

На правах рукописи

**Ермакова Светлана Викторовна**

**РАЗРАБОТКА ИНФОРМАЦИОННОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ  
ДЛЯ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ  
ФОРМИРОВАНИЯ ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si-Mg**

Специальность 05.16.04 – “Литейное производство”

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Санкт-Петербург – 2002

**Работа выполнена** в Санкт-Петербургском государственном политехническом университете

**Научный руководитель:**

канд. техн. наук, проф. Голод Валерий Михайлович

**Официальные оппоненты:**

докт. техн. наук, Абрамов Алексей Александрович,  
канд. техн. наук Зуев Максим Владимирович

**Ведущая организация:** ОАО “Звезда”, г. Санкт-Петербург

**Защита состоится** “\_\_\_” \_\_\_\_\_ 2003 г. в \_\_\_\_\_ часов на заседании диссертационного совета Д 212.229.14 в Санкт-Петербургском государственном политехническом университете

по адресу: 195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29, СПбГПУ, химический корпус, ауд. 51.

**С диссертацией можно ознакомиться** в фундаментальной библиотеке СПбГПУ.

Автореферат разослан “\_\_\_” \_\_\_\_\_ 2003 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета Д 212.229.14

докт. техн. наук, проф.

Кондратьев С. Ю.

## **ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ**

**АКТУАЛЬНОСТЬ РАБОТЫ.** Современные достижения теории литейных процессов и их реализация в системах компьютерного моделирования предоставляют широкие возможности для решения технологических задач и управления технологическими параметрами.

Основные проблемы, решаемые при моделировании литейной технологии, включают целый набор сложных и комплексных задач, из которых в настоящее время весьма актуальной является осуществление базовой адаптации моделирующих систем к условиям производства и существенное улучшение адекватности используемых моделей, алгоритмов и информационного обеспечения.

Получение значений необходимых параметров (коэффициенты распределения, темп выделения твердой фазы, коэффициенты объемной усадки и т.д.) из экспериментальных данных часто является сложной задачей. Поэтому совместно с экспериментом применяется теоретический анализ литейных процессов, в том числе с привлечением возможностей компьютерного моделирования и систем автоматизированного проектирования (САПР).

В работе рассмотрен круг взаимосвязанных задач, лежащих в основе информационного обеспечения моделирования литейной технологии. Проведенный анализ публикаций свидетельствует, что существующие численные модели не учитывают поведение компонентов сплава при затвердевании, поэтому требуется их дополнение термодинамическим аппаратом, позволяющим принять во внимание перераспределение компонентов между фазами, а также изменение состава, количества и соотношения выделяющихся фаз при изменении температуры в процессе равновесной и неравновесной кристаллизации для получения адекватного описания процесса формирования отливки.

Привлечение аппарата термодинамического моделирования для решения поставленной задачи позволяет осуществить пополнение информационной базы данных и вычислить широкий спектр характеристик литейных сплавов (теп-

ловых, кристаллизационных, ликвационных, усадочных и др.) в зависимости от их состава и температуры.

**ЦЕЛЬ РАБОТЫ** – разработка на основе термодинамического моделирования многокомпонентных литейных сплавов системы Al–Si–Mg информационного обеспечения для САПР литейной технологии с целью изучения процессов формирования отливки, а также для моделирования тепловых, усадочных и др. процессов.

**НАУЧНАЯ НОВИЗНА.** В работе описан комплекс моделей для термодинамического моделирования многокомпонентных сплавов системы Al–Si–Mg, позволяющий изучать закономерности процессов формирования отливки с целью активного системного анализа взаимосвязи конфигурации отливки, параметров технологии и развития литейных дефектов:

- исследованы геометрия и параметры диаграмм состояния системы Al–Si–Mg (наклон поверхности ликвидуса, коэффициенты распределения компонентов между фазами, интервал затвердевания сплава и др.);
- выявлены закономерности процессов кристаллизации сплавов системы Al–Si–Mg, изучено влияние компонентов сплава на соотношение количества фаз и темп их выделения в равновесных и неравновесных условиях;
- определены основные теплофизические характеристики сплавов системы Al–Si–Mg в зависимости от положения на диаграмме состояния и содержания наиболее важных компонентов в сплаве;
- выявлена взаимосвязь объемной усадки многокомпонентных сплавов системы Al–Si–Mg и их фазового состава.

**ПРАКТИЧЕСКАЯ ЗНАЧИМОСТЬ.** В результате выполнения работы:

- разработана компьютерная база данных по термодинамическим характеристикам литейных сплавов на основе системы Al–Si–Mg, используемая в пакете САПР «POLYCAST» для информационного обеспечения моделирования литейных процессов;
- накоплен оригинальный набор данных по физико-химическим характеристикам многокомпонентных литейных сплавов системы Al–Si–Mg,

определена зависимость физико-химических характеристик от температуры и содержания компонентов в сплавах, в связи с чем обеспечено существенное уточнение расчетов, корректно отображающих особенности поведения промышленных сплавов при формировании отливок в условиях, максимально приближенных к реальным;

– разработана методика компьютерного анализа процесса протекания объемной усадки при многофазной кристаллизации сплавов.

### **ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ, ВЫНОСИМЫЕ НА ЗАЩИТУ:**

1. Термодинамическая модель литейных сплавов системы Al–Si–Mg, дающая количественное описание фазовых превращений и позволяющая выявить основные закономерности кристаллизации литейных сплавов этой системы в равновесных и неравновесных условиях, получить многообразную информацию об их физико-химических характеристиках, зависящих от температуры и исходного состава (величину температурного и концентрационного интервала затвердевания, ход и темп кристаллизации, коэффициенты распределения компонентов и т.д).

2. Температурные и концентрационные зависимости теплофизических характеристик литейных сплавов системы Al–Si–Mg (энтальпия, теплоемкость, темп выделения и величина теплоты кристаллизации) и их взаимосвязь с положением на диаграмме состояния и ходом кристаллизации.

3. Закономерности изменений объемной усадки при многофазной кристаллизации литейных сплавов системы Al–Si–Mg и их взаимосвязь с фазовым составом сплава.

**ПУБЛИКАЦИИ.** По материалам диссертации опубликовано шесть статей. Материалы диссертации докладывались на трех межвузовских научных конференциях СПбГТУ (Санкт-Петербург, 1999г.–2001г.), двух Всероссийских научно-практических семинарах «Литейное производство сегодня и завтра» (Санкт-Петербург, 2001г.–2002г.).

**СТРУКТУРА И ОБЪЕМ РАБОТЫ.** Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, заключения, списка литературы и приложений. Материалы рабо-

ты изложены на 120 страницах машинописного текста, содержат 26 таблиц, иллюстрированы 52 рисунками. Список литературы содержит 112 наименований.

## **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ.**

Во введении раскрыта актуальность темы диссертационной работы, представлены научная новизна, практическая значимость работы и положения, выносимые на защиту.

В первой главе проведен анализ представленных в литературе данных по свойствам рассматриваемых сплавов, необходимым для компьютерных расчетов, а также имеющихся представлений о строении расплавов, его связи с видом диаграммы состояния и термодинамическими характеристиками. На основе литературных данных показано, что наличие достоверной информации о термодинамических свойствах расплавов позволяет разрабатывать модели для предсказания ряда свойств жидкости (изменение объема при образовании сплава, плотность расплава и др.). Установлено, что для получения результатов моделирования, адекватных реальным условиям формирования отливки необходимо дополнение термодинамическим аппаратом имеющихся моделей, используемых в САПР литейной технологии.

Большая часть главы посвящена имеющимся в настоящее время основным проблемам, решаемым при моделировании литейной технологии: имеющимся физико-химическим моделям, которые используются для представления сложного комплекса многоуровневых процессов формирования отливки; реализуемым в различных компьютерных системах разновидностям математического аппарата для формирования математических моделей литейной технологии; состоянию информационного обеспечения моделей.

В заключительной части главы формулируется постановка задачи.

Вторая глава посвящена построению на основе характеристик ряда двойных систем термодинамической модели многокомпонентных сплавов Al-Si-Mg, используемой для численного анализа температурно-концентрационных условий фазовых равновесий при выделении основных фаз, а также системы Al-Si-Fe для анализа поведения примеси железа.

Термодинамическая модель литейного сплава базируется на описании с помощью модели субрегулярного раствора совокупности оптимизированных экспериментальных данных о зависимости мольной энергии Гиббса  $G^\Phi$  фазы  $\Phi$  от температуры и состава выражением следующего вида:

$$G^\Phi = \sum_{i=1}^K x_i \cdot {}^\circ G_i^\Phi + {}^{id} G^\Phi + {}^{ex} G^\Phi, \quad (1)$$

где  $x_i$  - атомная доля компонента  $i$  в сплаве,  $K$ - число компонентов;  ${}^\circ G_i^\Phi$  - энергия Гиббса чистого компонента  $i$  в модификации  $\Phi$ ,  ${}^{id} G^\Phi$ - идеальная компонента энергии смешения,  ${}^{ex} G^\Phi$  - избыточная энергия Гиббса, учитывающая взаимодействие между компонентами сплава полиномом Редлиха-Кистера-Муггиану, изменяющим вид в зависимости от природы описываемой фазы.

При анализе многофазного равновесия принимали, что во всех фазах гетерогенной многокомпонентной системы температура и давление одинаковы и химические потенциалы  $\mu_i^\Phi$  каждого компонента  $i$  во всех  $\Phi$  фазах равны

$$\mu_i^{(1)} = \mu_i^{(2)} = \dots = \mu_i^{(\Phi)}. \quad (2)$$

Химические потенциалы численно рассчитывали на основе соотношений

$$\mu_i = \left( \frac{\partial G}{\partial v_i} \right)_{p,T,v_j} ; j \neq i, \quad (i = 2, 3, \dots, K), \quad (3)$$

где  $v_i$  – число молей.

С использованием данной термодинамической модели описано равновесие нескольких твердых фаз ( $\alpha$ -Al,  $\beta$ -Si,  $Mg_2Si$ ) с жидкостью. В случае равновесия ГЦК-твердого раствора ( $\alpha$ ) и жидкости ( $l$ ) в системе Al-Si-Mg:

$$\begin{cases} \mu_{Al}^\alpha = \mu_{Al}^l; \\ \mu_{Si}^\alpha = \mu_{Si}^l; \\ \mu_{Mg}^\alpha = \mu_{Mg}^l. \end{cases} \quad (4)$$

В работе исследовано влияние основных компонентов (Si и Mg) на важные параметры диаграммы состояния – критические температуры, значения коэффициента их распределения между фазами (рис.1) и углы наклона фазовых границ, применяемые при моделировании тепловых и усадочных процессов, расчете темпа выделения твердой фазы (гл. 4–6).

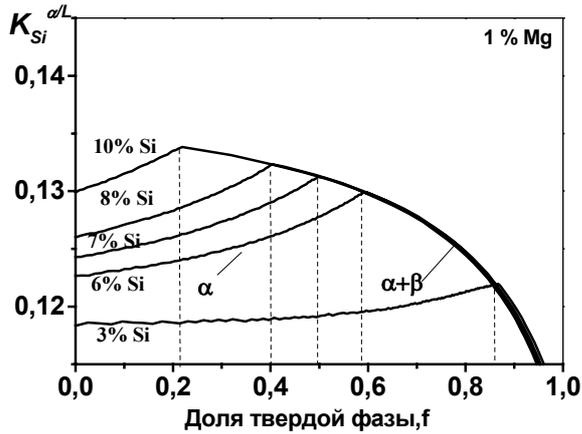


Рис.1. Изменение коэффициента распределения кремния между твердой фазой и жидкостью в процессе кристаллизации сплавов Al-Si-1% Mg

Алгоритм программы и его реализация на языке Object Pascal осуществлены К.Д.Савельевым.

Третья глава посвящена экспериментальному исследованию процесса формирования отливки. Для исследования взаимосвязи тепловых процессов при затвердевании отливки, структуры сплава и пористости литого металла использовали методику непитаемой отливки. Для экспериментов была выбрана плоская прямоугольная отливка с цилиндрической прибылью. Выбор конфигурации отливки позволил исследовать распределение температурных полей в отливке в зависимости от удаленности от прибыли и выявить зону торцевого эффекта, установить распределение структуры и пористости в зависимости от условий теплоотвода.

С помощью компьютерного термического анализа исследовали процесс затвердевания и охлаждения отливки. В качестве исследуемого материала был выбран сплав АК7 - один из наиболее важных литейных сплавов алюминия с хорошим литейными свойствами и высокой коррозионной стойкостью. В результате проведенных экспериментов определены реальные температуры ликвидуса, солидуса, температуры начала образования двойной эвтектики, интервал затвердевания и распределение пористости по сечению отливки, которые

В работе произведен расчет фрагментов поверхности ликвидуса трехкомпонентных систем Al-Si-Mg, Al-Si-Fe и показано их количественное соответствие надежным экспериментальным данным по этим системам. Построение расчетных диаграмм состояния позволило исследовать закономерности влияния компонентов сплавов систем Al-Si-Mg и Al-Si-Fe на геометрию и параметры диаграмм, а также оценить корректность и точность применяемых термодинамических параметров моделей.

позволяют проводить системный анализ взаимосвязи конфигурации отливки и развития литейных дефектов.

Оценка структуры произведена с использованием компьютерной системы анализа изображений VideoTest 4.0.

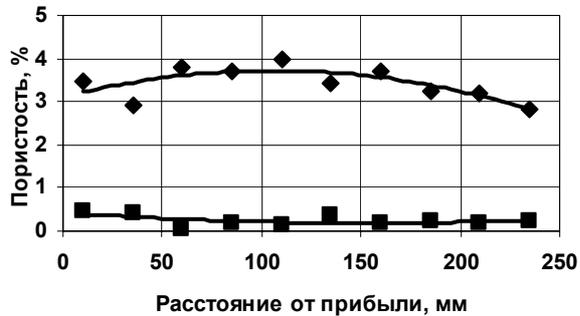


Рис.2. Распределение транзитной  $E_T$  и нетранзитной  $E_{HT}$  пористости по длине отливки

Для того, чтобы учесть все виды пор, имеющихся в материале (транзитную  $E_T$ , сообщающуюся с поверхностью и между собой, и пористость изолированную  $E_{HT}$  – нетранзитную), определение плотности проведено по усовершенствованной методике гидростатического взвешивания. В результате исследования установлено, что транзитная пористость составляет незначительную долю от общего объема пор, т.е. газоусадочная пористость в сплаве АК7 представлена в основном изолированными порами, (рис.2).

Полученные экспериментальные данные сопоставлены с результатами численного расчета затвердевания и образования усадочных пустот в опытной отливке. С помощью программного комплекса «POLYCAST», который позволяет проводить компьютерное моделирование ряда литейных процессов, получено распределение температурных полей и пористости в отливке. Результаты расчета, полученные на основе термодинамического моделирования процесса выделения твердой фазы и соответствующих значений теплофизических характеристик сплава, согласуются с экспериментальными термическими кривыми затвердевания и остывания опытных отливок.

В четвертой главе описана методика и произведен анализ кристаллизации сплавов изучаемой системы Al–Si–Mg в равновесных и неравновесных (по модели Шейля) условиях. При кристаллизации в равновесных условиях компоненты сплава исходного состава ( $x^{\circ}_2$ ;  $x^{\circ}_3$ ) распределяются на разных этапах кристаллизации между двумя или тремя фазами ( $l$ ,  $\phi_1$  и  $\phi_2$ ):

$$\begin{cases} x_2^{\varphi} = x_2^l f^l + x_2^{\varphi_1} f^{\varphi_1} + x_2^{\varphi_2} f^{\varphi_2}, \\ x_3^{\varphi} = x_3^l f^l + x_3^{\varphi_1} f^{\varphi_1} + x_3^{\varphi_2} f^{\varphi_2}, \\ f^l = 1 - f^{\varphi_1} - f^{\varphi_2}. \end{cases} \quad (5)$$

где  $x_i^{\varphi}$  – атомная доля компонента  $i$  в выделяющейся фазе  $\varphi$ ;  $f^{\varphi}$  – атомная доля фазы  $\varphi$ .

На основе термодинамического расчета состава фаз  $\varphi_1$  и  $\varphi_2$  при заданном составе жидкости  $l$  путем решения системы (5) определяли доли фаз, выделяющихся при изменении температуры. При допущении о полном подавлении диффузии в твердой фазе и полном протекании ее в жидкости (модель нормальной неравновесной кристаллизации) изменение состава расплава при выделении одной или двух твердых фаз  $\varphi_1$  и  $\varphi_2$  состава  $*x_i^{\varphi}$  (в зависимости от этапа кристаллизации) происходит в соответствии с выражениями

$$\begin{cases} dx_2^l = \left[ (x_2^l - *x_2^{\varphi_1}) df^{\varphi_1} + (x_2^l - *x_2^{\varphi_2}) df^{\varphi_2} \right] / f^l, \\ dx_3^l = \left[ (x_3^l - *x_3^{\varphi_1}) df^{\varphi_1} + (x_3^l - *x_3^{\varphi_2}) df^{\varphi_2} \right] / f^l. \end{cases} \quad (6)$$

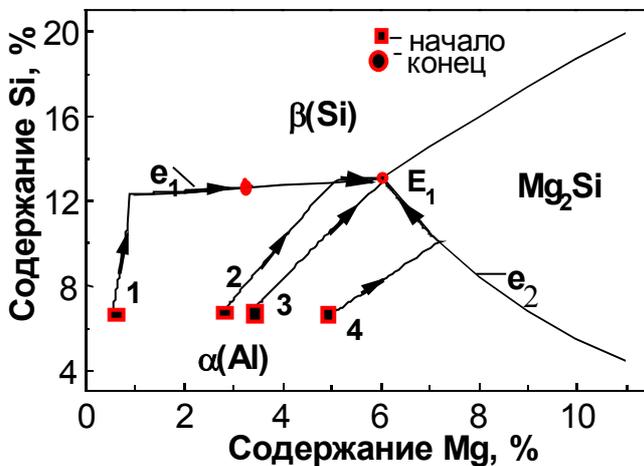


Рис.3 Линии тальвегов двойной эвтектики и пути кристаллизации исследованных сплавов системы Al–Si–Mg

На основе термодинамической модели системы Al–Si–Mg и рассчитанной геометрии поверхности ликвидуса проведен анализ хода равновесной кристаллизации характерных сплавов для оценки влияния кремния и магния ( в пределах 6 - 8 % Si и 0,2 - 5,5 % Mg,) на количество и состав выделяющихся фаз.

Установлено, что выбранные для анализа сплавы Al–Si–Mg, кристаллизующиеся с выделением  $\alpha$  – раствора и эвтектики, по особенностям их равновесной кристаллизации и получаемого в результате фазового состава можно разделить на четыре группы (рис.3): I – сплавы, которые кристаллизуются с вы-

делением  $\alpha$ -раствора и двойной эвтектики  $e_1 (\alpha + \beta)$ ; II – сплавы, которые кристаллизуются с выделением  $\alpha$  – раствора, двойной эвтектики  $e_1$  и тройной эвтектики  $E_1 (\alpha + \beta + \text{Mg}_2\text{Si})$ ; III – сплавы, структура которых состоит из  $\alpha$ -раствора и тройной эвтектики  $E_1 (\alpha + \beta + \text{Mg}_2\text{Si})$ ; IV – сплавы, содержащие  $\alpha$ -раствор, двойную эвтектику  $e_2 (\alpha + \text{Mg}_2\text{Si})$  и тройную эвтектику  $E_1 (\alpha + \beta + \text{Mg}_2\text{Si})$ .

На основе расчета равновесной кристаллизации количественно установлены этапы выделения твердой фазы и соотношения долей структурных составляющих при изменении содержания магния. Получено уравнение линии, связывающей критические (граничные) точки изменения фазового состава двойной эвтектики ( $e_1 \leftrightarrow e_2$ ), которое имеет вид  $\text{Mg}_s^* = 0,5\text{Si} - 0,425$ . Это же соотношение описывает множество сплавов III группы, практически не содержащих двойной эвтектики. Это уравнение представлено на рис.3 линией 3, разграничивающей сплавы I-II и IV групп. При  $\text{Mg} < 0,5\text{Si} - 0,425$  происходит выделение двойной эвтектики  $e_1 (\alpha + \beta)$ , в противном случае –  $e_2 (\alpha + \text{Mg}_2\text{Si})$ .

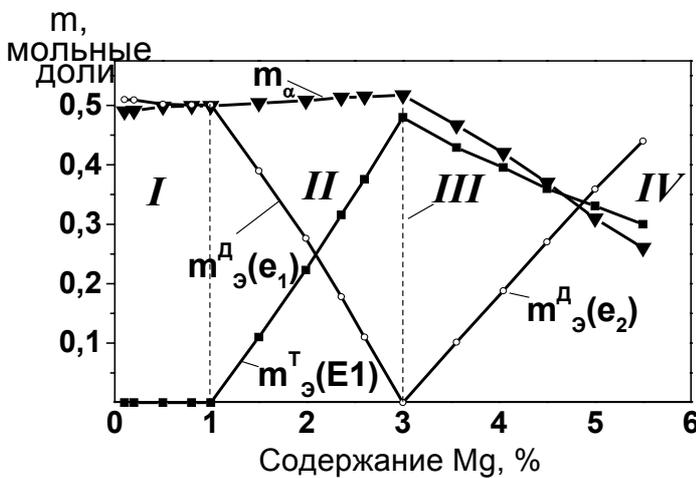


Рис.4. Изменение соотношения различных структурных составляющих ( $\alpha$ -фазы  $m_\alpha$ , двойной  $m_s^D$  и тройной  $m_s^T$  эвтектики) в зависимости от содержания магния при равновесной кристаллизации сплавов Al-7%Si-Mg

Установлена граница образования тройной эвтектики в исследованных сплавах, т.е. появления в структуре сплавов фазы  $\text{Mg}_2\text{Si}$ :

$$\text{Mg}_T^* = 0,987 + 0,005\text{Si},$$

Ориентировочно эта граница отвечает при  $\text{Si} = 6-8\%$  концентрации  $\text{Mg}_T^* \approx 1\%$ , выявляемому точкой излома на рис.4 (безотносительно к содержанию кремния). Кристаллизация сплавов, содержащих более 1 % Mg, завершается выделением тройной эвтектики (рис.4).

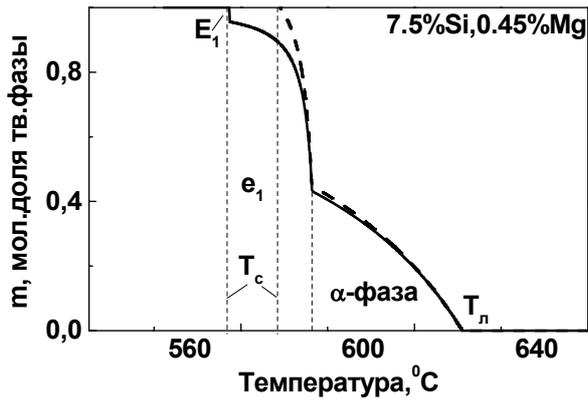


Рис.5. Изменение количества твердой фазы в температурном интервале затвердевания при равновесной (пунктир) и неравновесной (сплошная линия) кристаллизации

При сравнительном анализе равновесного и неравновесного хода кристаллизации (рис.5) показано, что в тех исследованных сплавах, которые в равновесных условиях завершают кристаллизацию образованием двойной эвтектики  $e_1-(\alpha+\beta)$ , в неравновесных условиях образуется тройная эвтектика  $E_1-(\alpha+\beta+Mg_2Si)$ , количество которой растёт с повышением содержания кремния и магния. При неравновесной кристаллизации изменяется соотношение между количеством структурных составляющих при выделении твердой фазы, а также происходит смещение температуры солидуса до температуры выделения тройной эвтектики с соответствующим изменением температурного интервала затвердевания.

Исследование кристаллизации сплавов системы Al–Si–Fe показывает, что примесь железа при содержании менее 0,18% вызывает вслед за выделением первичной  $\alpha$ -фазы образование двойной эвтектики  $(\alpha+\beta)$ , кристаллизация которой происходит с повышением содержания железа в расплаве и заканчивается выделением тройной эвтектики (с 0,36% Fe). При более высоком содержании железа в исходном сплаве формируется двойная эвтектика состава  $(\alpha+FeSiAl_5)$  с завершением кристаллизации в тройной точке (Al –87,5%, Fe–0,36%, Si–12,2%).

Пятая глава посвящена анализу тепловых характеристик процессов, происходящих в различных условиях кристаллизации сплавов системы Al–Si–Mg. Исследовано влияние кремния и магния на положение критических температур сплавов (температур ликвидуса и солидуса, выделения двойной и тройной эвтектики), величину температурного интервала и теплоты кристаллизации сплавов (рис. 6–7, табл.1).

При сравнительном анализе равновесного и неравновесного хода кристаллизации (рис.5) показано, что в тех исследованных сплавах, которые в равновесных условиях завершают кристаллизацию образованием двойной эвтектики  $e_1-(\alpha+\beta)$ , в неравновесных условиях образуется тройная эвтектика  $E_1-(\alpha+\beta+Mg_2Si)$ , количество которой растёт с повышением содержания кремния и магния.

Энтальпия многокомпонентного сплава в процессе его многофазной кристаллизации складывается из энтальпий фаз в системе на каждом отдельном этапе кристаллизации с учетом долей фаз, выделяющихся из расплава:

$$H = \sum_{\varphi=2}^{\Phi} f^{\varphi} H^{\varphi} + \left( 1 - \sum_{\varphi=2}^{\Phi} f^{\varphi} \right) H^l, \quad (7)$$

где  $f^{\varphi}$  – атомная доля выделившейся из расплава фазы  $\varphi$ ;  $H^{\varphi}$  и  $H^l$  – энтальпия

твердой фазы  $\varphi$  и жидкости  $l$  соответственно;  $\Phi$  – общее число фаз в системе на данном этапе кристаллизации

По изменению энтальпии находили теплоту кристаллизации  $Q(T)$ , выделяющуюся при изменении температуры сплава от ликвидуса  $T_L$  до температуры  $T$ :

$$Q = \Delta H = H(T_L) - H(T). \quad (8)$$

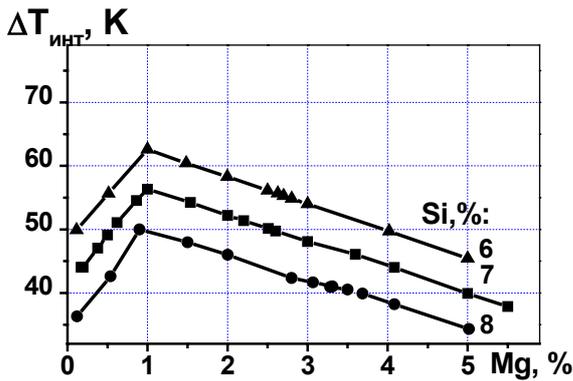


Рис.6. Зависимость  $\Delta T_{\text{инт}}$  от содержания магния и кремния в сплаве

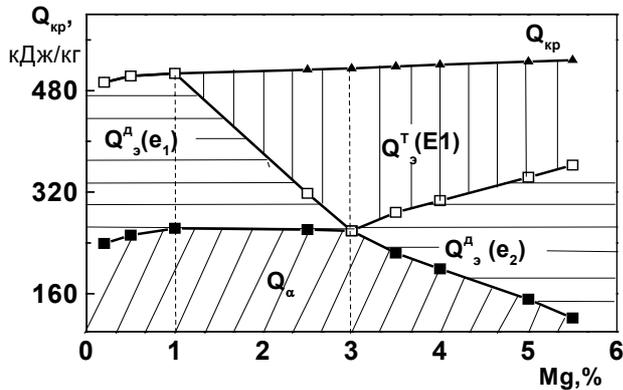


Рис.7. Этапы выделения теплоты кристаллизации различных структурных составляющих в зависимости от содержания Mg (при 7%Si)

На основе рассчитанной зависимости энтальпии от температуры и концентрации компонентов определяли значения теплоты кристаллизации  $Q_{\text{кр}}$  и выделения отдельных структурных составляющих  $Q_{\alpha}$  и  $Q_3$ . Вклад в общую теплоту кристаллизации сплава тепловых эффектов различных фазовых превращений определяли по соотношениям:

$$Q_{\alpha} = L_{\alpha} m_{\alpha} + Q_{\varphi}^{\alpha}; \quad Q_3 = Q_3^L + L_3^T, \quad (9)$$

где  $Q_{\text{с}}^{\text{Д}} = L_{\text{с}}^{\text{Д}} m_{\text{с}}^{\text{Д}} + Q_{\text{ф}}^{\text{э}}$  – теплота кристаллизации двойной эвтектики;  $L_{\alpha}$ ,  $L_{\text{с}}^{\text{Д}}$ ,  $L_{\text{с}}^{\text{Т}}$  – скрытая теплота выделения  $\alpha$ -фазы, двойной и тройной эвтектики соответственно;  $Q_{\text{ф}}^{\alpha}$ ,  $Q_{\text{ф}}^{\text{э}}$  – физическая теплота охлаждения смеси жидкой фазы с  $\alpha$ -фазой или с двойной эвтектикой.

На основе найденных зависимостей энтальпии сплавов системы Al–Si–Mg по формулам (8–9) рассчитаны значения общей теплоты кристаллизации по этапам ее выделения (рис.7). Показано, что повышение содержания кремния и магния в составе сплава приводит к монотонному увеличению общей теплоты кристаллизации  $Q_{\text{кр}}$ . В табл.1 приведены полученные значения скрытой теплоты выделения структурных составляющих для системы Al–Si–Mg (в расчете на единицу их массы).

Таблица 1.

Удельная скрытая теплота кристаллизации  
структурных составляющих системы Al–Si–Mg

Состав сплава		$L^{\alpha}$	$L_{\text{с}}^{\text{Д}}$	$L_{\text{с}}^{\text{Т}}$	$Q_{\text{кр}}$
Si	Mg	кДж/кг			
6,5	0,20	465–470	505–510	555	490–515
7,5	0,45	470–475	500–505	555	500–520

Общая теплота кристаллизации сплава определяется на основе этих значений в зависимости от количества  $\alpha$ -фазы, двойной и тройной эвтектики. При равновесных условиях скрытая теплота кристаллизации (в расчете на единицу массы сплава)  $\alpha$ -фазы  $L_{\alpha}$  в зависимости от содержания кремния и магния изменяется в пределах 0–215 кДж/кг, двойной эвтектики  $L_{\text{с}}^{\text{Д}}$  ( $e_1$ ) – от 0 до 240 кДж/кг, двойной эвтектики  $L_{\text{с}}^{\text{Д}}$  ( $e_2$ ) – от 0 до 170 кДж/кг, тройной  $L_{\text{с}}^{\text{Т}}$  – от 0 до 255 кДж/кг.

В результате проведенных расчетов выявлена четкая зависимость тепловых характеристик сплавов при равновесной кристаллизации от положения на диаграмме состояния.

Влияние неравновесного характера кристаллизации на изучаемые теплофизические параметры и возможность выделения неравновесных фаз оценивается на основе учета полного или частичного подавления диффузионных процессов в твердой фазе.

В работе установлено, что изменение состава и количества выделяющихся структурных составляющих при неравновесных условиях приводит к изменению количества выделяемой скрытой теплоты кристаллизации, в результате чего общая теплота кристаллизации сплавов при неравновесных условиях достигает 520 кДж/кг (при равновесных условиях – 495 кДж/кг) за счет уменьшения доли  $\alpha$ -фазы и двойной эвтектики и увеличения вклада теплоты кристаллизации тройной эвтектики.

В шестой главе с помощью численного моделирования процессов затвердевания проведено исследование объемных изменений, происходящих в сплавах при переходе из жидкого состояния в твердое.

На основе термодинамического расчета доли твердой фазы и с учетом характера выделяющихся фаз при равновесной кристаллизации (главы 2, 4) получена формула для моделирования многофазной объемной усадки при затвердевании многокомпонентных сплавов системы Al–Si–Mg:

$$\varepsilon_{V3} = \alpha_{V\mathcal{E}} \int_{\dot{O}_c}^{\dot{O}_\mathcal{E}} m_{\mathcal{E}} dt + \sum_n \alpha_{VT}^i \int_{T_n}^{\dot{O}_\mathcal{E}} m_T^i dt + \sum_n \varepsilon_{V\phi}^i \int_{T_e}^{\dot{O}_n} dm_{\phi}^i. \quad (10)$$

где  $\alpha_{V\mathcal{E}}$ ,  $\alpha_{VT}^i$  - средний температурный коэффициент объемной усадки жидкой фазы и  $i$ -ой твердой фазы, состав которых изменяется в процессе затвердевания,  $m_{\mathcal{E}}$  - количество жидкой фазы в интервале температур  $T_n - T_c$ ,  $m_T^i$  - количество  $i$ -ой твердой фазы, выделяющейся в процессе кристаллизации в температурном интервале ее образования,  $\varepsilon_{V\phi}^i$  - объемная усадка при фазовом превращении. Индекс  $i$  принимает значения от 1 до  $n$ , где  $n$  - общее количество выделяющихся фаз различного состава, отличающихся величиной  $\alpha_{VT}^i$ ,  $\varepsilon_{V\phi}^i$  и температурным интервалом выделения. Для системы Al–Si–Mg в сплавах I группы  $i=(\alpha, e_1)$ ; II- $i=(\alpha, e_1, E_1)$ , III-  $i=(\alpha, E_1)$ , IV- $i=(\alpha, e_2, E_1)$ .

Коэффициенты объемной усадки фаз и структурных составляющих системы Al–Si–Mg

Жидкое состояние	Твердое состояние					
	$\alpha$ -фаза	Si	Mg <sub>2</sub> Si	$e_1$	$e_2$	E <sub>1</sub>
Коэффициенты усадки, 1/град						
$\alpha_{VЖ}, 10^{-6}$	$\alpha_{VT}^i, 10^{-6}$					
162	99,6	12,45	34,5	88,2	98,2	–
Усадка фазового перехода $\varepsilon_{VФ}^i$						
–	0,069	-0,116	0,189	0,049	0,085	0,066

Значения коэффициентов усадки, приведенные в табл.2, получены на основе обобщения экспериментальных данных, приводимых в различных источниках, и использованы для моделирования температурного хода объемных изменений сплавов и оценки величины усадки на различных этапах процесса затвердевания (табл.3).

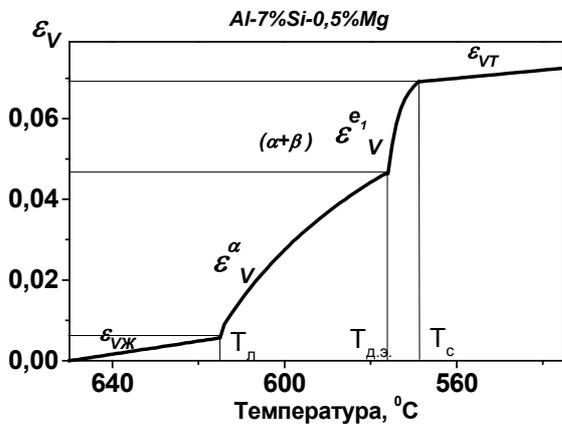


Рис.8. Изменения объемной усадки в жидком состоянии, при затвердевании и в твердом состоянии в зависимости от фазового состава

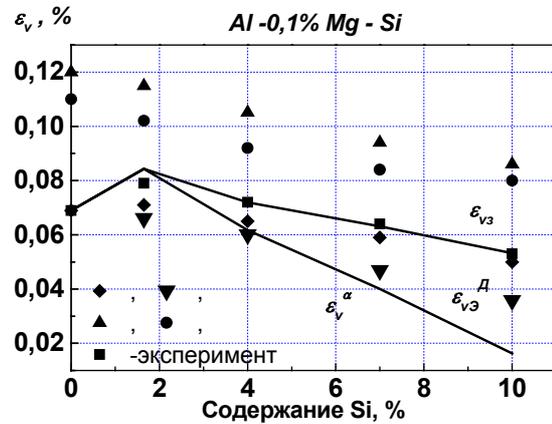


Рис.9. Объемные изменения при затвердевании сплавов Al–Si–Mg в зависимости от изменения содержания кремния

С учетом изменения количества жидкой и твердой фазы, полученного из термодинамического расчета, на основе соотношения (10) установлено, что относительная объемная усадка остаточной жидкой фазы  $\varepsilon_{VЭ}$  и образующейся твердой фазы  $\varepsilon_{VT}$  зависит от темпа выделения твердой фазы и температурного

интервала процесса усадки соответствующей структурной составляющей. По этой причине обычно принимаемый коэффициент  $\frac{1}{2}$  у первого и второго члена в формуле (10) не является корректным при точных расчетах.

На рис.8 представлена изменение в зависимости от температуры объемной усадки сплава Al–7%Si–0,5%Mg, включающей объемную усадку при затвердевании  $\varepsilon_{V3}$  в виде суммы усадки отдельных структурных составляющих:  $\varepsilon_V^\alpha$  - усадки  $\alpha$ -раствора и  $\varepsilon_V^{e_1}$  - усадки двойной эвтектики  $e_1$ , ход которых определяется темпом выделения соответствующей твердой фазы, вследствие чего объемные изменения в сплаве имеют немонотонный характер.

При оценке влияния содержания компонентов в сплаве на величину объемной усадки при затвердевании получены зависимости (рис.9), свидетельствующие о том, что для сплавов, содержащих в своем составе различные структурные составляющие (определяются содержанием кремния и магния), общая усадка складывается из усадки отдельных структурных составляющих и их вклад зависит от величины соответствующих температурных интервалов фазовых превращений и количества образующихся фаз (рис.4,6). При увеличении содержания кремния и магния в сплаве происходит изменение доли  $\alpha$ -раствора, двойной и тройной эвтектики ее вклада в общую усадку.

Таблица 3.

Объемная усадка сплавов Al –7%Si-Mg

Параметр	Содержание магния, %			
	0,5	1,0	3,0	3,5
$\varepsilon_V^\alpha$ , %	3,49	4,04	4,30	3,72
$\varepsilon_V^{e_1}$ , %	2,58	1,71	0	0
$\varepsilon_V^{e_2}$ , %	0	0	0	0,89
$\varepsilon_V^{E_1}$ , %	0	0,48	1,60	1,35
$\Delta t_{\text{инт}}$ , К	49	56	48	46
$\varepsilon_{V3}$ , %	<b>6,08</b>	<b>6,23</b>	<b>5,90</b>	<b>5,96</b>

Сопоставление результатов расчетов с экспериментальными данными по различным литературным источникам (рис.9) указывает на то, что предложенная методика дает результаты, удовлетворительно согласующиеся с практикой, и может быть эффективно использована при разработке литейной технологии.

## **ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ.**

1. На основе термодинамической модели для системы литейных сплавов Al–Si–Mg получены параметры сплавов, необходимые для технологических расчетов – величина температурного и концентрационного интервала затвердевания, рассчитан фрагмент поверхности ликвидуса, ход и темп кристаллизации, коэффициенты распределения элементов в зависимости от температуры и состава. Исследование хода равновесной кристаллизации позволило разделить исследованные сплавы по типу формирующейся структуры на четыре группы, отличающиеся по характеру выделяющихся фаз на последовательных этапах кристаллизации.
2. На основе энтальпийного анализа кристаллизации сплавов системы Al–Si–Mg установлены количественные значения и немонотонный характер влияния кремния и магния на теплоту кристаллизации силуминов в зависимости от положения сплава на диаграмме состояния в соответствии с изменением температурного интервала затвердевания, который определяет величину вклада физической теплоты, и долей структурных составляющих, определяющих величину вклада скрытой теплоты кристаллизации.
3. При неравновесной кристаллизации, позволяющей получить наиболее адекватное отображения реального процесса кристаллизации, происходит изменение количественного соотношения структурных составляющих, смещение температуры солидуса и, соответственно, изменение температурного интервала кристаллизации, вследствие чего изменяется соотношение компонентов выделяющейся теплоты кристаллизации и величина объемной усадки при затвердевании.

4. С использованием результатов моделирования многофазной кристаллизации исследуемых сплавов установлены количественные значения объемной усадки при затвердевании в зависимости от положения сплава на диаграмме состояния в соответствии с изменением температурного интервала кристаллизации, количества выделяющихся фаз и природы каждой фазы, определяющей усадку фазового перехода.

5. Результаты работы обосновывают необходимость и эффективность применения аппарата термодинамического моделирования и разработанных программных средств для информационного обеспечения моделей САПР ЛТ надежными данными о свойствах литейных сплавов с целью получения результатов моделирования, наиболее адекватно отражающих реальное поведение литого металла.

**Основные положения диссертации опубликованы в следующих работах:**

1. С.В. Ермакова, Голод В.М. Термодинамическое исследование влияния кремния и магния на теплофизические свойства сплавов системы Al-Si-Mg - XXVIII неделя науки СПбГТУ. Ч. II.: Мат. межвуз. науч. конф. - СПб.: СПбГТУ, 1999. - С. 102-103.
2. С.В. Ермакова, Голод В.М. и др. Сравнительный анализ равновесной и неравновесной кристаллизации сплавов на основе Al-Si-Mg. - XXIX неделя науки СПбГТУ. Мат. межвуз. науч. конф. Часть III. – СПб., СПбГТУ, 2000. – С. 114-115.
3. Ермакова С.В., Голод В.М. Объемные изменения при кристаллизации силуминов с добавками магния. XXX неделя науки СПбГТУ. Мат. межвуз. науч. конф. Часть IV. – СПб., СПбГТУ, 2001. – С. 114-115.
4. Савельев К.Д., Голод В.М., Луковников Д.А., Ермакова С.В., Горн Э.П. Применение термодинамического моделирования литейных сплавов // Литейное производство. 2001. № 6. С.26 - 30.
5. Ермакова С.В., Голод В.М. Численный расчет объемной усадки сплавов системы Al-Si-Mg при их затвердевании. Всерос. науч.-практ. конф. Ли-

тейное производство сегодня и завтра. Тезисы докладов. – СПб, 2001г.С.154-156.

6. Ермакова С.В., Голод В.М. Определение плотности и суммарного объема пор в отливках из силумина. Материалы 3-й Всероссийской научно-практической конференции. Литейное производство сегодня и завтра.2002г.С.132-134.