h}$  - фактор удлиненности ( $P$  – периметр;  $S$  – площадь;  $l$  и  $h$  – ширина и высота прямоугольника минимальной площади очерчивающего объект).

- **используемые** структурные критерии:  $D$  ( $D = \sqrt{\frac{4S}{\pi}}$ , где  $S$  – площадь зерна) и

$C^S f^S$  ( $C^S f^S = C^S \times f^S$ , где  $C^S$  - коэффициент примыкания;  $f^S$  – доля твердой фазы,  $C^S = \frac{\sum_{i=\text{число зерен}} \frac{A_{\text{контактов зерна } i}}{A_{\text{зерна } i}}}{i}$ , где  $A_{\text{зерна } i}$  – площадь поверхности зерна  $i$ ;

$A_{\text{контактов зерна } i}$  - площадь поверхности контактов зерна  $i$  со всеми соседними зернами одной фазы;  $i$  – число зерен одной фазы.

## 3. технологический критерий – вязкость материала в двухфазном состоянии.

Параметр  $\frac{F}{x}$  можно рассматривать как критерий оценки развитости поверхности и вытянутости структурного объекта. Установлены граничные значения параметра  $\frac{F}{x}$ : для дендритной структуры - не более 0,06; для недендритной структуры - от 0,065 до 0,5; для глобулярной (тиксотропной) структуры - более 0,6.

Основным технологическим критерием процесса твердожидкой формовки с использованием эффекта тиксотропии является вязкость двухфазной суспензии в момент формования, так как эффект тиксотропии и заключается в снижении вязкости двухфазной суспензии. Однако традиционные литейные пробы для

оценки жидкотекучести не годятся для оценки технологических свойств твердожидкой суспензии.

Понижение динамической вязкости связано с морфологией твердых частиц (степени сферичности), их размером и соотношением жидкое/твердое. Кроме того, значение вязкости необходимо для описания движения твердожидкой суспензии при заполнении формы и, следовательно, является необходимым параметром при проектировании оснастки для данной технологии. На рис.9 показаны закономерности изменения вязкости сплава А357 в двухфазном состоянии от  $F/x$  (а) и  $D$  (б). Замеры вязкости проводились по предложенной методике.

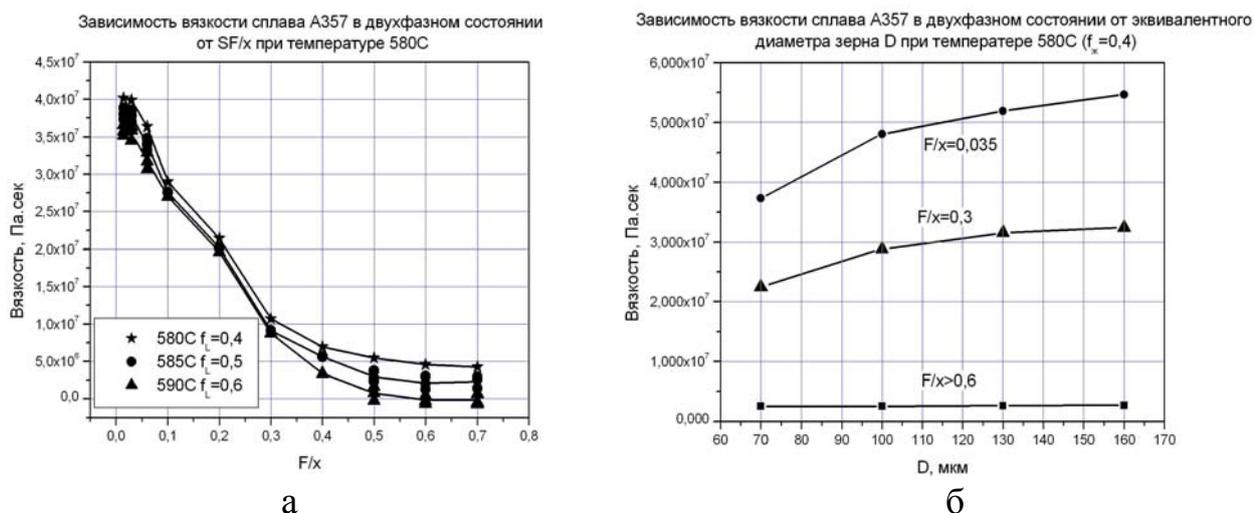


Рис.9 Вязкость сплава А357 в двухфазном состоянии в зависимости от  $F/x$  (а) и от эквивалентного размера зерна (б).

Из представленных рисунков видно, что вязкость изменяется существенно в зависимости от доли жидкого, фактора формы и дисперсности зерен твердой фазы. Вязкость материала в дендритном состоянии более чем на порядок отличается от вязкости сплава с глобулярной структурой. При факторе формы более 0,6 вязкость практически не зависит от размера твердой фазы в исследованных диапазонах размеров зерен, что объясняется снижением эффективного количества жидкой фазы для случая с дендритной структурой.

На основании проведенных исследований можно сделать заключение, что вязкость является структурно чувствительным параметром.

На этапе формовки заготовка должна состоять из глобулярных включений твердой фазы, окруженных расплавом. Предварительный отбор сплавов для тиксотехнологии можно сделать непосредственно по фазовой диаграмме. Чистые металлы и эвтектические сплавы не подходят для тиксоформовки из-за отсутствия интервала кристаллизации. В доэвтектических сплавах жидкая фаза появляется за счет расплавления эвтектики.

Для сплавов, которые находятся левее точки предельной растворимости, жидкая фаза в области технологических температур может появиться за счет избирательного оплавления периферийных областей зерен твердой фазы, вызванного неравномерным распределением элементов по сечению зерна (микроликвацией). Например (рис.10), при полунепрерывном литье сплава Al-5%Mg наблюдается чрезвычайно высокая неоднородность состава по зерну.

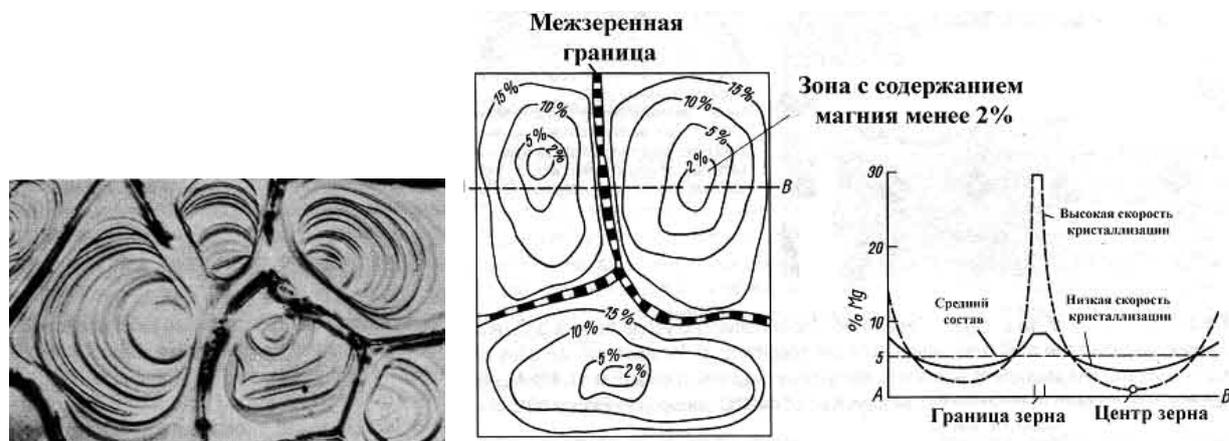


Рис. 10 Микросегрегация по телу зерна сплава АМг5.

С этой точки зрения чрезвычайно интересным является изучение возможности применения сплавов с низким количеством эвтектики (деформируемых сплавов).

В таблице 1 приведены значения выбранных т/д критериев большинства типичных деформируемых сплавов.

Таблица 1

Термодинамические характеристики деформируемых сплавов

Сплав	$T_{50}$ , °C	$dF/dT$ (при $T_{50}$ )	$T_{40}- T_{60}$ , °C
АМг1	648	0.076	4
1915	634	0.043	6
АД31	644	0.041	7
АД33	632	0.030	8
АД35	633	0.024	9
АК4-1	624	0.022	10
В65	632	0.021	10
АМг3	624	0.020	11
АК6	627	0.019	11
Д20	618	0.016	14
Д1	620	0.015	14
АМг6	605	0.014	15
АК8	615	0.014	15
Д16	614	0.014	16
В95	603	0.012	17

Для расчетов взяты средние значения количества основных легирующих компонентов в пределах ГОСТа. Из представленных

результатов видно, что самым удобным (по т/д критериям) являются сплавы Д16 и В95. Они обладают достаточным рабочим интервалом температур ( $T_{40} - T_{60} = 16-17^\circ\text{C}$ ), обеспечивающим от 40 до 60% жидкой фазы и самым пологим наклоном кривой кристаллизации на середине рабочего участка ( $dF/dT = 0.012-0.014$ ). Самыми неудобными являются сплавы АМг1 и 1915, которые имеют самый малый рабочий интервал температур ( $T_{40} - T_{60} = 4-6^\circ\text{C}$ ) и самый крутой наклон кривой кристаллизации ( $dF/dT = 0.043-0.076$ ) при температуре, обеспечивающей 50% жидкой фазы ( $T_{50}$ ). Эти сплавы практически чрезвычайно сложно использовать для тиксоформовки.

Сплавы АД31 и АД33 являются более удобными для этих целей, однако необходимо доказать возможность их практического

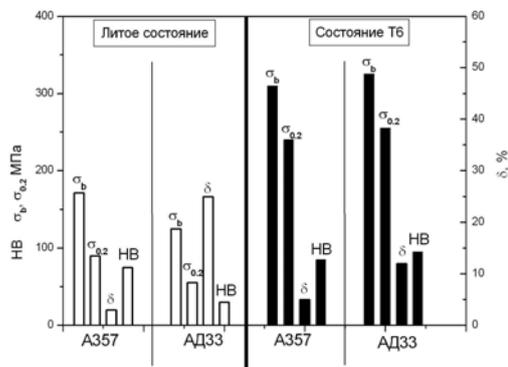


Рис.11 Механические свойства сплавов А357 и АД33

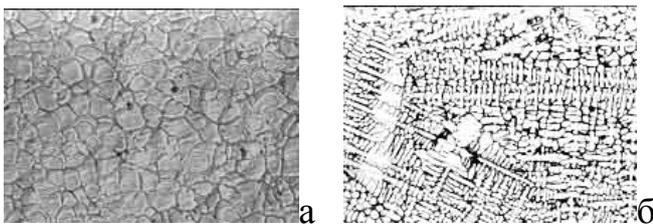


Рис. 12 Структура сплавов А357(а) и АД33(б).  
x 100

использования для тиксоформовки. Эти сплавы имеют некоторые преимущества по комплексу механических свойств по сравнению со сплавом А357 (рис.11), обладает лучшей коррозионной стойкостью в ряде агрессивных сред и позволяет наносить на поверхность изделий химические покрытия, в частности анодировать.

Для экспериментов был выбран сплав АД33, т.к. он обладает большей прочностью (на  $\sim 70\text{МПа}$ ) по сравнению с АД31 и при этом достаточно высокой коррозионной стойкостью. Чрезвычайно важно, что микроструктура слитка сплава АД33, полученного полунепрерывным литьем, носит, в отличие от сплава А357, ячеистый характер (рис.12). Это позволяет предполагать, что значительно упростится процесс подготовки структуры сплава к тиксоформовке по сравнению со сплавом А357.

По структурным критериям проведена оценка пригодности к тиксоформовке заготовок из сплава АД33, полученного различными способами:

- 1. Заготовка из синтетического сплава АД33.** Сплав расплавляли в индукционной печи с перегревом 100°C, затем разливали в металлическую форму для получения цилиндрических образцов Ø50 и длиной 100 мм. Среднее значение  $\frac{F}{x}$  составляет 0,05, что соответствует полностью дендритной структуре. Выдержка заготовки в двухфазном состоянии не приводит к формированию глобулярной структуры.
- 2. Заготовка их сплав АД33, полученная полунепрерывным литьем без МГД перемешивания расплава.** Среднее значение  $\frac{F}{x}$  составляет 0,43, что соответствует структуре, которая для сплава А357 достигается обработкой в твердожидком состоянии. Средний эквивалентный размер зерна (D) составляет 140мкм. Заготовку необходимо выдержать в двухфазном состоянии очень короткое время для более полной сфероидизации зерен при ограничении роста зерна, при этом обеспечивается снижение вязкости расплава. При выдержке образцов в двухфазном состоянии в печи сопротивления средний размер эквивалентного диаметра зерна центральной зоны слитка увеличивается до 230мкм (при 20 мин выдержке), а при использовании ванны с расплавом АК7 - до 215мкм. Данный факт можно объяснить более длительным нагревом от ликвидуса до технологической температуры при использовании печи сопротивления, что приводит к увеличению времени нахождения образца в твердожидком состоянии по сравнению с нагревом в ванне с расплавом АК7. Параметр  $\frac{F}{x}$  уже через 3-5 минут выдержки при температурах 543 и 537°C соответственно становится равным 0,6, что удовлетворяет требованиям технологии. Таким образом, термовременную обработку в твердожидком состоянии необходимо проводить по режиму: выдержка 3 минуты при температуре 543°C или 5 минут при температуре 537°C независимо от способа нагрева.
- 3. Заготовка из сплав АД33, полученная полунепрерывным литьем с МГД перемешиванием расплава в кристаллизаторе.** Структура сплава носит ячеистый характер. Среднее значение  $\frac{F}{x}$  составляет 0,55, средний эквивалентный размер зерна (D) составляет 50 мкм. Данный способ получения заготовки является приемлемым для подготовки ее к

тиксотропности. В литом состоянии структура заготовки практически готова к формовке и заготовку необходимо просто нагреть до технологической температуры.

**4. Заготовка из сплава АД33, полученная порционной обработкой расплава.** Расплав перегревали на 100°С над температурой ликвидуса и выдерживали 10 мин., затем охлаждали до температуры 662°С (10°С

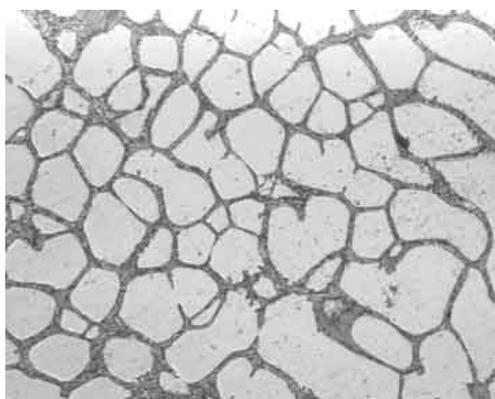


Рис.13 Структура заготовки, полученной порционной обработкой расплава, ×100

перегрева над ликвидусом) и выдерживали 10 мин., затем быстро охлаждали до температуры 643°С и выдерживали при ней, отбирая пробы через различные промежутки времени. Пробы закаливали в воде. Среднее значение  $\frac{F}{x}$  составляет 0,51, средний эквивалентный размер зерна (D) составляет 80мкм. Данный способ получения заготовки является приемлемым для подготовки ее к

тиксотропности. Структура заготовки показана на рис.13.

При исследовании влияния различных факторов на вязкость сплава АД33 и, для сравнения, А357 в твердожидком состоянии варьировались способы воздействия (1-4). На рис.14 приведены режимы обработки заготовок и их влияние на вязкость сплавов.

При определении вязкости путем прямого нагружения были получены аналогичные результаты.

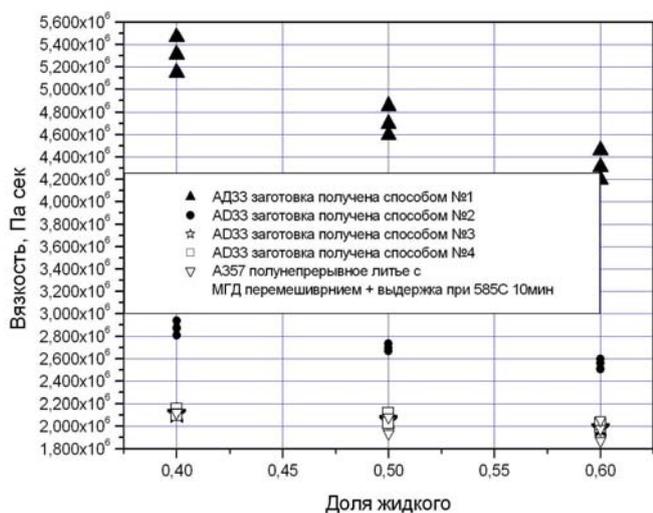


Рис.14 Сравнение вязкости сплава АД33, полученного различными способами.

Таким образом, вязкость образцов сплава АД33, полученных по 3 и 4 вариантам обработки, приблизительно одинакова. Это связано с тем, что при данных условиях сплавы имеют глобулярную структуру и одинаковое соотношение жидкое/твердое. Вязкость образцов сплава АД33 с дендритной структурой значительно выше.

Вязкость сплава АД33, полученного по 2 варианту обработки, несколько выше, чем у сплава, полученного по варианту 3 без термовременной обработки в двухфазном состоянии. Вероятно, это связано с наличием в структуре слитков крупных образований неправильной формы. При этом можно ожидать повышение вязкости за счет снижения эффективного количества жидкой фазы в результате ее захвата этими крупными конгломератами.

После кратковременной термовременной обработки вязкость сплава АД33, полученного по варианту 2, приближается к вязкости сплава, полученного по варианту 3.

Испытания образцов, полученных из сплава АД33 методом твердожидкой формовки по варианту 3 с последующей закалкой с температуры 530°C и старением при температуре 175°C 8 часов, показали следующий уровень механических свойств:  $\sigma_{0,2}=282\text{МПа}$ ,  $\sigma_B=315\text{МПа}$ .

Таким образом, сплав АД33 при использовании его для твердожидкой формовки не уступает по механическим свойствам сплаву А357. В то же время подготовка сплава АД33 менее трудоемка и технологически приемлема, чем подготовка сплава А357.

#### **Общие выводы работы:**

1. Разработана математическая модель поведения расплава в кристаллизаторе в условиях различных режимов МГД перемешивания расплава и доказана высокая достоверность расчетных данных, полученных при ее использовании.
2. Предложен комплекс критериев отбора сплавов для тиксопроцессов, включающий термодинамические, структурные и технологические критерии.
3. С использованием разработанного комплекса критериев за счет деформируемых сплавов расширена их номенклатура для использования при тиксоформовке.
4. Разработаны рекомендации по использованию сплава АД33 для получения фасонных отливок с использованием тиксотехнологий.
5. Подобраны технологические параметры процесса полунепрерывного литья слитков с МГД перемешиванием для сплава А357 с целью повышения их структурной и химической однородности.
6. Разработан и реализован в производственных условиях процесс подготовки заготовок и получения отливок из сплава А357 тиксолитьем с использованием имеющихся в цехе машин литья под давление и раздаточных печей.

7. Расширен сортамент слитков (до  $\varnothing 200$  мм) из сплава А357 за счет использования двухплоскостного МГД перемешивания при расчетных режимах.

#### **Список опубликованных работ:**

1. Косников Г.А., Романов А.В., Колесов С.С. Получение опытной отливки с использованием тиксотехнологии в производственных условиях. В сб.: Литейное производство сегодня и завтра. Тез. докл. всерос. науч.-практ. конф. СПб.: СПбГПУ. – 2002 г. – С. 36-39.
2. Косников Г.А., Романов А.В., Чижиков В.В., Колесов С.С. Получение опытной отливки с использованием тиксотехнологии в производственных условиях. В сб.: Литейное производство сегодня и завтра. Тез. докл. всерос. науч.-практ. конф. СПб.: СПбГПУ – 2003 г. – С. 97-98.
3. Косников Г.А., Чижиков В.В., Колесов С.С. Получение заготовок из сплавов в твердожидком состоянии. В сб.: Труды VI съезда литейщиков России. Екатеринбург : УГТУ-УПИ. – 2003 г. – С. 111-120.
4. Косников Г.А., Чижиков В.В., Колесов С.С. Получение фасонных отливок из сплавов в твердожидком состоянии. В сб.: Фундаментальные исследования в технических университетах Тез. докл. всерос. науч.-практ. конф. СПб.: СПбГПУ. – 2003 г. – Изд.СПбГТУ. – С. 241-242.
5. Косников Г.А., Колесов С.С. Влияние МГД-перемешивания на структуру сплавов, обрабатываемых в твердожидком состоянии. В сб.: Труды VII съезда литейщиков России. Новосибирск: 2005 г. –Т.1. – С. 298-303.
6. Косников Г.А., Колесов С.С. Применение деформируемых сплавов для формовки в твердожидком состоянии. В сб.: Литейное производство сегодня и завтра. Тез. докл. всерос. науч.-практ. конф. СПб.: СПбГПУ – 2006 г. – С. 228-235.
7. Косников Г.А., Колесов С.С. О возможности расширения номенклатуры алюминиевых сплавов для тиксоформовки // Литейщик России. –2007. – №4. – С.28-31.