

На правах рукописи
УДК 621.746.625.19.8

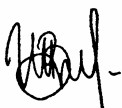
Вольнов Илья Николаевич

**РАЗРАБОТКА МЕТОДА РАСЧЁТА КИНЕТИКИ
КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ОТЛИВОК ИЗ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ**

Специальность 05.16.04 – Литейное производство

АВТОРЕФЕРАТ

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



Москва 2005

Работа выполнена в Московском государственном техническом
университете им. Н.Э. Баумана

Научный руководитель:

заслуженный деятель науки и техники
РСФСР, доктор технических наук,
профессор Баландин Геннадий
Фёдорович

Официальные оппоненты:

доктор технических наук,
профессор Романов Лев Михайлович;
кандидат технических наук,
профессор Маляров Аркадий Ильич.

Ведущее предприятие:

ФГУП «ЦНИИТМАШ»

Защита диссертации состоится «25» мая 2005 г., в — часов
на заседании диссертационного совета Д212.141.04 при МГТУ им. Н.Э. Бау-
мана по адресу: 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д.5.

Ваш отзыв на автореферат в одном экземпляре, заверенный печатью,
просим высылать по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ им. Н.Э. Бау-
мана.

Телефон для справок: 267-09-63.

Автореферат разослан «20» 04 2005 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета
кандидат технических наук, доцент

Семёнов В.И.

Семёнов В.И.

Подписано в печать 1042005 Объём 1.0 п.л. Заказ № 98 Тираж 100 экз.
Типография МГТУ им. Н.Э. Баумана



899

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Научно-технический прогресс машиностроения обуславливает стремительное повышение требований к служебным и технологическим свойствам отливок и заставляет литейщиков обращаться к принципам, методам и средствам фундаментальных и технических наук для решения новых и сложных задач современного литейного производства – получение отливок с заданными свойствами. Процессом, ответственным за формирование большинства свойств отливок, является затвердевание, которое происходит в результате зарождения и роста кристаллов в охлаждающемся расплаве. От числа, скорости, формы роста кристаллов и их преимущественной ориентировки в теле отливки зависит её кристаллическое строение и, следовательно, её важнейшие служебные и технологические свойства. Фундаментальная научно-техническая проблема литейного производства – улучшение качества отливок и получение их с заданным набором свойств сводится к проблеме управления процессом формирования отливки вообще и её кристаллического строения в частности. Процесс формирования отливки следует рассматривать в целом, и, прежде всего, необходимо учесть кинетику процессов зарождения и роста кристаллов.

Теплокинетическая теория формирования отливки, разработанная Г.Ф. Баландиным и учитывающая кинетику процессов зарождения и роста кристаллов хорошо развита для однофазных сплавов. В ней решены принципиально важные задачи объёмной и последовательной кристаллизации отливки из однофазного сплава и установлены зависимости между режимами литья, свойствами сплава и характеристиками кристаллического строения. При использовании ряда допущений и в частности подобия кристаллизации однофазных и эвтектических сплавов теплокинетическая теория распространяется также на область эвтектик.

Развитие общей теории эвтектической кристаллизации в последней четверти XX столетия привело к выработке новых представлений о строении и формировании эвтектических структур, которые только начинают применяться в теплокинетической теории формирования отливки.

Дальнейшее повышение качества отливок из эвтектических сплавов возможно при непосредственном рассмотрении на теплокинетическом уровне затвердевания отливок из различных эвтектических сплавов с использованием современных положений общей теории эвтектической кристаллизации. Результатом этого рассмотрения должны стать количественные зависимости между характеристиками кристаллического строения отливок, физическими и кинетическими свойствами эвтектических сплавов и условиями литья.

Цель работы. Разработка метода расчета кинетики кристаллизации отливок из различных эвтектических сплавов для управления процессом формирования их кристаллического строения и повышения качества.

* В работе эвтектики разделены на нормальную и абнормальную. В нормальной бинарной эвтектике обе эвтектические фазы в процессе кристаллизации имеют непосредственный контакт с расплавом, в абнормальной (высокопрочный чугун) – только одна.

Научная задача – установление количественных зависимостей между характеристиками кристаллического строения тела отливки с одной стороны и теплофизическими и кинетическими характеристиками эвтектических сплавов и режимами литья с другой.

Методы исследования. В работе применены теоретические и экспериментальные методы исследования. Теоретические исследования связаны с разработкой математических моделей и использованием их для расчета кинетики процесса формирования кристаллического строения отливок из различных эвтектических сплавов. Экспериментальные исследования выполнены для оценки достоверности математических моделей, которую проводили сравнением результатов натуральных и численных экспериментов, а также для определения кинетических коэффициентов эвтектических сплавов.

В работе защищаются следующие научные положения:

1. Расчет условий теплообмена в многофазной твердожидкой зоне фронта кристаллизации отливки из эвтектического сплава может быть выполнен на основе осредненного уравнения теплопереноса;
2. Кинетика эвтектической кристаллизации может быть рассчитана методом геометрического моделирования процессов зарождения, роста и взаимодействия в процессе совместного роста однофазных кристаллов и эвтектических зерен с учетом тепловой обстановки в расплаве и диффузионного перераспределения компонентов сплава между жидкой и твердой фазами.

Научная новизна. В работе получены следующие научные результаты:

1. Осредненные уравнения тепло- и массопереноса – уравнения для средней температуры и концентрации малого объема многофазной твердожидкой зоны фронта кристаллизации отливки из эвтектического сплава.
2. Математические модели кристаллизации отливки из различных эвтектических сплавов, включающие осредненное уравнение теплопереноса и моделирование процессов зарождения, роста и взаимодействия в процессе совместного роста однофазных кристаллов и эвтектических зерен.
3. Развита представления о кристаллическом строении отливок на основе новой структурной единицы, представляющей собой ансамбль эвтектических зерен с монокристаллической ведомой фазой.
4. Для отливок из высокопрочного чугуна определены теплокинетические условия получения в структуре заданного количества эвтектических зерен и предотвращения отбела.

Практическая ценность работы в том, что математические модели, алгоритмы их численного решения и метод определения кинетических коэффициентов сплавов, реализованы в виде двух пакетов прикладных программ для расчета кинетики кристаллизации отливок из нормальных эвтектических сплавов и высокопрочного чугуна.

Реализация работы в промышленности. Разработанный пакет программ для расчета кинетики кристаллизации отливок из высокопрочного чугуна был передан в литейный отдел ФГУП «ЦНИИТМАШ». Результаты расчетов использованы для повышения качества центробежнолитых втулок

мощных дизелей, изготавливаемых на ОАО «Турбомоторный завод» (г. Екатеринбург).

Апробация работы. Материалы диссертации докладывались и обсуждались:

- на психолого-педагогической практике аспирантов МГТУ им. Н.Э. Баумана на кафедре «техническая педагогика» ЭЦП и ПКП МГТУ (Москва, 1997 г.);
- на второй всероссийской конференции «Необратимые процессы в природе и технике» (Москва, 2003 г.);
- на заседаниях кафедры «Литейные технологии» МГТУ им. Н.Э. Баумана (Москва, 1997-2004 гг.);

Публикации. Основное содержание диссертации опубликовано в четырех научных работах.

Объем работы. Диссертация состоит из введения, 5 глав, общих выводов по работе, списка использованной литературы и приложения. Работа изложена на 170 страницах машинописного текста, содержит 59 рисунков и 4 таблицы. Список литературы включает 100 наименований российских и зарубежных авторов.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В первой главе проведён анализ литературных данных по теориям эвтектической кристаллизации и установлены семь основных положений:

1. Эвтектическая кристаллизация осуществляется путем зарождения и роста эвтектических зерен.
2. Эвтектическое зерно (ЭЗ) – двухфазный бикристаллит.
3. Зарождение ЭЗ инициирует только одна из фаз, называемая базовой*.
4. Процесс эвтектической кристаллизации начинается с контакта кристаллов обеих фаз, который осуществляется, или зарождением одной фазы на (около) поверхности другой, или её прививкой.
5. Формирование ЭЗ нормальной эвтектики на возникшем бикристаллитном основании осуществляется через совместный рост эвтектических партнеров, важнейшей особенностью которого является дендритное разветвление.
6. Если на первичном кристалле базовой фазы зарождается вторая фаза эвтектики, то на нем формируется по преимуществу одно новое ЭЗ. Если на первичном кристалле ведомой фазы зарождаются кристаллы базовой фазы, то каждый из них становится центром нового ЭЗ – на первичном кристалле формируется по преимуществу несколько ЭЗ.
7. Если на первичный кристалл базовой фазы прививается вторая фаза эвтектики, то на нем формируется одно новое ЭЗ. Прививка на первичный кристалл, относящийся к ведомой фазе, к формированию на нем нового ЭЗ не приводит.

Рассмотрены существующие способы расчета кинетики кристаллизации

* Базовая фаза не только инициирует процесс эвтектической кристаллизации, но и ведёт его, поэтому её называют также ведущей.

и определения доли твердой фазы ψ в процессе затвердевания. Из их анализа следует, что использование кинетического уравнения А.Н. Колмогорова для описания кристаллизации эвтектических сплавов приводит к ошибке в определении ψ , превышающей допустимый в инженерных расчетах уровень. В связи с этим показана актуальность применения другого подхода, базирующегося на методе И.Л. Миркина – методе моделирования процессов зарождения кристаллов, их роста и взаимодействия в процессе совместного роста. Далее данный метод назван методом геометрического моделирования.

Во второй главе разработан метод геометрического моделирования кинетики эвтектической кристаллизации. Двумерное моделирование состоит в сопоставлении объема расплава некоторой плоскости определённой площади. Время кристаллизации $t_{кр}$ разбивается на $i = t_{кр} / \Delta t$ интервалов Δt , в каждом из которых выполняется геометрическое построение – отображение в плоскости моделирования первичных кристаллов и эвтектических зёрен в соответствии с их положением на этой плоскости. В той части плоскости, которая к моменту времени t_i не занята кристаллами, определяется возможность зарождения новых кристаллов их количество и положение. Функция ψ_i в любой момент времени выражается как доля площади занятой кристаллами в общей площади плоскости моделирования. В геометрических построениях использована единая модель формы для однофазных кристаллов и эвтектических зерен – сфера (круг на плоскости).

Рассмотрены закономерности зарождения и роста первичных кристаллов и эвтектических зёрен. Линейная скорость роста первичных кристаллов задается выражением:

$$v = K_v (\Delta T)^\mu,$$

где K_v, μ – кинетические коэффициенты. Переохлаждение ΔT на фронте роста сферического кристалла радиуса R связано с концентрацией расплава на этом фронте $C_i(R, t)$ и температурой T_m соотношениями:

$$\Delta T(R, t) = T_i(R, t) - T_m; \quad T_i(R, t) = T_0 - m_i C_i(R, t),$$

где T_i и T_0 – температуры ликвидуса сплава и кристаллизации компонента сплава – основы первичных кристаллов; m_i – тангенс угла наклона линии ликвидуса к оси абсцисс на диаграмме состояния сплава. На рис. 1 схематично показаны концентрационные поля в кристалле, растущем в однородном температурном поле T_m , и в расплаве вокруг него; неоднородность концентрации $C_i(r, t)$ вызывает неоднородность температуры ликвидуса $T_i(r, t)$ и переохлаждения $\Delta T(r, t)$.

Концентрация $C_i(R, t)$ определяется из решения диффузионной задачи о перераспределении растворенного компонента сплава в кристалле и окружающем его расплаве, которая для цилиндрической системы координат записывается следующим образом:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial C_i}{\partial t} - v_i \frac{\partial C_i}{\partial r} &= D_i \left(\frac{\partial^2 C_i}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial C_i}{\partial r} \right); \\ D_s \rho_s \frac{\partial C_s(R, t)}{\partial r} - D_l \rho_l \frac{\partial C_l(R, t)}{\partial r} &= v_{s/l} (\rho_l - k \rho_s) C_l(R, t); \\ C_s(r, 0) &= k C_0; \quad C_l(r, 0) = C_0; \quad \frac{\partial C_s(0, t)}{\partial r} = 0; \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

$$\frac{\partial C_l(\infty, t)}{\partial r} = 0; \quad (2)$$

$$\frac{\partial C_l(R'', t)}{\partial r} = 0, \quad (3)$$

где D, ρ, C – коэффициент диффузии, плотность и концентрация в твердой ($i = s$) и жидкой ($i = l$) фазах; k – коэффициент распределения; R, R'' – радиусы кристалла и его диффузионного слоя; C_0 – исходная концентрация расплава; t, r – время и координата. Радиус R'' определяется из условия $C(R'', t) \geq 0,01 \cdot [C(R, t) - C_0]$.

В задаче (1) используются два варианта (2) и (3) одного граничного условия. Условие (2) отвечает свободному росту кристалла в расплаве, условие (3) – взаимодействию с диффузионными слоями соседних кристаллов. Для каждого кристалла существуют периоды времени, когда его скорость

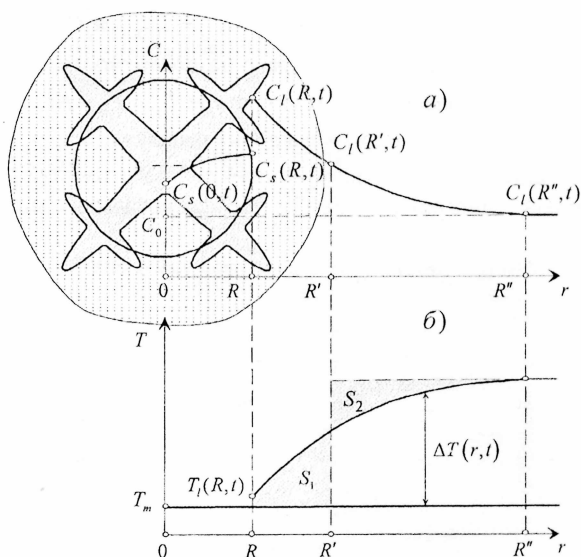


Рис. 1. Неоднородность концентрации (а) и переохлаждения (б) в расплаве перед фронтом растущего в однородном температурном поле T_m первичного кристалла сферической формы радиуса R

определяется в соответствии с каждым граничным условием в отдельности и с обоими вместе.

Первичные кристаллы зарождаются в объеме расплава случайно и равномерно, объемная скорость их образования задается выражением:

$$n = K_n (\Delta T - \Delta T')^v,$$

где K_n, v – кинетические коэффициенты, $\Delta T'$ – интервал метастабильности. Так как $n(\Delta T)$ по толщине диффузионного слоя неоднородно, то для упрощения моделирования диффузионный слой разбит на две части (рис. 1, б), так что площади S_1 и S_2 равны между собой. При этом в слое $R - R'$ кристаллы не зарождаются, а в слое $R' - R''$ – зарождаются случайно и равномерно так же как, в глубине расплава.

Выражение для линейной скорости роста зерна нормальной эвтектики следует из решения двумерной диффузионной задачи о перераспределении компонентов сплава в расплаве перед двухфазным фронтом кристаллизации:

$$v = K_{vE} \Delta T^2, \quad (4)$$

где K_{vE} – постоянная сплава.

Для эвтектического зерна (ячейки) чугуна с шаровидным графитом линейные скорости роста оболочки аустенита (γ) и включения графита (g) определяются из выражений:

$$v_{\gamma/II} = K_v^{\gamma} (\Delta T_{I/\gamma})^2; \quad v_{g/\gamma} = K_v^g (\Delta T_{\gamma/g})^2.$$

Переохлаждения связаны с концентрациями соотношениями:

$$\Delta T_{I/\gamma} = T_{(B)} - m_I C_{I/\gamma} - T_m; \quad \Delta T_{\gamma/g} = T_{(E)} - m_g C_{\gamma/g} - T_m,$$

где $C_{I/\gamma}$ и $C_{\gamma/g}$ – концентрации расплава на поверхности аустенита и аустените на поверхности графита при температуре $T_m = T_E - \Delta T_E$. Здесь T_E – температура эвтектики; ΔT_E – переохлаждение расплава; $m_I, m_g, T_{(B)}, T_{(E)}$ – соответственно тангенсы углов наклона линий BC, ES и температуры в точках B, E на фазовой диаграмме Fe-C. Переохлаждения на поверхностях

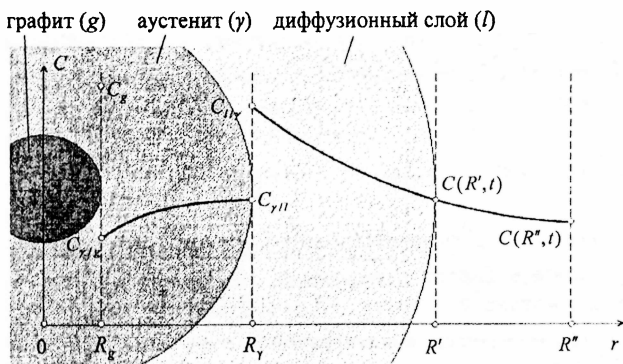


Рис. 2. Схема эвтектической ячейки чугуна с шаровидным графитом

графит-аустенит и аустенит-расплав определяются из решения диффузионной задачи, подобной (1)-(3), но поставленной для роста эвтектической ячейки чугуна с шаровидным графитом (рис. 2).

Для формализации процесса перехода от первичной кристаллизации к эвтектической (пункт 6 основных положений) предложены кольцевая и лепестковая модели. Так как отображение лепестковой модели сопряжено с определёнными техническими трудностями, то для упрощения геометрических построений используется эквивалентная ей кольцевая модель (рис. 3).

Моделирование кинетики кристаллизации нормального эвтектического сплава включает следующие этапы (кинетика кристаллизации высокопрочного чугуна рассмотрена в гл. 5).

1. На каждом шаге расчета Δt выполняется геометрическое построение первичных кристаллов и эвтектических зёрен.
2. Первичные кристаллы отображаются с диффузионным слоем R'' .
3. Анализируется фронт диффузионного слоя R'' кристаллов и определяется его доля ξ , находящаяся в пересечении с диффузионными слоями соседних кристаллов и эвтектическими зёрнами.
4. Линейная скорость роста первичных кристаллов определяется по формуле:

$$v = K_v [\Delta T_{12}^\mu (1 - \xi) + \Delta T_{13}^\mu \xi],$$

где ΔT_{12} и ΔT_{13} – переохлаждения на поверхностях кристалла для (2) и (3) граничных условий задачи (1). Линейная скорость роста эвтектических зёрен определяется по формуле (4).

5. Определяется $N = K_n \cdot (\Delta T - \Delta T')^\nu \cdot V(R') \cdot \Delta t$ – число первичных кристаллов, зародившихся за Δt в расплаве вне R' , и место положения каждого.
6. Анализируется тепловое и концентрационное условия на поверхности

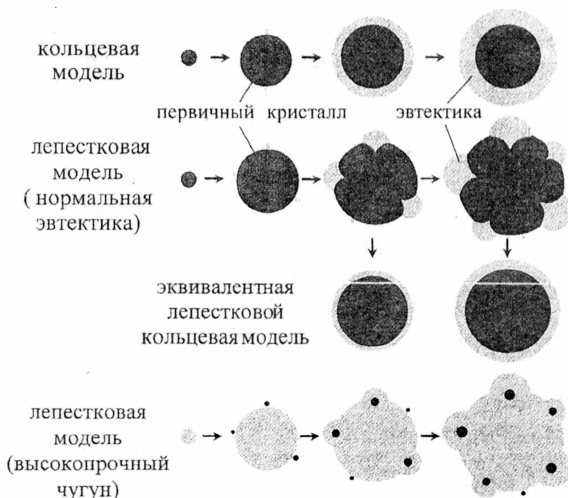


Рис. 3. Кольцевая и лепестковая модели эвтектической кристаллизации

первичных кристаллов для определения момента зарождения второй фазы эвтектики. В зависимости от принадлежности первичных кристаллов к базовой фазе процесс развивается по одному из направлений, показанных на рис. 3.

7. Если первичный кристалл относится к базовой фазе и вступает в контакт с эвтектической, то это расценивается как прививка на него второй фазы и зарождение нового эвтектического зерна.

Разработан алгоритм и написана программа для компьютерной реализации данного метода моделирования, достоверность которого установлена его сопоставлением с уравнением А.Н. Колмогорова для случая изотермической кристаллизации чистого металла.

Метод моделирования кинетики кристаллизации использован для разработки рекомендаций по снижению ошибки в определении ψ по уравнению А.Н. Колмогорова для кристаллизации сплавов с диффузионным механизмом роста кристаллов. Показано, что при использовании в этом уравнении средней линейной скорости роста кристаллов и эффективной скорости их зарождения, ошибка снижается до 5%. В диссертационной работе предложен способ расчета указанных скоростей.

Из анализа основных положений общей теории эвтектической кристаллизации установлено, что в отливках из эвтектических сплавов помимо структурных единиц – первичный кристалл и эвтектическое зерно – имеет место еще одна, до сих пор не описанная в литературе, и, названная в данной работе ансамблем эвтектических зерен. Признак объединения эвтектических зерен в ансамбль – монокристаллитность ведомой фазы. Управление числом и размерами ансамблей открывает дополнительный ресурс повышения качества отливок из эвтектических сплавов. Если первичные кристаллы – базовая фаза – число ансамблей эвтектических зерен равно числу первичных кристаллов, если – ведомая фаза – увеличение (уменьшение) числа ансамблей связано с повышением (понижением) вероятности самопроизвольного зарождения кристаллов второй эвтектической фазы и снижением (повышением) числа прививок этой фазы на первичные кристаллы.

В третьей главе разработаны математические модели кристаллизации отливки из различных эвтектических сплавов. Рассмотрена общая математическая схема И.Л. Воробьева теории формирования отливки. Данная схема составлена для кристаллизации однофазных сплавов и включает уравнения тепло- и массопереноса для средней по кристаллу и окружающему его расплаву температуре и концентрации. Уравнения переноса в такой форме записи называют осредненными. В диссертационной работе математическая схема И.Л. Воробьева распространена на область эвтектик – выведены осредненные уравнения тепло- и массопереноса для средней температуры и концентрации малого объема многофазной твердожидкой зоны фронта кристаллизации отливки из эвтектического сплава. Осреднение выполнено по объему, для характерного размера d которого справедливо условие: $r \ll d \ll R$, где r – средний размер одного кристалла, R – размер двухфазной зоны отливки.

Получены уравнения:

$$\sum_{i=1}^4 \left\{ c_i \rho_i \frac{\partial \omega_i < T >_i}{\partial t} + \frac{c_i \rho_i}{V} \int_{S_i} T_{Si} \mathbf{n}_{Si} \frac{d\mathbf{r}_{Si}}{dt} dS + \operatorname{div}(c_i \rho_i \omega_i < T \bar{v} >_i) + \frac{c_i \rho_i}{V} \int_{S_i} T_{Si} \bar{v}_{Si} \mathbf{n}_{Si} dS - \operatorname{div}(\nabla \lambda_i \omega_i < T >_i) - \frac{1}{V} \operatorname{div}(\lambda_i \int_{S_i} T_{Si} \mathbf{n}_{Si} dS) \right\} = \sum_{j=1}^3 L_j \rho_j \frac{\partial \omega_j}{\partial t}; \quad (5)$$

$$\sum_{i=1}^4 \left\{ \frac{\partial \omega_i < C >_i}{\partial t} + \operatorname{div}(\omega_i < C \bar{v} >_i) - \operatorname{div}(D_i \nabla \omega_i < C >_i) + \frac{1}{V} \int_{S_i} C_{Si} \bar{v}_{Si} \mathbf{n}_{Si} dS \right\} + \sum_{j=1}^3 \operatorname{div}(D_j C_{Sj} \nabla \omega_j) + \operatorname{div}(D_4 \nabla \zeta \omega_4) = 0, \quad (6)$$

где $\omega_i = V_i / V$ – доля объёма V_i i фазы в объёме осреднения V ; $i = 1, 2, 3, 4$, 1 – первичные кристаллы фазы A бинарного сплава $A-B$, 2 и 3 – фазы A и B , входящие в состав эвтектики, 4 – расплав; $c, \bar{v}, \lambda, L$ – удельная теплоемкость, скорость перемещения, теплопроводность и удельная теплота кристаллизации соответственно; $< T >_i$ и $< C >_i$ – среднеобъемные значения температуры и концентрации в i фазе; $\mathbf{n}_{Si}$ – вектор внешней нормали к поверхности S_i ; $j = 1, 2, 3$ – индекс твёрдой фазы; ζ – средняя концентрация расплава на поверхности S_4 .

В уравнениях (5), (6) присутствуют члены, позволяющие исследовать влияние на процесс формирования отливки таких факторов как:

- 1) подвижность кристаллов в двухфазной зоне;
- 2) потоки теплоты и вещества, обусловленные фазовой усадкой;
- 3) потоки вещества, связанные с неоднородностью распределения фаз;
- 4) поток теплоты, обусловленный изменением объёмного отношения фаз в эвтектике;
- 5) поток вещества, связанный с различием в объёме двухфазной зоны средней концентрации расплава на поверхности S_4 .

Разработаны математические модели кристаллизации отливки из нормального эвтектического сплава и высокопрочного чугуна, в которых теплоперенос при затвердевании задан осредненным уравнением, кинетика кристаллизации – геометрическим моделированием, а массоперенос – диффузионной задачей (1)–(3) в рамках геометрического моделирования.

Четвертая глава посвящена компьютерному моделированию кинетики объёмной кристаллизации отливки из модельного нормального эвтектического сплава $Sn+Pb$ на разработанном для этой цели пакете программ. Пакет программ состоит из двух основных модулей: расчета кинетики кристаллизации и определения значений кинетических коэффициентов сплавов. Первый модуль построен на математической модели объёмной кристаллизации отливки из нормального эвтектического сплава. Решение дифференциальных уравнений тепло- и массопереноса модели выполняется численно по неявной конечно-разностной схеме с решением системы алгебраических уравнений методом прогонки. Во втором модуле значения кинетических коэффициентов

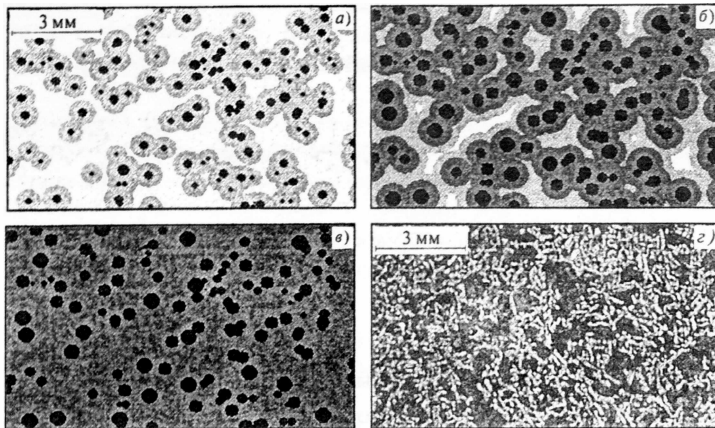


Рис. 4. Этапы (а,б,с) моделирования кристаллизации отливки из сплава $Sn+Pb$ (Sn - 33,1% вес.) и её микроструктура (г): а - 200 с; б - 500 с; в - 600 с

сплавов определяются симплексным методом оптимизации с автоматическим выбором шага по экспериментальным данным – температурной кривой кристаллизации и числу кристаллов в теле отливки.

Адекватность разработанного метода моделирования проверяли сопоставлением результатов, полученных с его помощью, с результатами специально поставленных для этой цели экспериментов по термометрированию процесса кристаллизации отливки из эвтектического сплава $Sn+Pb$. Этапы моделирования кристаллизации цилиндрической отливки $\varnothing 36$ мм, высотой 124 мм из сплава $Sn+Pb$ с концентрацией олова 33,1% вес. расплавленного и закристаллизованного на воздухе в графитовом тигле с толщиной стенки 8 мм, приведены на рис. 4, а, б, в, где светлым тоном обозначен расплав, темным – первичные кристаллы Sn . Из двух промежуточных тонов более светлым обозначен диффузионный слой первичных кристаллов, более темным – эвтектика. На рис. 4, г приведена также микроструктура отливки: в темном поле эвтектики располагаются первичные кристаллы олова. По числу кристаллов олова имеет место соответствие структур, полученных в расчете и эксперименте. Термограммы кристаллизации в численном и натурном экспериментах качественно и количественно также хорошо согласуются (рис. 5). Хотя математическая модель не учитывает реальной формы кристаллов, она способна вполне удовлетворительно предсказывать температуру кристаллизующегося расплава и количество кристаллов в отливке.

В пятой главе рассмотрена кинетика кристаллизации промышленно важного эвтектического сплава – высокопрочного чугуна. Метод геометрического моделирования кинетики кристаллизации дополнен рядом особенностей характерных для высокопрочного чугуна.

В работе предложено различать два механизма зарождения эвтектических ячеек в зависимости от места возникновения включения графита в

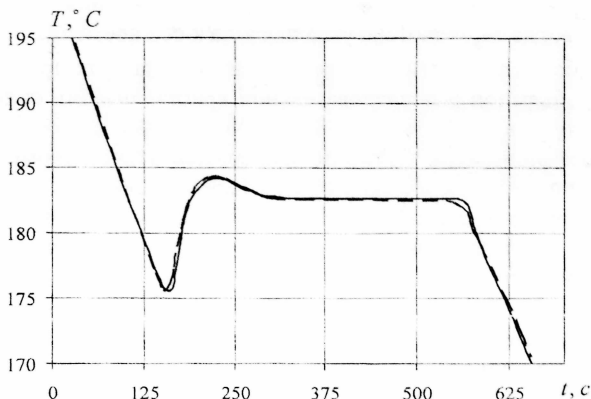


Рис. 5. Термограммы кристаллизации сплава $Sn+Pb$ ($Sn - 33,1\%$ вес.), сплошная линия – эксперимент, штриховая – расчёт

расплаве. При образовании включения в глубине расплава на нем формируется новая эвтектическая ячейка самостоятельным зарождением аустенита на графите. Положение таких ячеек в расплаве случайно и равномерно, а начальный размер графита равен радиусу критического зародыша, при котором начинается эвтектическая кристаллизация. При образовании включения в окрестности первичного кристалла аустенита или эвтектической ячейки (в пересыщенном углеродом расплаве) оно растет, и при достижении размера ~ 10 мкм начинает всплывать, сталкиваясь на пути всплытия с соседними кристаллами (О.А. Комаров). При столкновении происходит прививка аустенита на графит, в результате чего возникает новая эвтектическая ячейка. Принято, что зарождающиеся таким образом ячейки появляются на поверхности аустенит-расплав первичных кристаллов и других эвтектических ячеек случайно и равномерно, а начальный размер графита равен ~ 10 мкм. В качестве меры, разделяющей расплав на две области с различным механизмом образования ячеек, принят фронт диффузионного слоя кристаллов R' .

Другая особенность производства высокопрочного чугуна связана с модифицированием и понятием «времени действия» сфероидизирующего и графитизирующего модификаторов. Известно, что не модифицированный расплав чугуна характеризуется большим числом комплексов графита до критического размера и отсутствием или малым числом комплексов критического и сверх критического размера. Модифицирование изменяет это отношение. Мелкие комплексы объединяются (коагулируют) в более крупные: число последних возрастает за счет уменьшения первых. Выдержка расплава приводит к постепенному возврату его к состоянию до модифицирования. Количественно учесть затухание модифицирования возможно через снижение скорости зарождения эвтектических ячеек в процессе кристаллизации. Для этого в выражение для её определения $n = K_s K_n \Delta T^2$ введена функция $K_s = f(t)$, значение которой находится в пределах от 1 до 0 и со временем

уменьшается. В первом приближении эта функция принята линейной: $K_j = 1 - m_j t$, где m_j – тангенс угла наклона к оси времени.

Разработан алгоритм и написан пакет прикладных программ для расчета кинетики объемной и последовательной кристаллизации отливок из высокопрочного чугуна. В состав пакета включен модуль для определения кинетических коэффициентов чугуна по экспериментальной термограмме кристаллизации и числу эвтектических ячеек в теле отливки.

Для проверки адекватности разработанного метода моделирования, а также для отслеживания затухания модифицирования были поставлены эксперименты по измерению температуры кристаллизации технологических проб для термического анализа и ЭДС кислородно-концентрационного элемента в расплаве в процессе его выдержки. В диссертационной работе приведены условия проведения данных экспериментов и полученные результаты. Сравнение кривых кристаллизации и числа эвтектических ячеек в пробах в численном и натурном экспериментах показало хорошее совпадение.

Разработанный метод расчета кинетики кристаллизации отливок из высокопрочного чугуна позволяет установить количественные зависимости между характеристиками кристаллического строения отливок, свойствами сплава и условиями литья. Кроме того, он может быть использован для анализа условий изготовления отливок и прогноза возможности образования в них эвтектического цементита – отбела.

Высокопрочные чугуны при кристаллизации склонны к глубоким переохлаждениям. Однако температура расплава при этом не должна опуститься ниже температуры метастабильности $T_{мет}$. Иначе в расплаве зарождаются и растут эвтектические зёрна ледебурита (цементит+аустенит), образование которого нежелательно из-за возрастания усадочных дефектов в отливках и необходимости проведения графитизирующего отжига. Температура расплава может опуститься ниже $T_{мет}$ в период начального переохлаждения ($T_{нп} < T_{мет}$) и в последующие периоды кристаллизации. В последнем случае температура окончания кристаллизации всегда будет ниже $T_{мет}$ ($T_{ок} < T_{мет}$). В связи с этим отбел в отливках удобно подразделять на отбел начального переохлаждения (ОНП) и отбел окончания кристаллизации (ООК).

На основе вычислительного эксперимента сформулированы теплокинетические условия получения заданного числа эвтектических ячеек и образования отбела при объёмной кристаллизации отливок из высокопрочного чугуна. Кинетика кристаллизации отливок в общем случае определяется тремя группами параметров:

1. Кинетическими параметрами сплава – каждому химическому составу сплава соответствует свой набор кинетических параметров.
2. Теплофизическими или технологическими параметрами процесса литья.
3. Конструкционными параметрами отливки.

Параметры каждой группы могут быть выражены безразмерными комплексами. Для первой группы – это обобщенные параметры кристаллизации сплава в литейной форме:

$$\Omega_n = \left[\frac{4}{3} \pi K_n (T_E - T_{oc})^3 \mathfrak{R}^2 / a \right]^{1/3} \cdot \mathfrak{R}; \quad \Omega_N = \left(\frac{4}{3} \pi N_3 \right)^{1/3} \cdot \mathfrak{R}; \quad \Omega_v^* = K_v^* \cdot (T_E - T_{oc})^2 \cdot \mathfrak{R} / a,$$

где $T_{oc}, a, \mathfrak{R}, N_3$ – температура окружающей среды, температуропроводность, приведенный размер отливки и число затравок эвтектической кристаллизации в единице объема расплава. Для второй группы: Bi_o – критерий Био или относительная интенсивность процесса теплообмена отливки с литейной формой. Третья группа параметров выражена $\mathfrak{R}$.

Теплокинетическое условие образования ОНП и ООК в отливках состоит в определении в системах координат $(\Omega_N, 0, \Omega_n)$ и $(Bi_o, 0, \mathfrak{R})$ границ, на которых температуры $T_{нл}$ и $T_{ок}$ равны $T_{мет}$. На рис. 6 показаны эти границы при фиксированных Bi_o и $\mathfrak{R}$ ($Bi_o = 0,063$, $\mathfrak{R} = 0,012$ м), а на рис. 7 – при фиксированных Ω_N , Ω_n и Ω_v^* ($\Omega_N = 141,2$, $\Omega_n = 291,7$, $\Omega_v^* = 8,9$) для $T_{мет} = 1121^\circ \text{C}$. Исключение отбела в отливках состоит в выводе соотношения Ω_N , Ω_n (рис. 6) над и правее границы ООК, а соотношения $Bi_o, \mathfrak{R}$ – над и левее той же границы (рис. 7). Фиксированные значения критериев соответствуют условиям литья и свойствам сплава, использованного в экспериментах для проверки адекватности данного метода расчета.

Теплокинетическое условие получения заданного количества эвтектических ячеек в отливке состоит в построении в системах координат $(\Omega_N, 0, \Omega_n)$ и $(Bi_o, 0, \mathfrak{R})$ линии равного числа эвтектических ячеек (РЧЭЯ), которые приведены на рис. 7, 8. На рис. 8 вместе с линиями РЧЭЯ показаны границы ОНП и ООК (тонкая линия), взятые с рис. 6. К линиям РЧЭЯ или частям этих линий, расположенным под границей ООК, следует относиться как к линиям, определяющим верхний предел числа ячеек высокопрочного чугуна в отбеленной структуре отливки. Фактическое их число будет ниже этого предела, так как в расплаве наравне с зарождением и ростом эвтектических ячеек

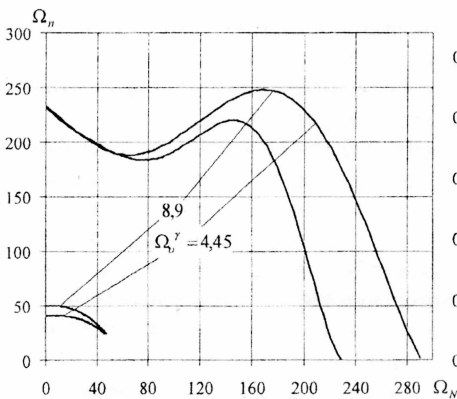


Рис. 6. Границы ОНП (левый нижний угол) и ООК для двух Ω_v^*

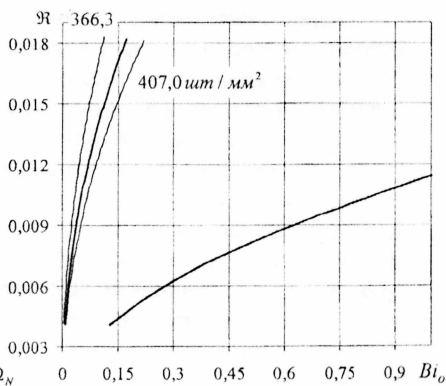


Рис. 7. Границы ОНП (правая кривая) и ООК (левая), тонкие линии – линии РЧЭЯ

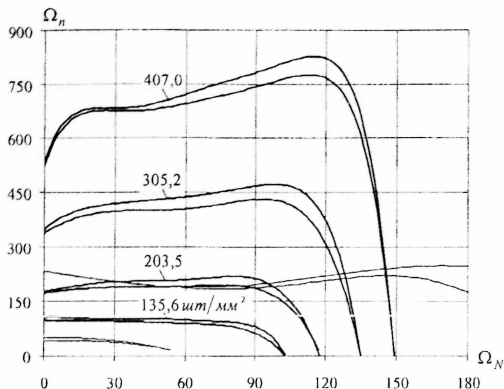


Рис. 8. Линии РЧЭЯ для $\Omega_v^{\gamma} = 8,9$ (верхняя кривая в паре) и $\Omega_v^{\gamma} = 4,45$ (нижняя). Тонкие линии – границы ОНП и ООК

будут зарождаться и расти колонии ледебурита.

Теплокинетические условия позволяют без проведения полного цикла расчетов прогнозировать количество эвтектических ячеек и возможность образования отбела в отливках, а при наличии экспериментальных зависимостей между числом ячеек и служебными свойствами отливок, прогнозировать уровень этих свойств. Из этих условий также могут быть получены рекомендации по изменению параметров процесса литья и свойств сплавов с целью выхода на заданный уровень структуры и свойств отливок.

Пакет прикладных программ для расчета кинетики кристаллизации отливок из высокопрочного чугуна был передан специалистам литейного отдела ФГУП «ЦНИИТМАШ» для промышленного опробования при проведении работ по повышению качества центробежнолитых втулок цилиндров мощных дизелей, изготавливаемых на ОАО «Турбомоторный завод» (г. Екатеринбург).

Отливку (внешний $\varnothing 256$ мм, внутренний $\varnothing 160$ мм) изготавливали из перлитно-ферритного чугуна в разовой песчаной форме с использованием способа центробежного литья. Один из основных видов брака – поверхностный отбел (ОНП) в торцевой зоне корпусной части втулки.

Проведен анализ базового варианта технологии изготовления отливки. Моделировали кинетику кристаллизации отливки на основе тепловой задачи в двухмерной осесимметричной постановке. Первым этапом моделирования было определение кинетических свойств расплава высокопрочного чугуна. Для этого заливали технологическую пробу для термического анализа и по кривой кристаллизации и числу эвтектических ячеек определяли данные свойства. Результаты моделирования показали, что $T_{нп}$ пристеночного слоя металла в торцевой зоне опускается ниже $T_{мет}$.

Технологические мероприятия, позволяющие исключить отбел в отливке, следуют из теплокинетического условия (рис. 6, 7): 1) повышение значений критериев $\Omega_N, \Omega_n, \Omega_v^{\gamma}$, а также расширение температурного интервала

стабильного превращения (графитизации) – снижение $T_{мет}$; 2) снижение Bi_0 ; 3) увеличение $\mathcal{R}$. В качестве основного способа исключения отбела был принят первый – изменение кинетических свойств расплава путем коррекции его химического состава. Повышали значения кинетических постоянных сплава и снижали $T_{мет}$ увеличением содержания в сплаве Si , снижением Cr и Mn . В таблице дано содержание химических элементов, углеродный эквивалент $C_{эк}$, а также N_3 и K_v' в чугунах исходного (№1) и скорректированного (№2) химического состава.

№	%C	%Si	%Mn	%Cr	%S	%P	$C_{эк}$	$N_3, м^{-1}$	$K_v', м \cdot с^{-1} \cdot K^{-2}$
1	3,35	1,9	1,35	<0,2	<0,01	<0,01	3,93	$0,2 \cdot 10^8$	$3 \cdot 10^{-10}$
2	3,35	2,25	1,0	<0,1	<0,01	<0,01	4,05	$0,25 \cdot 10^8$	$5 \cdot 10^{-10}$

Выполнили повторный цикл моделирования для чугуна №2. Определили кинетические свойства расплава заливкой технологической пробы и провели моделирование кристаллизации отливки. В результате получили увеличение температурного запаса $T_{нп} - T_{мет}$ в пристеночном слое расплава, который, например, на расстоянии 20 мм от торца корпусной части втулки составил $10^\circ C$. Такой величины температурного запаса, как показало изготовление пробной партии отливок, достаточно для гарантированного исключения отбела в отливках из чугуна №2. В результате, имевший ранее место на заводе брак по отбелу отливок втулки цилиндра был полностью устранен. Структура и механические свойства чугуна полностью соответствовали требованиям ТУ завода и ГОСТ 28394-89. Скорректированная технология рекомендована для серийного производства втулок цилиндров дизеля ДМ21А.

В приложении представлен акт о промышленном опробовании пакета программ и тексты программ для моделирования кинетики кристаллизации отливок из нормального эвтектического сплава и из высокопрочного чугуна.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ

1. На основе анализа литературных данных установлены основные положения современной общей теории эвтектической кристаллизации.
2. Анализ основных положений общей теории позволил сделать вывод о возможности выделения новой структурной единицы строения тела отливки из эвтектического сплава, названной ансамблем эвтектических зерен. Намечены пути управления числом и размерами ансамблей эвтектических зерен в отливках.
3. На основе современного состояния общей теории эвтектической кристаллизации и с учетом её основных положений разработан метод геометрического моделирования кинетики кристаллизации различных эвтектических сплавов, который включает следующие особенности:
 - а) выделение первичных кристаллов;
 - б) формирование эвтектических зёрен зарождением одной фазы на поверхности другой и её прививкой от соседних эвтектических зёрен;
 - в) различие в кинетике кристаллизации в зависимости от принадлежности

сти первичных кристаллов к базовой фазе.

Разработан алгоритм и написана программа для геометрического моделирования кинетики изотермической эвтектической кристаллизации.

4. Показано, что кинетическое уравнение А.Н. Колмогорова с ошибкой не более 5% применимо для кристаллизации сплавов с диффузионным механизмом роста кристаллов при использовании в нем средней линейной скорости роста кристаллов и эффективной скорости их зарождения. Предложен способ расчета указанных скоростей.
5. Выведены осредненные уравнения тепло- и массопереноса для многофазной твердожидкой зоны фронта кристаллизации отливки из эвтектического сплава – общая математическая схема И.Л. Воробьева теории формирования отливки распространена на область эвтектических сплавов
6. Разработаны математические модели кристаллизации отливки из различных эвтектических сплавов. Написаны пакеты прикладных программ для расчета кинетики кристаллизации отливок. В состав пакетов включен модуль для определения значений кинетических коэффициентов эвтектических сплавов по экспериментальной термограмме кристаллизации и числу кристаллов в теле отливки. Адекватность разработанного метода моделирования установлена сопоставлением расчетных и экспериментальных данных для нормального эвтектического сплава $Sn+Pb$ и для высокопрочного чугуна.
7. На основе вычислительного эксперимента для высокопрочного чугуна определены теплокинетические условия получения заданного числа эвтектических зерен в отливках и образования отбела.
8. Проведено промышленное опробование пакета прикладных программ при проведении работ по повышению качества центробежнолитых втулок цилиндров мощных дизелей из высокопрочного чугуна, позволившее полностью устранить брак отливок по отбелу.

Основное содержание диссертации изложено в следующих работах:

1. Вольнов И. Н. К использованию кинетического уравнения А.Н. Колмогорова для описания кристаллизации сплавов типа твердого раствора // МиТОМ. - 2000. - №6. - С.6-10.
2. Вольнов И.Н. К теории кристаллизации отливки // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Машиностроение. - 2000. - №4. - С. 96-105.
3. Вольнов И.Н. Компьютерное моделирование кинетики эвтектической кристаллизации // МиТОМ. - 2004. - №2. - С. 14-18.
4. Вольнов И.Н. Компьютерное моделирование кинетики кристаллизации отливки из чугуна с шаровидным графитом // Литейное производство.- 2004. - №2. - С. 31-36.