

05.16.01

ЭЛК

Ш138

На правах рукописи



Шабурова Наталия Александровна

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИТЕЙНЫХ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОД ВЛИЯНИЕМ ДЕФОРМАЦИОННЫХ
И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ**

Специальность 05.16.01

«Металловедение и термическая обработка металлов»

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Челябинск
2007

Работа выполнена на кафедре физического металловедения и физики твёрдого тела Южно-Уральского государственного университета.

Научный руководитель – доктор технических наук, профессор
Корягин Ю.Д.

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор
Потехин Б.А.
кандидат технических наук, доцент
Пейсахов Ю.Б.

Ведущее предприятие — ОАО «Научно-исследовательский институт металлургии», г. Челябинск.

Защита состоится 23 января 2008 г., в 14 часов, на заседании диссертационного совета Д 212.298.01 при Южно-Уральском государственном университете по адресу: 454080, г. Челябинск, пр. им. В.И. Ленина, 76, ЮУрГУ, Учёный совет университета; тел. (351) 267-91-23.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Южно-Уральского государственного университета.

Автореферат разослан «__» декабря 2007 г.

Учёный секретарь
диссертационного совета
доктор физико-математических
наук,
профессор



Мирзаев Д.А.

Актуальность работы. Улучшение комплекса свойств алюминиевых сплавов, широко распространенных в промышленности и обладающих уникальным сочетанием свойств, представляет собой важнейшую научно-техническую задачу.

Для деформируемых, дисперсионно-твердеющих сплавов на основе алюминия могут быть использованы различные схемы термомеханической обработки. К основным видам такой обработки относят низкотемпературную и высокотемпературную термомеханические обработки (НТМО и ВТМО). Из дисперсионно-твердеющих алюминиевых сплавов, подвергнутых ТМО, наиболее подробно изучены сплавы традиционно используемых систем (Al-Cu, Al-Cu-Mn, Al-Cu-Mg и др.).

Поскольку в промышленности широкое применение находят литейные алюминиевые сплавы, представлялось важным установить возможность осуществления термомеханической обработки этих сплавов, отличающихся от деформируемых легированием, особенностями формирования структуры и склонностью к дисперсионному твердению.

Исследования последних лет показывают, что регулировать свойства готового металла возможно уже на начальных стадиях приготовления. Варьируя режимы и методы обработки расплава можно в широких пределах изменять структуру и свойства металла. Кроме того, обнаружена наследственная связь состава и структуры шихтовых материалов со свойствами расплавов и структурами, формирующихся из них слитков и отливок.

В соответствии с современными представлениями различные виды физических воздействий способствуют изменению структурного состояния расплава. В качестве внешнего воздействия на расплав в диссертации рассматривается обработка электромагнитными импульсами (ЭМИ).

Продолжение и развитие исследовательских работ по двум указанным тематикам: воздействию на цветные металлы и сплавы в твердом и жидком состоянии, перспективны и актуальны, так как они направлены на решение современной проблемы физического металловедения – разработку научных основ для создания новых технологий производства и обработки конструкционных материалов.

Целью работы являлось исследование общих закономерностей формирования структуры и свойств при термомеханической обработке литейных алюминиевых сплавов как промышленной выплавки, так и модельных алюминиевых сплавов, предварительно подвергнутых обработке электромагнитными импульсами в расплавленном состоянии.

В соответствии с этим в работе были поставлены следующие задачи:

- изучить возможность использования термомеханической обработки для улучшения структуры и свойств литейных алюминиевых сплавов;
- исследовать влияние различных режимов термомеханической обработки на структуру, кинетику старения и свойства литейных алюминиевых сплавов;
- разработать практические рекомендации по термомеханической обработке литейных алюминиевых сплавов;

- изучить структуру и свойства алюминия и сплавов на его основе после обработки расплавов электромагнитными импульсами;
- исследовать влияние предварительной обработки расплава электромагнитными импульсами на кинетику старения и свойства алюминиевых сплавов, подвергнутых последующей термической и термомеханической обработкам.

Научная новизна работы определяется совокупностью результатов теоретических и экспериментальных исследований и состоит в следующем:

1. Показана возможность использования термомеханической обработки для улучшения комплекса свойств литейных алюминиевых сплавов.
2. Установлены основные особенности формирования структуры и свойств литейных алюминиевых сплавов при термомеханической обработке.

Определены температурно-деформационные параметры ТМО, обеспечивающие улучшение механических и служебных свойств литейных сплавов на алюминиевой основе.

3. Впервые установлены изменения в структуре алюминиевых сплавов при воздействии на расплав электромагнитными импульсами. Показано, что влияние предварительной электромагнитной импульсной обработки расплава алюминиевых сплавов на структуру и свойства литейных сплавов после ТМО и типовых режимов термообработки не проявляется.

Практическая ценность и реализация работы в промышленности.

Выявленные закономерности формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов, подвергнутых деформации в широком интервале температур, создают возможность целенаправленного подхода к выбору объектов и режимов термомеханического упрочнения литейных сплавов.

На основании результатов проведенных исследований разработаны оснастка и технологический процесс изготовления изделий из литейного сплава АК7ч. Опытное-промышленное опробование разработанной технологии, включающей НТМО, показало, что она позволяет улучшить комплекс свойств изделий из литейных алюминиевых сплавов.

Результаты работы могут быть использованы при обработке расплавов алюминия и его сплавов электромагнитными импульсами с целью улучшения их технологических свойств.

На защиту выносятся следующие основные положения.

1. Закономерности формирования структуры и свойств литейных алюминиевых сплавов, подвергнутых термомеханической обработке.
2. Особенности формирования структуры и свойств алюминия и сплавов на его основе после обработки расплава электромагнитными импульсами.
3. Результаты исследования комплексной обработки литейных алюминиевых сплавов электромагнитными импульсами с последующей термической и термомеханической обработками.

Личный вклад автора. Диссертация представляет собой обобщение результатов исследований, выполненных при непосредственном участии автора.

Автором выполнена подготовка образцов и проведение экспериментальных исследований, а так же обработка полученных результатов.

Все приведенные в диссертации основные положения, теоретические результаты и выводы получены автором или при его непосредственном участии.

Апробация работы. Материалы диссертации доложены и обсуждены: на VII международной научно-практической конференции «Наука и образование 2005» (Днепропетровск, 2005 г.), VI Международной конференции «Действия электромагнитных полей на пластичность и прочность материалов». (Воронеж, 2005 г.), XXV–XXVII Российских школах по проблемам науки и технологии (Миасс, 2005–2007 гг.), Межотраслевой научно-технической конференции «Автоматизация и прогрессивные технологии» (Новоуральск, 2005 г.), Научно-практической конференции «Современные направления теоретических и прикладных исследований» (Одесса, 2006 г.), V Международной научной конференции «радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах» (Томск, 2006 г.), 67–69-й Научной конференции (Челябинск, ЮУрГУ, 2005–2007 гг.), Научно-практическая конференция «Разработки Челябинской области по приоритетным направлениям развития науки, технологий и техники Российской Федерации» (ЮУрГУ, Челябинск, 2007 г.).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 14 печатных работ.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав, общих выводов и содержит 176 страниц машинописного текста, 40 рисунков, 8 таблиц, список литературы из 170 наименований и 2 приложения.

Основное содержание диссертации

Во введении обоснована актуальность темы диссертационной работы, сформулирована цель, научная новизна результатов исследования, представлены сведения об её апробации и основных публикациях по теме, приведены положения, выносимые на защиту.

В первой главе помимо общих сведений об алюминиевых сплавах представлен аналитический обзор, имеющихся в литературе данных, о различных способах внешнего воздействия на металлы и сплавы в твердом и жидком состоянии. Рассмотрена термомеханическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов, традиционные и современные методы обработки расплавов (ультразвуковая, температурно-временная обработка, обработка низкочастотными колебаниями, наносекундными электромагнитными импульсами). В конце главы приводится постановка задачи исследования.

Во второй главе приводится состав исследованных материалов, порядок их подготовки, а так же методики проводимых исследований и используемое оборудование.

Материалом исследования служил чистый алюминий и сплавы на его основе: промышленные – АМ5, ВАЛ14, АК7ч, модельные – Al – 6 мас.% Si, Al – 4 мас.% Cu, Al – 50 мас.% Pb.

Химический состав сплавов и описание режимов термической обработки даны в тексте второй главы.

Обработку расплавов электромагнитными импульсами (ЭМИ) осуществляли на установке, схема которой приведена на рис. 1. В проводимых экспериментах использовался генератор ЭМИ типа GNP со следующими характеристиками: длительность импульса 0,5 нс, амплитуда более 8 кВ, мощность в одном импульсе более 1 МВт, частота повторения импульсов до 1000 Гц.

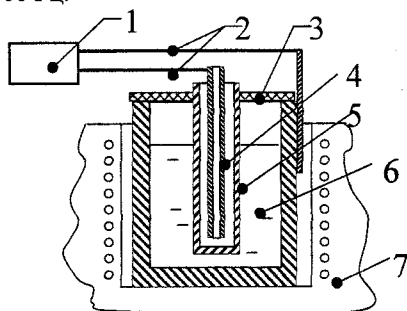


Рис. 1. Схема установки для обработки металлических расплавов ЭМИ: 1 – генератор ЭМИ; 2 – соединительные провода; 3 – асбестовая крышка; 4 – излучатель; 5 – защитная кварцевая пробирка; 6 – тигель с расплавом; 7 – нагревательная печь сопротивления

монотектического распада.

Пластическую деформацию при термомеханической обработке осуществляли прокаткой на двухвалковом прокатном стане со скоростью 1 с^{-1} в интервале $20...535 \text{ }^\circ\text{C}$ со степенями $15...35\%$.

Основными методами исследования являлись: металлографические исследования, фазовый рентгеноструктурный анализ, метод двойного моста для измерения электросопротивления, измерения твердости на приборах Виккерса и Бринелля, измерения микротвердости на ПМТ-3, испытания на статическое растяжение, определение сопротивления деформации, метод гидростатического взвешивания для определения плотности.

Изучение и фотографирование микроструктур сплавов проводили на оптическом микроскопе «НЕОФЛОТ-21».

Исследования микроструктуры и фрактографические исследования проводились на растровом электроном микроскопе JEOL JSM-6460LV и сканирующего микроскопа «Tesla BS-301».

Для всех исследуемых металлов проводили две плавки в одинаковых температурно-временных условиях. В одном случае при нагреве выше температуры ликвидус расплав в течение 15 минут обрабатывался ЭМИ при выключенной печи. В другом случае – расплав выдерживался при той же температуре без обработки. Разливка двух плавков проводилась при одной и той же температуре в одинаковые изложницы. В случае сплава Al – 50 мас.% Pb нагрев исходных металлов осуществляли ниже линии ликвидус, но выше линии начала

На аппарате ДРОН-4У проводилось измерение физического уширения линии $(422)_\alpha$ и параметра кристаллической решетки образцов при ТМО. Время подготовки образцов при исследовании непосредственно после деформации и закалки не превышало 15 минут. О степени распада твердого раствора судили по изменению параметра решетки, определенного методом центра тяжести линии $(422)_\alpha$.

Фазовый рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре ДРОН-4У.

Измерения удельного электросопротивления проводились с помощью двойного моста ДМЛ-48 на цилиндрических образцах с рабочей длиной 68 мм и диаметром 4 мм.

Начало распада пересыщенного твердого раствора при исследовании прокаливаемости, фиксировали при механических испытаниях по снижению прочностных характеристик на 2% по сравнению с уровнем свойств закаленного и состаренного сплава.

В третьей главе приведены результаты исследования основных закономерностей формирования свойств при ТМО для сплавов с исходной литой структурой.

В этом разделе ставилась задача проследить, в какой мере закономерности формирования свойств при термомеханической обработке, установленные на стареющих деформируемых алюминиевых сплавах, справедливы для сплавов с исходной литой структурой. Это было важно установить, поскольку, в связи с особенностями структуры литые детали часто характеризуются пониженным уровнем прочностных характеристик, пластичности и повышенной склонностью к хрупкому разрушению, причем обычная термическая обработка недостаточна для устранения этих недостатков.

В работе изучалась возможность деформирования литейных алюминиевых сплавов с оценкой их сопротивления деформации при температурах проведения термомеханической обработки. Исследовалось влияние ТМО на структуру и свойства этих сплавов, и анализировались так же особенности их разрушения после термомеханического упрочнения.

Материалом исследования служили литейные алюминиевые сплавы АМ5, ВАЛ14 и АК7ч.

Микроструктурные исследования образцов сплавов АМ5, ВАЛ14, отличающихся содержанием Si, Mn, Ti и Cd показали, что отлитые заготовки имели структуру, типичную для сплавов системы Al-Cu-Mn-Ti: α -твердый раствор + CuAl_2 + $\text{T}_{\text{Mn}}(\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu})$ + Al_3Ti (рис. 2, а-г).

Для выяснения возможности осуществления пластической деформации в интервале температур проведения термомеханических обработок литейных сплавов были проведены эксперименты по оценке склонности сплавов к пластическому деформированию. Дополнительно оценивалась пластичность сплавов при температурах деформирования по появлению первых макротрещин на образующей образца.

Анализ кривых изменения сопротивления деформации исследованных сплавов при различных температурах в зависимости от их исходного состояния

(литые или закаленные) показал, что характер их упрочнения при всех исследованных температурах деформирования идентичен: кривая сопротивления деформации закаленного сплава всегда располагается выше аналогичной кривой сплава с исходной литой структурой. При холодной деформации наиболее интенсивное упрочнение обоих сплавов наблюдается до степеней деформации 20–25%, а затем процесс деформационного упрочнения замедляется.

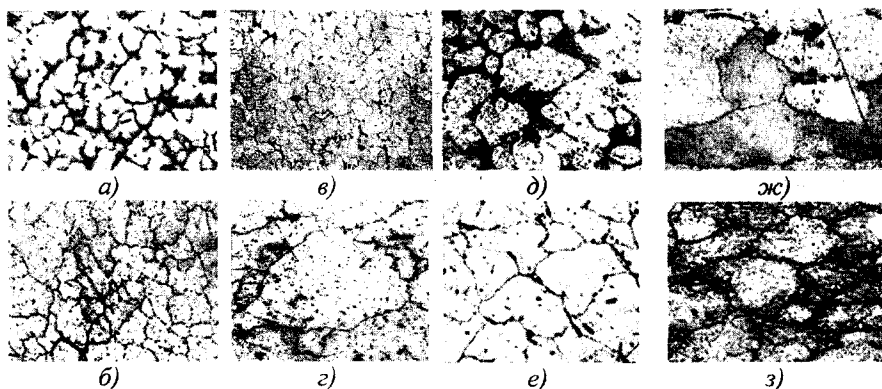


Рис. 2. Микроструктура: а, б, в, г – сплава АМ5: а – исходное литое состояние, $\times 200$; б – закаленное состояние, $\times 150$; в – закалка + деф. 170 °С, 30 %, $\times 100$; г – ВТМО, $\times 400$; д, е, ж, з – микроструктура сплава ВАЛ14: д – исходное литое состояние (шлиф не травлен), $\times 400$; е – закаленное состояние, $\times 500$; ж – НТМО, $\times 600$; з – ВТМО, $\times 500$

Наиболее значительное снижение значений сопротивления деформации (до 15–37 МПа) происходит при повышении температуры деформирования до 535 °С в результате конкуренции процессов упрочнения и разупрочнения и возрастающего вклада последнего. При этой температуре характер изменения кривых сопротивления деформации в литом и закаленном состояниях типичен для кривых горячедеформированных сплавов: после незначительного подъема, обусловленного деформационным упрочнением, наблюдается пологий спад кривых зависимости напряжения от деформации.

Важно отметить, что образцы, изученных литейных сплавов при проведении вышеописанного эксперимента, не разрушались при всех исследованных температурах и степенях деформации вплоть до 40–45%.

Дополнительно была оценена пластичность исследуемых сплавов с определением критической степени деформации, вызывающей появление первой трещины на образующей образца. Проведенные испытания на осадку цилиндрических образцов позволили сделать вывод о том, что наименее благоприятным является литое состояние (трещина на боковой поверхности сплава АМ5 появляется при осадке на 49%). На закаленных образцах сплавов трещины не наблюдаются при деформации со степенями вплоть до 60%.

Таким образом, исследованные литейные алюминиевые сплавы системы Al–Cu–Mn обладают достаточной пластичностью и могут быть упрочнены с использованием деформации с умеренными степенями обжатия (до 30%) в технологических схемах НТМО и ВТМО.

Установлено, что для исследованных литейных алюминиевых сплавов после деформации со степенью 15–30% наблюдается та же зависимость твердости от температуры прокатки, что и для деформируемых стареющих сплавов. Эти сплавы интенсивно упрочняются при холодной деформации в интервале температур интенсивного дисперсионного твердения при 150...170 °С. При этом эффект упрочнения возрастает с увеличением степени деформации от 15 до 30%. Изменение физического уширения линии (422)_α аналогично изменению твердости сплавов. Как холодная деформация, так и деформация при 150...170 °С сопровождается повышением удельного электросопротивления сплавов АМ5 и ВАЛ14 по сравнению с закаленным состоянием, что, в определенной степени, может быть связано с развитием зонной стадии распада твердого раствора.

Повышение температуры деформации до 200...450 °С интенсифицирует распад твердого раствора во время проведения обработки, который, в отличие от деформации при более низких температурах, сопровождается выделением малодисперсных фаз. Вследствие чего твердость деформированных образцов падает до уровня закаленного состояния (рис. 3).

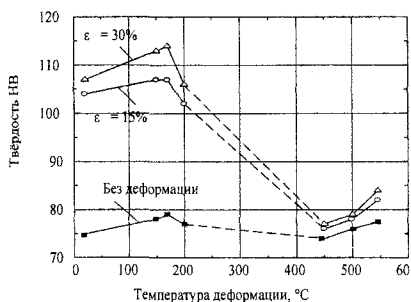


Рис. 3. Зависимость твердости сплава АМ5 от температуры и степени деформации

Вследствие чего твердость деформированных образцов падает до уровня закаленного состояния (рис. 3).

Высокотемпературная пластическая деформация, осуществляемая при температуре гомогенизации сплавов (545 °С), дает небольшой эффект упрочнения, величина которого определяется, в основном, степенью наклепа матрицы.

Как показали исследования микроструктуры (рис. 2, г, з), процессы рекристаллизации во время проведения

обработки оказываются практически полностью подавленными (сплав АМ5), либо получают незначительное развитие в сплаве ВАЛ14, который содержит меньшее количество элементов-антирекристаллизаторов (марганца, титана). Но и в этом случае величина рекристаллизованного объема в сплаве не превышала 5...12%. ВТМО обоих сплавов приводит к образованию четко выраженной зубчатости на границах зерен (рис. 2, г, з). Амплитуда зубчатости составляет 0,8...1,5 мкм и мало зависит от степени деформации. Коэффициент неравноосности зерен в деформированных образцах меняется от 0,50 до 0,38 при степенях деформации 15 и 30% соответственно. Снижение температуры прокатки с 545 до 500 °С и, тем более до 450 °С уменьшает уровень прочностных свойств сплавов, что обусловлено развитием процессов распада

пересыщенного твердого раствора во время подстуживания и деформации с выделением малодисперсных фаз продуктов.

Таким образом, сплавы АМ5 и ВАЛ14 могут быть упрочнены НТМО, когда распад твердого раствора ограничивается, в основном, зонной стадией, либо ВТМО с деформацией при температуре 545 °С, при которой распад твердого раствора исключен, а процессы динамической и статической рекристаллизации в существенной мере подавлены.

На этих же сплавах была произведена оценка влияния пластической деформации на распад пересыщенного твердого раствора при температурах старения 150–190 °С. Исследования показали, что наиболее интенсивно ускоряет распад пересыщенного твердого раствора при старении предварительная деформация, проводимая при температурах дисперсионного твердения. Влияние ВТМО на изменение удельного электросопротивления (ρ) имеет более сложный характер. Горячая деформация при температуре гомогенизации, ускоряет распад в меньшей мере, причем при сравнительно длительных выдержках (более 2,5 ч). На начальных стадиях старения наблюдается замедление падения ρ , что можно рассматривать как торможение распада твердого раствора.

В процессе старения при 150...170 °С для сплава АМ5 наибольшее упрочнение по сравнению с закаленным состоянием обеспечивает деформация с обжатием 30% при 170 °С, а наименьшее – при 535 °С: предел прочности составляет 420 и 390 МПа соответственно (после 4-х часов старения при 170 °С). С повышением температуры старения эффект упрочнения от предварительной деформации закономерно уменьшается, однако он сохраняется при 12-часовой выдержке вплоть до 190 °С. Максимальная твердость закаленных и термомеханически упрочненных образцов достигается при старении 170 °С продолжительностью 6...8 ч. Аналогичные закономерности изменения твердости, наблюдались и на сплаве ВАЛ14.

После старения на максимальную твердость НТМО с деформацией при 170 °С повышает пределы текучести и прочности сплава АМ5 с 260 до 360 МПа и с 365 до 415 МПа соответственно. Несколько меньшее упрочнение обеспечивает холодная деформация. Повышение прочностных характеристик при НТМО сопровождается снижением пластичности сплава АМ5 по сравнению с закаленным недеформированным состоянием (δ уменьшается с 7,4 до 5,0%).

Высокотемпературная термомеханическая обработка повышает прочностные свойства литейного алюминиевого сплава АМ5 в меньшей мере, чем НТМО. В большинстве случаев значения пределов прочности и текучести возрастают на 25...35 МПа, составляя 380...395 МПа и 290...305 МПа соответственно. Однако такая обработка одновременно значительно увеличивает пластичность сплава (δ возрастает с 7...8 до 10...12 %).

На сплаве ВАЛ14 наблюдались аналогичные закономерности изменения механических свойств. Следует отметить, что сплав дополнительно легированный Cd имеет более высокий уровень прочностных свойств в состаренном состоянии.

С целью выяснения причин повышения пластичности после ВТМО проводили фрактографическое исследование изломов ударных образцов сплавов обеих систем. Анализ изломов показал, что при динамическом нагружении разрушение недеформированного сплава, состаренного при 170 °С, имеет смешанный характер: оно осуществляется по телу и границам зерен. Если по телу зерна разрушение происходило вязко путем образования и коалесценции микропор, то по границам зерен оно осуществлялось хрупко.

Установлено, что ВТМО не изменила характера разрушения, но при этом проявлялась устойчивая тенденция к уменьшению доли излома, занятого зернограницными фасетками. Эти данные позволяют предполагать, что ВТМО в литейных алюминиевых сплавах, как и в стареющих деформируемых, затрудняет интеркристаллитное разрушение. Это может быть одной из причин повышения пластичности данных сплавов после такой обработки.

Поскольку высокопрочные и жаропрочные конструкционные литейные сплавы системы Al-Cu-Mn-Ti применяются для изготовления силовых и корпусных деталей, работающих длительно (1000 часов и более) при повышенных температурах (до 300 °С), важными характеристиками для них являются длительная прочность и ползучесть.

Длительная прочность сплава АМ5 определялась на отдельно отлитых в песчаные формы и термообработанных по стандартному режиму (закалка + старение) образцах диаметром 10 мм; длиной 120 мм с резьбой М16×2 на головках и образцах такого же типа, изготовленных из заготовок, подвергнутых ВТМО. Установлено, что высокотемпературная термомеханическая обработка повышает длительную прочность этого сплава. Так, при испытаниях при 200 °С и напряжении 120 МПа время до разрушения после такой обработки увеличилось с 120 до 176 часов.

При создании технологических процессов, включающих ВТМО, важно знать, как изменится прокаливаемость сплава под влиянием высокотемпературной деформации.

Нами были построена С-образные диаграмма изотермического распада пересыщенного твердого раствора сплава АМ5. Показано, что пластическая деформация при температуре гомогенизации существенно ускоряет распад пересыщенного твердого раствора сплава АМ5. Расчеты показывают, что для недеформированного сплава критическая скорость закалки $V_{кр}=13,78$ град/с, а для деформированного – $V_{кр}=29,54$ град/с.

Наряду со сплавами АМ5 и ВАЛ14 в работе подробно исследовалось влияние ТМО на структуру и свойства литейного алюминиевого сплава АК7ч системы Al-Si-Mg.

Микроструктурные исследования показали, что отлитые заготовки имели типичную для сплава системы Al-Si-Mg структуру: α -твердый раствор, эвтектика (α +Si) и пластинчатые выделения, которые являются соединением AlSiFe. После термической обработки по режиму T4 в структуре наблюдается сфероидизация частиц кремния в эвтектике и по-прежнему видны фазы, содержащие железо. Фаза Mg_2Si с помощью оптического микроскопа не выявляется.

Исследованиями на пластометре установлено, что сплав АК7ч, аналогично литейным сплавам АМ5 и ВАЛ14, обладает достаточной пластичностью и может быть упрочнен с использованием пластической деформации при степенях до 40%. При этом упрочнение сплава АК7ч также сложным образом зависит от температуры и степени пластической деформации. Холодная прокатка способствует повышению твердости сплава. Прирост прочности, обеспечиваемый прокаткой при 100...150 °С с малыми степенями деформации (15%) заметно больше, чем в случае аналогичной холодной деформации. Увеличение степени деформации до 30% при этих температурах в отличие от холодного наклепа незначительно увеличивает твердость.

Пластическая деформация в интервале 200...250 °С приводит к уменьшению эффекта упрочнения. Отмечено, что при этих температурах деформация со степенью 15% обеспечивает несколько большее упрочнение, чем с обжатием 30%, что можно объяснить интенсификацией распада пересыщенного α -твердого раствора при этих температурах с увеличением степени деформации и переходом от зонной стадии к выделению метастабильной β' -фазы и стабильной β -фазы.

Деформация при 500 и 535 °С приводит к заметно меньшему упрочнению сплава, чем при холодном и теплом наклепе (20...200 °С). При этом величина упрочнения слабо зависит от степени деформации.

Исследование влияния термомеханической обработки на кинетику старения и свойства литейного алюминиевого сплава АК7ч показало, что процессы распада пересыщенного твердого раствора в значительной мере интенсифицируются предварительной деформацией. Во время старения (при 170 °С) удельное электросопротивление деформированных и недеформированных образцов сплава АК7ч изменяется идентично: после небольшого подъема при 15-минутной выдержке, связанного с образованием зон Гинье – Престона, оно начинает заметно уменьшаться (рис. 4). Судя по изменению удельного электросопротивления, деформация со степенью 30% при 150 °С ускоряет старение в большей мере, чем аналогичная холодная деформация. При высокотемпературной деформации (535 °С) заметно уменьшается наклеп матрицы и в меньшей мере ускоряется распад твердого раствора при старении, но лишь при выдержке более 2 часов.

Показано, что старение при температуре 150 °С приводит к упрочнению сплава АК7ч при выдержках продолжительностью до 12 часов. Изменение твердости сплава при температурах 170 и 200 °С происходит по кривой с максимумом, который наблюдается после старения продолжительностью 4 и 3 ч соответственно. Нагрев сплава до более высоких температур (250 °С и выше)

сопровождается интенсивным разупрочнением, начиная с 0,1–0,25 часов старения. Наиболее высокая твердость достигается при температуре старения 170 °С (продолжительностью 4 ч).

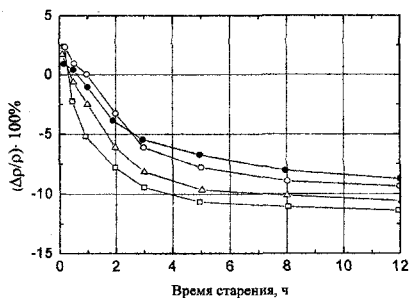


Рис. 4. Изменение электропроводности сплава АК7ч во время старения при 170 °С: Δ – деформация на 30% при 20 °С; ● – после закалки; □ – деформация на 30% при 150 °С; ○ – ВТМО

холодной (20 °С) или теплой (150 °С) деформациям с обжатием 30% и состаренных при 170 °С в течение 1...3 часов.

В состаренном состоянии наибольший эффект упрочнения обеспечивает деформация при 20 и 150 °С с обжатием 30%. Пределы текучести и прочности сплава после НТМО с деформацией при температурах 20 и 150 °С и последующим старением при 170 °С в течение 4-х часов повышаются по сравнению с закаленным состоянием. Так, предел текучести возрастает с 180 до 220 и 215 МПа, а предел прочности повышается с 245 до 290 и 285 МПа, соответственно после деформации при 20 и 150 °С с обжатием 30%. Такое упрочнение сопровождается снижением относительного удлинения (δ) при статическом нагружении. Следует отметить, что при использовании теплой деформации формируется более благоприятное соотношение между прочностными характеристиками и пластичностью, чем при холодном наклепе.

ВТМО незначительно повышает прочностные свойства (на 6...18%), однако заметно увеличивает пластичность, характеризующую в определенной степени склонность сплава к хрупкому разрушению.

Оценка влияния горячей пластической деформации на изотермический распад пересыщенного твердого раствора алюминиевого сплава показала, что пластическая деформация при температуре гомогенизации существенно ускоряет распад пересыщенного твердого раствора. Таким образом, при ВТМО следует ожидать уменьшения прокаливаемости сплава АК7ч вследствие интенсификации распада пересыщенного твердого раствора в процессе последующего охлаждения.

В работе так же проводился анализ стабильности термомеханически упроченного состояния сплава АК7ч при повышенных температурах старения, который показал, что деформация со степенью 15% при 200 °С с последующим старением при этой же температуре в течение 1...2 часов обеспечивает повышенные значения прочностных характеристик сплава АК7ч при сохранении удовлетворительной пластичности. Вместе с тем, следует заметить, что сплав, подвергнутый термической или термомеханической обработке, склонен к интенсивному разупрочнению при температурах 200 °С при выдержках более 3...4 ч.

В четвертой главе приведены результаты воздействия электромагнитных импульсов (ЭМИ) на расплавы алюминия и его сплавы (Al – 6 мас.% Si, Al – 4 мас.% Cu, Al – 50 мас.% Pb) при небольших перегревах относительно температуры плавления, а так же результаты влияние комбинированной обработки, сочетающей воздействие ЭМИ на расплавы указанных сплавов и термомеханической обработки (ТМО) металла на структуру, свойства и процессы старения этих сплавов.

Обработка алюминия. Изучение темплетов слитков чистого алюминия без воздействия и подвергнутых обработке ЭМИ позволило выявить ряд общих характеристик. Макроструктура обоих слитков имеет три зоны кристаллизации: зону подкорковых кристаллов, зону столбчатых кристаллов и зону крупных равноосных кристаллов в осевой части слитка. Столбчатые кристаллы в центральных частях обоих слитков располагаются практически перпендикулярно оси слитка. Оба образца имеют симметричные относительно оси слитка средние линейные размеры в направлении перпендикулярном оси слитка зерен. Характерно следующее соотношение средних площадей макро зерен по высоте слитков: в верхней трети слитков средние площади зерен 3,8 и 5,5 мм²; в центральной части: 4,8 и 3,4 мм²; в нижней части слитков: 3,3 и 4,4 мм² соответственно для необработанного и обработанного ЭМИ металла.

Следует отметить и некоторые отличия в строении слитка металла обработанного ЭМИ: слабо выраженные зона подкорковых кристаллов и зона равноосных зерен в осевой части слитка, увеличение глубины усадочной раковины. Коэффициент неравноосности зерен для обработанного электромагнитными импульсами металла снижается с 1,7 до 1,5.

Плотность металла, определенная методом гидростатического взвешивания, составила 2,682 и 2,695 г/см³, соответственно для необработанного и обработанного металла. Увеличение плотности следует объяснить несколько меньшими количеством и размерами пор в обработанном ЭМИ металле.

Удельное электросопротивление и твердость после воздействия ЭМИ возрастают. Удельное электросопротивление повышается с 0,0277 до 0,0283 мкОм·м (при абсолютной погрешности ±0,0002 мкОм·м), твердость возрастает с 17 до 20 НВ. Подобные изменения, несмотря на укрупнение размеров зерен, по всей видимости, связаны с увеличением числа дефектов кристаллического

строения, образовавшихся при неравновесной кристаллизации обработанного ЭМИ металла.

Обработка сплава Al – 6 мас.% Si. Темплеты сплава с обработкой электромагнитными импульсами и без нее имеют две четко выраженные зоны кристаллизации: зону столбчатых кристаллов, располагающуюся на границе с литейной формой и зону крупных равноосных зерен, располагающуюся в центральной части слитка. После воздействия ЭМИ слитка зона корковых столбчатых кристаллов менее выражена, а в центральной части слитка равноосные зерна более крупные. Средние линейные размеры макрозерен в исходном металле 3 мм, в обработанном – 3,5 мм.

Микроструктура отливок (рис. 5) имеет дендритное строение: светлые ячейки α -твердого раствора, окаймленные эвтектикой (α +Si), так же наблюдаются выделения фазы AlFeSi. Вместе с тем, для обработанного ЭМИ металла частицы кремниевой фазы эвтектического происхождения более дисперсные, имеют форму игл длиной в среднем 25–30 мкм, количество эвтектики в структуре снижается с 30...35 до 10...15%. В то время как для

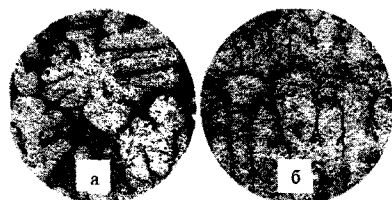


Рис. 5. Микроструктура образцов сплава Al – 6 мас.% Si, $\times 100$:
а – без обработки;
б – после обработки ЭМИ

исходного металла частицы кремнистой эвтектической фазы имеют округлую пластинчатую форму со средними линейными размерами 5–10 мкм. За счет снижения доли эвтектических выделений по границам дендритных ячеек, дендриты α -фазы незначительно увеличивают свой размер с 66 до 85 мкм, и становятся более равноосными. Кроме того, микротвердость α -твердого раствора увеличивается на 10–15% (для обработанного ЭМИ металла H_c

α -твердого раствора составила 750 МПа), что свидетельствует о большей его легированности.

Согласно данным растровой электронной микроскопии максимальная концентрация кремния в α -фазе после обработки ЭМИ возрастает с 1,36...1,66 до 1,48...1,80 мас.% (при абсолютной погрешности 0,04 мас.%).

Предварительная обработка расплава ЭМИ способствует повышению твердости сплава в литом состоянии от 51 до 63 НВ. Увеличение твердости, по всей видимости, объясняется действием эффекта твердорастворного упрочнения, поскольку повышение содержания кремния на 0,15% вызывает соответствующий прирост твердости матрицы на 3–4 НВ.

Обработка сплава Al – 4 мас.% Cu. Макроструктура сплава алюминий – медь, как после обработки ЭМИ, так и без обработки, представлена двумя четко выраженными зонами кристаллизации: основная зона мелких равноосных зерен, располагающаяся в периферийной области слитка и зона более крупных равноосных зерен, располагающаяся в нижней центральной части слитка.

В микроструктуре литых образцов (рис. 6) выявлены следующие фазы: α_{Al} и тройная эвтектика $\alpha_{Al} + CuAl_2 + N(Al_7Cu_2Fe)$. Из-за большого количества в сплаве кремния наблюдается так же фаза Mg_2Si , располагающиеся в виде иероглифов по границам зерен.

Согласно проведенным рентгеноструктурным исследованиям воздействия ЭМИ не изменяет фазового состава сплава. Однако выделения эвтектических и метастабильных фаз по границам зерен α -фазы в обработанном ЭМИ металле более дисперсные.

Несколько возрастает удельное электросопротивление обработанного ЭМИ металла с 0,0610 до 0,0615 мкОм·м (при абсолютной погрешности $\pm 0,0002$ мкОм·м). Последнее может быть обусловлено повышением концентрации α -твердого раствора и плотности дефектов кристаллического строения, что свойственно для неравновесной кристаллизации.

Предварительная обработка расплава ЭМИ способствует повышению твердости сплава Al – 4 мас.% Cu. Так, для литых образцов исходного металла твердость составляет 49 НВ, для металла, подвергнутого электроимпульсной обработке – 65 НВ. Повышение твердости модельного сплава системы алюминий-медь, так же как и для системы алюминий-кремний обусловлено, очевидно, повышением концентрации легирующих элементов в α -твердом растворе и действием эффекта твердорастворного упрочнения. Так по данным, полученным на растровом электронном микроскопе, содержание меди в α -фазе исходного и обработанного ЭМИ металла составляет 1,35...1,40 и 2,20...2,50 мас.%, соответственно.

Обработка сплава Al – 50 мас.% Pb. Для оценки влияния электроимпульсной обработки на расплавы металлов дополнительно проводилось исследование влияния ЭМИ на сплав Al – 50 мас.% Pb, имеющую монотектическое превращение.

Ввиду того, что температуры кристаллизации компонентов сплава существенно отличаются, при охлаждении кристаллизуется сначала алюминий (имеющий более высокую температуру кристаллизации), а затем свинец. Таким образом, о продолжительности охлаждения до кристаллизационных температур можно судить по ширине зоны взаимопроникновения алюминиевых и свинцовистых эвтектических выделений в матрице соответствующего компонента.

Для определения ширины зоны взаимопроникновения металлов сплава, проводились исследования на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6460LV: определяли распределение соответствующих элементов, путем сканирования по линии, пересекающей зону сплавления. Ширина зоны

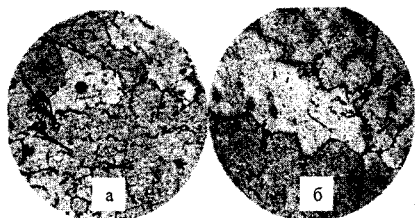


Рис. 6. Микроструктура образцов сплава Al – 4 мас.% Cu, $\times 100$:
а – без обработки;
б – после обработки ЭМИ

изменения интенсивностей излучения $K_{\alpha 1}$ линии алюминия и $M_{\alpha 1}$ свинца позволяет сделать вывод о наличии переноса элементов через границу контакта в обе стороны. Было показано, что ширина зоны взаимопроникновения двух металлов заметно уменьшается после воздействия на расплав ЭМИ. Расчеты показывают, что суммарная ширина зоны уменьшается с 24,1 мкм до 7,5 мкм. При этом глубина проникновения свинцовистых выделений в алюминиевую матрицу снижается с 21,6 до 6,25 мкм, а алюминиевых в свинцовую матрицу – с 2,5 до 1,25 мкм. Такое соотношение глубин проникновения компонентов в алюминиевую и свинцовистую матрицы можно объяснить более низкой температурой кристаллизации свинца. Вследствие чего его атомы дольше сохраняют диффузионную подвижность, поэтому и глубина проникновения свинцовистых выделений в алюминиевой матрице значительно больше.

На основании данных полученных при сканировании по линии на растровом электронном микроскопе было получено распределение концентрации свинца по глубине области выделения избыточных фаз в исходном сплаве и обработанном ЭМИ (рис. 7). Из полученной концентрационной зависимости распределения свинца в алюминиевой матрице видно, что содержание свинца в зоне взаимопроникновения обработанного ЭМИ металла изменяется более интенсивно. После обработки ЭМИ концентрация свинца на видимой границе контакта алюминиевой и свинцовой матриц заметно снижается с 82 до 60 мас. %.

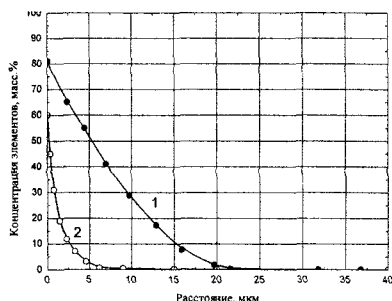


Рис. 7. Содержание свинца в алюминиевой области слитка (нулевая координата – видимая граница контакта свинца и алюминия):
1 – без ЭМИ; 2 – обработанного ЭМИ

явлением большого числа дефектов кристаллического строения, что, наряду с эффектом твердорастворного упрочнения способствует значительному повышению твердости обработанного ЭМИ металла в литом состоянии.

Отдельный раздел этой главы диссертации посвящен изучению влияния комбинированной обработки, сочетающей воздействие ЭМИ на расплав и ТМО металла на структуру, свойства и процессы старения этих сплавов.

Для подтверждения результатов, полученных на системе Al–Pb, аналогичные исследования были проведены и на другой монотектической системе Zn–Pb. Установлено, что для системы цинк – свинец наблюдаются те же зависимости.

На основании полученных экспериментальных данных по уменьшению зоны взаимопроникновения выделений свинца и алюминия в матрицах компонентов сплава можно говорить о развитии процессов неравновесной кристаллизации, сопровождающейся, очевидно,

Отмечено, что в литом состоянии твердость образцов сплавов обеих систем, подвергнутых при плавке воздействию ЭМИ, значительно выше твердости необработанных образцов. Так, для литых стандартных образцов сплава системы Al – 4 мас.% Cu твердость составляет 49 НВ, для обработанного ЭМИ металла – 65 НВ. Для литых стандартных образцов сплава системы Al – 6 мас.% Si твердость составляет 51 НВ, для обработанных электромагнитными импульсами – 63 НВ. Но уже после закалки по стандартному режиму твердость обработанных и необработанных ЭМИ образцов совпадает, что подтверждает высказанную идею о том, что в основе эффекта импульсного электромагнитного воздействия лежит твердорастворное упрочнение.

Образцы обработанного и необработанного электромагнитными импульсами металла подвергали термомеханической обработке.

На сплаве системы Al – 4 мас.% Cu была проведена оценка влияния деформационной обработки на распад пересыщенного твердого раствора при температуре 160 °С как исходного, так и обработанного ЭМИ металла. Установлено, что холодная пластическая деформация интенсифицирует процессы распада пересыщенного твердого раствора. Непосредственно после холодной деформации наблюдается повышение электросопротивления по сравнению с закаленным состоянием как для обработанных ЭМИ, так и исходных образцов. Так, удельное электросопротивление исходных образцов возрастает на 0,0015 мкОм·м и составляет 0,0630 мкОм·м, обработанного ЭМИ – 0,0627 мкОм·м. Повышение электросопротивления связано с развитием зонной стадии распада твердого раствора. После обработки в режиме ВТМО удельное электросопротивление обоих образцов имеет, по сравнению с закаленным состоянием, более низкие значения, что объясняется небольшим уровнем упрочнения при горячей деформации, обусловленном лишь наклепом матрицы.

Пластическая деформация металла в режиме НТМО с деформацией 15%, предшествующая старению, существенно повышает прочностные свойства (твердость непосредственно после деформации возрастает на 36 НВ для обработанного ЭМИ и необработанного металла). При старении максимум твердости необработанного образца (128 НВ) наблюдается через 8 часов старения. Наибольшая твердость обработанного ЭМИ образца (125 НВ) отмечена через 10 часов старения. Через 20 часов выдержки при температуре старения твердости образцов исходных и подвергнутых обработке ЭМИ совпадают.

В режиме ВТМО пластическая деформация на 15% при 505-510 °С, предшествующая старению, повышает прочностные свойства в меньшей мере, чем НТМО.

Таким образом, для сплава системы Al – 4 мас.% Cu показано, что комбинированная обработка, включающая воздействие на расплав ЭМИ и последующую ВТМО и НТМО приводит к повышению прочностных свойств

металла. Уровень достигаемой прочности соизмерим с уровнем свойств, получаемых без предварительной обработки расплава, а процессы выделения упрочняющих фаз оказываются замедленными.

Поскольку все системы литейных алюминиевых сплавов имеют свои особенности, представляло интерес исследовать влияние предварительной обработки расплава ЭМИ на процессы, протекающие при упрочняющих режимах термической обработки, а также – в сочетании с термомеханической обработкой и для литейного сплава системы Al – 6 мас.% Si.

Твердость исходного и обработанного ЭМИ образцов после закалки совпадает: 55 и 54 НВ соответственно. Удельное электросопротивление образцов непосредственно после закалки составляет 0,0463 и 0,0459 мкОм·м (при абсолютной погрешности $\pm 0,0002$ мкОм·м) для исходного и обработанного ЭМИ металла соответственно. В процессе старения закаленных образцов при 180 °С наблюдается повышение электросопротивления, свидетельствующее об интенсификации процессов выделения избыточных фаз.

При НТМО со степенью 30% исходная твердость обработанного и необработанного ЭМИ металла существенно больше, чем для закаленного состояния (рис. 8).

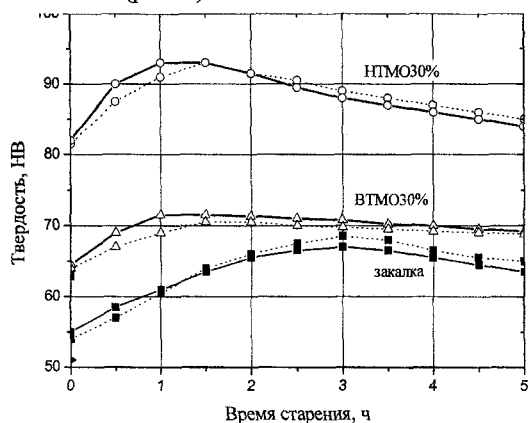


Рис. 8. Зависимость твердости исходного (сплошные линии) и обработанного ЭМИ (штриховые линии) образцов Al – 6 мас.% Si от длительности старения при 180 °С и режима предварительной обработки;

▶ – твердость исходного образца в литом состоянии;
 ◀ – твердость, обработанного ЭМИ металла в литом состоянии

симум твердости на 0,5–1 часа в сторону больших выдержек.

В целом по сплаву Al – 6 мас.% Si можно отметить, что независимо от вида обработки, предшествующей старению, для обработанных образцов характерно меньшее повышение твердости после старения (за исключением закаленного состояния).

В процессе последующей выдержки при 180 °С максимум твердости (93 НВ) необработанного образца, подвергнутого НТМО на 30%, наблюдается через 1 час. Повышение твердости облученного образца менее интенсивно и, достигаемая через 2 часа, твердость 92 НВ не превышает твердости исходного образца.

При ВТМО максимум твердости 71–72 НВ необработанного ЭМИ образца достигается через 1 час после старения при 180 °С. Обработка электромагнитными импульсами, не влияя на эффект старения, смещает мак-

Кроме этого, максимумы твердости обработанных ЭМИ образцов, не превышая по абсолютному значению соответствующих показателей для образцов сравнения, достигаются за большее время. Для выбранных режимов задержка составляет в среднем 0,5 часа.

Исследования микроструктуры сплава Al – 6 мас.% Si показали, что при нагреве под закалку до 535 °С размеры дендритных ячеек у обработанных и необработанных ЭМИ образцов несколько увеличиваются. Что, по всей видимости, следует объяснить частичным растворением неравновесной эвтектики: частицы Mg_2Si полностью переходят с твердый раствор и обеспечивают упрочнение при последующем старении. Кроме этого, в течение гомогенизирующей выдержки перед закалкой происходит коагуляция частиц кремния эвтектического происхождения и нерастворимой $AlFeSi$ составляющей.

При холодной пластической деформации происходит дробление и измельчение дендритных ячеек (до 55 и 74 мкм для исходного и обработанного ЭМИ металла, соответственно).

В процессе старения наблюдается увеличение количества упрочняющей фазы Mg_2Si , которая выделяется как в объеме дендрита, так и по границам зерен, объединяясь с частицами алюминиево-кремневой эвтектики.

В конце четвертой главы приводится гипотеза, объясняющая причины подобного воздействия ЭМИ на структуру и свойства алюминия и его сплавов. Согласно которой, наиболее возможными механизмами воздействия ЭМИ являются электромагнитное перемешивание и возникновение сил давления в расплаве.

Пятая глава носит прикладной характер. Результаты проведенных исследований были использованы для усовершенствования технологического процесса изготовления конусных тонкостенных крупногабаритных изделий. Использование НТМО в технологическом процессе обработки крупногабаритных корпусных изделий из сплава АК7ч обеспечило повышение выхода годной продукции и снижение трудоемкости их изготовления за счет уменьшения припусков на последующую механическую обработку.

Проведенная в заводских условиях обработка расплава алюминиевого сплава АМ5 электромагнитными импульсами позволила получить готовые детали с повышенным уровнем свойств: по сравнению с деталями, отлитыми без обработки ЭМИ, наблюдалось повышение предела прочности с 340 до 380 МПа и относительного удлинения с 8 до 14%.

Выводы

1. Показана возможность улучшения структуры и свойств литейных алюминиевых сплавов систем Al–Cu, Al–Si посредством использования термомеханической обработки в режимах НТМО и ВТМО.

2. Горячая пластическая деформация при ВТМО интенсифицирует распад пересыщенных твердых растворов литейных алюминиевых сплавов систем Al–Cu и Al–Si в процессе последующего охлаждения и увеличивает критическую скорость закалки.

3. Пластическая деформация в режимах ВТМО и, особенно при НТМО, проводимого при температурах дисперсионного твердения, оказывает ускоряющее воздействие на распад твердых растворов.

4. НТМО с деформацией в районе температур интенсивного распада пересыщенных твердых растворов обеспечивает максимальный эффект упрочнения при некотором снижении пластичности. ВТМО позволяет получить несколько меньшее по сравнению с НТМО повышение прочностных свойств этих сплавов при одновременном увеличении их пластичности.

5. Электроимпульсное воздействие на расплавы систем алюминий-медь, алюминий-кремний повышает прочностные характеристики в литом состоянии, однако эффект от электроимпульсного воздействия нивелируется при последующей термической или термомеханической обработке.

6. Разработан и опробован в промышленных условиях технологический процесс термической обработки тонкостенных изделий из сплава АК7ч, включающий низкотемпературную термомеханическую обработку, обеспечивающий стабильные повышенные механические характеристики, а также сохранение геометрических размеров изделий, соответствующих ТУ.

Основные положения диссертации отражены в следующих публикациях:

Статьи, опубликованные в ведущих рецензируемых журналах и изданиях, указанных в перечне ВАК:

1. Корягин, Ю.Д. Структура и свойства литейных алюминиевых сплавов, подвергнутых термомеханическому упрочнению / Ю.Д. Корягин, Н.А. Сарычева // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2004. – Вып. 4. – №8(37). – С. 85–87.

2. Шабурова*, Н.А. Воздействие наносекундных электромагнитных импульсов на расплавы цветных металлов / Н.А. Шабурова // Вестник ЮУрГУ. Серия «Математика, физика, химия». – 2006. – Вып. 7. – № 7(62). – С. 152–156.

Статьи, опубликованные в других изданиях:

3. Крымский, В.В. Изменение свойств цветных металлов под воздействием наносекундных электромагнитных импульсов: препринт / В.В. Крымский, Ю.Д. Корягин, Н.А. Сарычева. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2004. – 16 с.

4. Воздействие наносекундных электромагнитных импульсов на структуру и свойства алюминиевых сплавов / Л.Г. Знаменский, В.В. Крымский, Ю.Д. Корягин, Н.А. Сарычева // Материалы VII Международной научно-практической конференции «Наука и образование 2005». – Днепропетровск: Наука і освіта, 2005. – С. 21–23.

5. Облучение литейных алюминиевых сплавов наносекундными электромагнитными импульсами / Л.Г. Знаменский, В.В. Крымский, Ю.Д. Корягин, Н.А. Сарычева // Материалы VI Международной конференции «Действия электромагнитных полей на пластичность и прочность материалов». – Воронеж: Воронеж. гос. техн. ун-т, 2005. – С. 227–228.

6. Сарычева, Н.А. Влияние условий кристаллизации на структуру и свойства алюминиевых сплавов / Н.А. Сарычева, В.В. Крымский, Ю.Д. Корягин

//Сборник научных трудов XXV Российской школы по проблемам науки и технологии. – Миасс: МСНТ, 2005. – С. 44.

7. Сарычева, Н.А. Изучение процессов кристаллизации цветных металлов под воздействием наносекундных электромагнитных импульсов / Н.А. Сарычева // Сборник научных трудов по материалам научно-практической конференции «Современные направления теоретических и прикладных исследований». Том 3. Технические науки.– Одесса: Черноморье, 2006. – С. 39–41.

8. Сарычева, Н.А. Новые способы воздействия на расплавы цветных металлов / Н.А. Сарычева // Труды V Международной научной конференции «радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах». – Томск: Изд. ТПУ, 2006. – С. 70–71.

9. Влияние облучения жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами (ЭМИ) на кристаллизацию, структурообразование и физико-механические свойства алюминия (гранулированный алюминий, 99,78% Al) и силумина АЗ90 / Ри Э.Х., Ри Хосен, Дорофеев С.В., Крымский В.В., Н.А. Сарычева // Повышение эффективности инвестиционной и инновационной деятельности в Дальневосточном регионе и странах АТР. В 4 ч. Ч.1: Материалы международной научно-практической конференции. – Комсомольск-на-Амуре: ГОУ ВПО «КиАГТУ».– 2006. – С. 101.

10. Свойства алюминия и силумина после облучения наносекундными электромагнитными импульсами / Х. Ри, Э.Х. Ри, С.В. Дорофеев, В.В. Крымский, Е.Б. Кухаренко, Н.А. Сарычева // Металлургия машиностроения, 2006. – №4. – С. 18–20.

11. Сарычева, Н.А. Исследование свойств чистого алюминия после облучения электромагнитными импульсами / Н.А. Сарычева, Ю.Д. Корягин, В.В. Крымский // XXVI Российская школа по проблемам науки и технологий. Тезисы докладов. – Миасс: МСНТ, 2006. – С. 67.

12. Корягин, Ю.Д. Структура и свойства литейного сплава АЛ9, подвергнутого термомеханическому упрочнению / Ю.Д. Корягин, Н.А. Шабурова // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2007. –№ 13. – С. 32–35.

13. Шабурова, Н.А. Влияние температуры и степени пластической деформации на структуру и свойства литейного алюминиевого сплава АЛ9 / Н.А. Шабурова, Ю.Д. Корягин / Наука и технологии. Тезисы докладов XXVII Российской школы, посвященной 150-летию К.Э. Циолковского, 100-летию С.П. Королева и 60-летию государственного ракетного центра «КБ им. Академика В.П. Макеева». – Миасс: МСНТ, 2007. – С. 95.

14. Шабурова, Н.А. Стабильность термомеханического состояния сплава АЛ9 при высокотемпературном старении / Н.А. Шабурова, Ю.Д. Корягин / Наука и технологии. Тезисы докладов XXVII Российской школы, посвященной 150-летию К.Э. Циолковского, 100-летию С.П. Королева и 60-летию государственного ракетного центра «КБ им. Академика В.П. Макеева». – Миасс: МСНТ, 2007. – С. 96.

* С 2006 года фамилия Сарычева изменена на Шабурова.

Шабурова Наталия Александровна

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОД ВЛИЯНИЕМ
ДЕФОРМАЦИОННЫХ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ**

Специальность 05.16.01

«Металловедение и термическая обработка металлов»

Автореферат диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Издательство Южно-Уральского государственного
университета

Подписано в печать 12.12.2007. Формат 60×84 1/16. Печать трафаретная.
Усл. печ. л. 1,16. Уч.-изд. л. 1. Тираж 100 экз. Заказ 454/91.

Отпечатано в типографии Издательства ЮУрГУ. 454080, г. Челябинск,
пр. им. В.И.Ленина, 76.