

Горн Эдуард Петрович

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ И УСАДОЧНЫХ
ХАРАКТЕРИСТИК СПЛАВОВ И МАТЕРИАЛОВ ФОРМЫ
ДЛЯ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА
ФОРМИРОВАНИЯ СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК**

Специальность: 05.16.04 – Литейное производство

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Санкт-Петербург – 2004

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

Научный руководитель
кандидат технических наук,
профессор

Голод Валерий Михайлович

Официальные оппоненты:
доктор технических наук,
профессор

Анастасиади Григорий Панеодович

кандидат технических наук

Исаев Геннадий Александрович

Ведущая организация:

Металлургический комплекс
ОАО «ЛМЗ », г. Санкт-Петербург

Защита диссертации состоится “ ___ ” _____ 2004 г. в _____ часов на заседании диссертационного совета Д 212.229.14 в государственном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет» по адресу: 195251, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29, СПбГПУ, химический корпус, ауд. 51.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ГОУ ВПО «СПбГПУ».

Автореферат разослан “ ___ ” _____ 2004 г.

Ученый секретарь
докт. техн. наук, проф.

Кондратьев С. Ю.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

АКТУАЛЬНОСТЬ РАБОТЫ. Адаптация моделирующих систем к условиям производства и существенное улучшение адекватности используемых моделей, алгоритмов и информационного обеспечения САПР литейной технологии является весьма актуальной проблемой, решаемой при их разработке и ее модернизации и включающей целый набор сложных и комплексных задач. Современные достижения теории литейных процессов и их использование в системах компьютерного моделирования предоставляют технологу обширный арсенал средств для решения технологических задач и управления режимными параметрами. Для надежного обеспечения адекватности моделирующих систем по применяемым моделям и исходным данным совместно с экспериментом применяется теоретический анализ литейных процессов, в том числе с привлечением возможностей компьютерного моделирования и систем автоматизированного проектирования (САПР).

В работе рассмотрены взаимосвязанные задачи, лежащие в основе информационного обеспечения моделирования литейной технологии. На основе анализа публикаций установлено, что применяемые численные модели не учитывают поведение компонентов сплава при затвердевании, поэтому требуется их корректировка с использованием термодинамического аппарата, позволяющего принять во внимание перераспределение компонентов между фазами, а также изменение состава, количества и соотношения выделяющихся фаз при понижении температуры в процессе равновесной и неравновесной кристаллизации для получения адекватного описания процесса формирования отливки.

Использование цеховых экспериментов в сочетании с компьютерным анализом и привлечением аппарата термодинамического моделирования для решения поставленной задачи позволяет осуществить радикальную модернизацию информационной базы данных и вычислить широкий спектр характеристик формовочных материалов и литейных сплавов в зависимости от их состава и температуры.

ЦЕЛЬ РАБОТЫ – разработка информационного обеспечения для САПР литейной технологии на основе теплофизических экспериментов в цеховых условиях и термодинамического моделирования многокомпонентных сплавов системы Fe–C–X_i с целью технологического анализа процесса формирования отливки путем моделирования тепловых, усадочных и др. процессов.

НАУЧНАЯ НОВИЗНА. В работе представлены:

- методика и результаты определения теплофизических характеристик материала формы на основе оптимизации результатов численного моделирования условий проведения цеховых экспериментов по термическому анализу затвердевания опытных (производственных) отливок;
- комплекс моделей и полученные результаты термодинамического моделирования геометрии и параметров диаграмм состояния системы Fe–C–X_i (наклон поверхности ликвидуса, коэффициенты распределения компонентов между фазами, интервал затвердевания сплава и др.) в зависимости от содержания углерода и ряда легирующих элементов;
- закономерности процесса выделения твердой фазы при кристаллизации сплавов системы Fe–C–X_i и влияние компонентов сплава на соотношение количества фаз и темп их выделения в равновесных и неравновесных условиях;
- зависимости основных теплофизических характеристик и объемной усадки при кристаллизации многокомпонентных сплавов системы Fe–C–X_i от положения на диаграмме состояния и содержания наиболее важных компонентов в сплаве.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЗНАЧИМОСТЬ. В результате выполнения работы:

- обеспечено существенное уточнение численных расчетов, отображающих особенности поведения промышленных сплавов при формировании отливок, на основе полученного в работе массива данных по физико-химическим характеристикам многокомпонентных литейных сплавов системы Fe–C–X_i (X_i=Si, Mn, Cu, Cr и Ni) и формообразующих материалов;
- сформирована компьютерная база данных по термодинамическим характеристикам сплавов на основе системы Fe–C–X_i, используемая в САПР ЛТ «POLYCAST» для информационного обеспечения моделирования литейных процессов;
- разработана эффективная методика определения теплофизических характеристик формовочных смесей и теплоизолирующих материалов путем термического анализа тепловых процессов при затвердевании опытных отливок в цеховых условиях.

ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ, ВЫНОСИМЫЕ НА ЗАЩИТУ:

1. Количественные характеристики фазовых превращений и закономерности кристаллизации литейных сплавов системы Fe–C–X_i в равновесных и неравновесных условиях в зависимости от температуры и исходного состава сплава.

2. Зависимости теплофизических характеристик сплавов системы Fe–C–X_i (энтальпия, теплоемкость, темп выделения и теплота кристаллизации) от температуры, содержания компонентов и положения на диаграмме состояния.

3. Зависимость объемной усадки при многофазной кристаллизации сплавов системы Fe–C–X_i от температуры и ее взаимосвязь с фазовым составом сплава.

ПУБЛИКАЦИИ. По материалам диссертации опубликовано десять статей. Результаты работы неоднократно докладывались на межвузовских научных конференциях СПбГТУ (Санкт-Петербург, 2000г.–2002 г.), X Всероссийской научно-технической конференции «Теплофизика технологических процессов» (Рыбинск, 2000 г.).

СТРУКТУРА И ОБЪЕМ РАБОТЫ. Диссертационная работа состоит из введения, шести глав, заключения, списка литературы и приложений. Материалы работы изложены на 136 страницах машинописного текста, содержат 21 таблиц, иллюстрированы 80 рисунками. Список литературы содержит 123 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 литературных данных о свойствах и качестве твердого и жидкого металла в зависимости от строения расплава, выявлена их связь с видом диаграммы состояния и термодинамическими характеристиками.

На основе литературных данных показано, что недостаточная изученность и достоверность информации о термодинамических характеристиках сплавов не позволяют разрабатывать модели для предсказания ряда их свойств (теплофизические характеристики, изменение объема при образовании сплава, плотность расплава и др.), необходимые для анализа условий формирования отливок. Установлено, что для получения результатов моделирования, адекватных литейным процессам в реальных условиях, необходимо дополнение моделей, используемых в САПР литейной технологии, аппаратом термодинамического моделирования сплавов. Подробно описаны имеющиеся в настоящее время представления о перитектической кристаллизации, а также приведена оценка влияния характера протекания перитектического превращения на структуру и свойства некоторых промышленных сталей. Заключительная часть главы посвящена описанию этапов компьютерного анализа литейных процессов при использова-

нии современных систем автоматизированного проектирования и моделирования, а также проблемам, возникающим при их использовании.

Важным результатом обзора литературных данных является вывод о неудовлетворительном состоянии информационного обеспечения САПР ЛТ характеристиками литейных сплавов, а также материалов для управления процессом формирования отливки.

Вторая глава посвящена исследованию теплофизических характеристик формовочных смесей и теплоизолирующих материалов на основе, разработанной методики их определения с целью последующего их учета при моделировании тепловых и усадочных процессов в САПР литейной технологии.

Определение объемной теплоемкости C_ϕ и теплопроводности λ_ϕ производили с помощью оптимизационного метода решения обратной задачи теплообмена на основе статистического анализа результатов численного моделирования процесса затвердевания опытной отливки при варьировании искомых характеристик C_ϕ и λ_ϕ . Ход исследования включает этапы: I – термический анализ изменения температуры исследуемых материалов при получении опытной отливки (рис.1, кривые t^y); II - численное моделирование процесса затвердевания

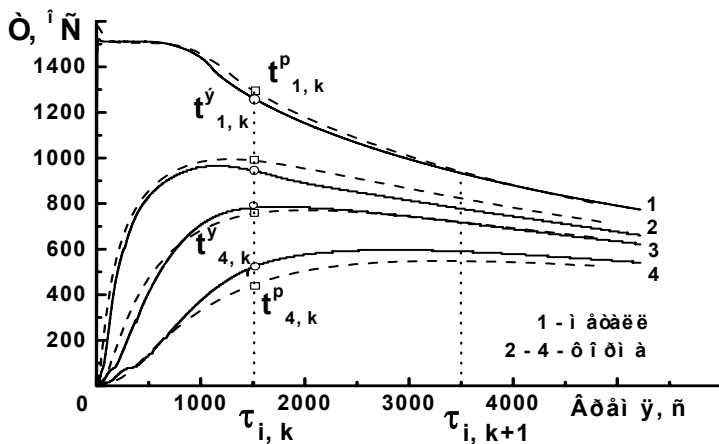


Рис. 1. Сопоставление экспериментальных термических кривых (сплошные линии) с результатами моделирования (пунктир) при заливке сталью формовочной смеси на основе кварцевого песка и жидкого стекла.

опытной отливки с использованием различных вариантов сочетаний исследуемых теплофизических характеристик материалов (рис.1, кривые t^P); III – оптимизационный анализ совокупности полученных экспериментальных и расчётных данных с целью определения достоверных значений теплофизических характеристик исследуемых материалов.

Эффективность реализованного в работе метода обусловлена тем, что не накладываются ограничения на конфигурацию и размеры образца, а также не требуется установка определенного количества термпар или их помещение в заданных точках, поэтому его можно использовать непосредственно в производ-

ственных условиях для отливок произвольной конфигурации при помещении минимального количества термопар в произвольных точках металла или формы.

На *первом этапе* опытную отливку заливали сталью, теплофизические характеристики которой определены на основе термодинамического моделирования. В форме устанавливали термопары на фиксированных расстояниях от поверхности отливки и термопару в термическом центре отливки.

На *втором этапе* производили моделирование процесса затвердевания стальных отливок с помощью программного комплекса «POLYCAST», разработанного на кафедре физико-химии литейных сплавов и процессов СПбГПУ. Геометрию отливки и условия теплоотвода (размеры формы, температура заливки, теплоизоляция прибыли и т.д.) задавали в соответствии с условиями проведения экспериментов. При численных расчетах значения C_ϕ и λ_ϕ варьировали относительно предполагаемого значения на двух уровнях (в соответствии с методикой ортогонального планирования экспериментов) с фиксацией температуры в местах расположения термопар.

На *третьем этапе* по результатам численного моделирования для выделенной i -й точки в k -й момент времени (рис. 1) формировали статистическую модель вида:

$$t_{i,k}^p = (b_0)_{i,k} + (b_\lambda)_{i,k} x_\lambda + (b_C)_{i,k} x_C + (b_{\lambda C})_{i,k} x_\lambda x_C, \quad (1)$$

где $x_\lambda = \frac{\lambda_\phi - \tilde{\lambda}_\phi}{\Delta \lambda_\phi}$, $x_C = \frac{C_\phi - \tilde{C}_\phi}{\Delta C_\phi}$; $\tilde{\lambda}_\phi$, \tilde{C}_ϕ - номинальные значения λ_ϕ и C_ϕ , $\Delta \lambda_\phi$ и ΔC_ϕ

- интервалы варьирования; b_0 , b_λ , b_C , $b_{\lambda C}$ - коэффициенты регрессии, находящиеся на основе результатов численного моделирования ($t_{i,k}^p$).

Путем минимизации суммарной квадратичной погрешности $\Phi = \sum_N (t_{i,k}^p - t_{i,k}^э)^2$ для совокупности N выбранных точек (по пространственным координатам и времени) определяли оптимальные значения эффективных характеристик C_ϕ и λ_ϕ (табл.1). Необходимая стабильность определяемых значений (в пределах 6-8 %) отмечается при увеличении N до 20..30. Контрольные численные эксперименты дают отклонения расчетных температурных кривых, не превышающие 15-40 К, что является вполне удовлетворительным (рис.1), учитывая реальную точность установки термопар в форме (± 1 -2мм), погрешности измерения температуры, а также представление характеристик смеси эффективными значениями C_ϕ и λ_ϕ .

**Эффективные теплофизические характеристики
формообразующих материалов**

Параметр	Наименование материала					
	КЖС	КСС	ХЖС	ХСС	Теплоизолирующий мат ВІМЕХ	Рисовые огарки
C_{ϕ} , МДж/(м ³ *К)	2,25	1,34	2,03	3,51	0,82	0,40
λ_{ϕ} , Вт/(м*К)	1,13	1,02	1,04	0,91	0,38	0,50
$b_{\phi} = \sqrt{\lambda_{\phi} C_{\phi}}$, кВт*с ^{0.5} /(м ² *К).	1,59	1,17	1,45	1,80	0,56	0,45

Примечание: КЖС – кварц. песок+6,5 мас.% жид.стекла (ЖС); КСС – кварц. песок+1,2 мас.% синт.смолы (СС); ХЖС – хромит. песок+3 мас.% ЖС; ХСС – хромит. песок+1,1 мас.% СС.

Третья глава посвящена построению термодинамической модели многокомпонентных сплавов Fe-C-X_i и её применению для анализа температурно-концентрационных условий фазовых равновесий при первичной кристаллизации.

Используемая термодинамическая модель литейных сплавов описывает зависимость мольной энергии Гиббса G^{ϕ} фазы ϕ от температуры и состава выражением:

$$G^{\phi} = \sum_{i=1}^K x_i {}^{\circ}G_i^{\phi} + {}^{id}G^{\phi} + {}^{ex}G^{\phi}, \quad (2)$$

где x_i - атомная доля компонента i в сплаве; K - число компонентов; ${}^{\circ}G_i^{\phi}$ - энергия Гиббса для чистого компонента; ${}^{id}G^{\phi}$ - идеальная энергия смешения; ${}^{ex}G^{\phi}$ - избыточная энергия Гиббса, учитывающая взаимодействие между компонентами сплава с помощью полиномов Редлиха-Кистера-Муггиану разного вида в зависимости от характера описываемой фазы.

Для расчета фазовых равновесий принимали условие равенства химических потенциалов μ_i^{ϕ} каждого компонента i во всех Φ фазах гетерогенной многокомпонентной системы при постоянстве температур и давления:

$$\mu_i^{(1)} = \mu_i^{(2)} = \dots = \mu_i^{(\phi)}, \quad (3)$$

Уравнения равновесия между тремя фазами (L, δ , γ) переменного состава в трехкомпонентной системе Fe-C-X_i для перитектической реакции имеют вид

$$\begin{cases} \mu_{Fe}^{\delta} = \mu_{Fe}^L, & \mu_{Fe}^{\gamma} = \mu_{Fe}^L, \\ \mu_C^{\delta} = \mu_C^L, & \mu_C^{\gamma} = \mu_C^L, \\ \mu_{X_i}^{\delta} = \mu_{X_i}^L, & \mu_{X_i}^{\gamma} = \mu_{X_i}^L. \end{cases} \quad (4)$$

Для расчета химического потенциала использовали соотношение

$$\mu_i = \left(\frac{\partial G}{\partial v_i} \right)_{p,T,v_j}; j \neq i; i = 2, 3, \dots, K; v_i - \text{число молей.} \quad (5)$$

Разработка алгоритма решения системы уравнений (2) – (5) и его программная реализация осуществлены к.т.н. К.Д. Савельевым.

В работе исследовано влияние основных компонентов литейных сталей (C, Si, Mn, Cu, Cr и Ni) на геометрию и основные параметры диаграмм состояния Fe-C-X_i – критические температуры (рис.2), значения коэффициента распределения между фазами и угла наклона фазовых границ, применяемые при моделировании тепловых и усадочных процессов, расчете темпа выделения твердой фазы.

Выбранные для анализа сплавы Fe-C-X_i в зависимости от особенностей превращений, происходящих при затвердевании, и конечного фазового состава разделены на четыре группы (рис.2): I – предперитектические сплавы ($C \leq C_H$) $L \rightarrow \delta \Rightarrow \delta$; II – доперитектические сплавы ($C_H \leq C \leq C_J$) $L \rightarrow \delta \Rightarrow L + \delta \rightarrow \gamma \Rightarrow \delta + \gamma$; III – заперитектические сплавы ($C_J \leq C \leq C_B$) $L \rightarrow \delta \Rightarrow L + \delta \rightarrow \gamma \Rightarrow L \rightarrow \gamma \Rightarrow \gamma$; IV – постперитектические сплавы ($C \geq C_B$) $L \rightarrow \gamma \Rightarrow \gamma$.

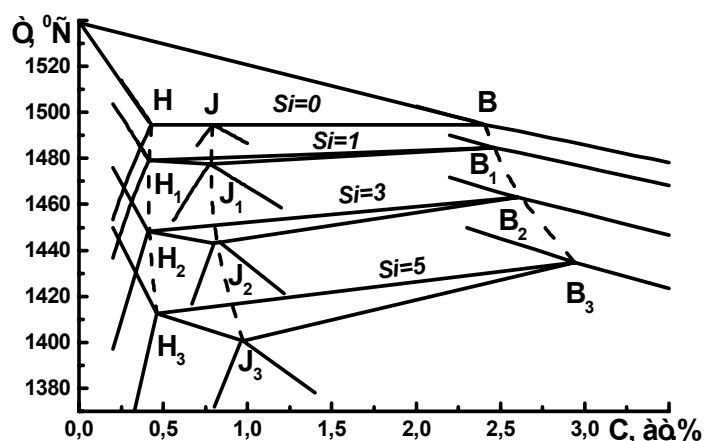


Рис.2. Изменение температурных и концентрационных границ диаграммы состояния Fe-C-Si при различной концентрации кремния (ат.%).

На основе результатов термодинамического моделирования диаграмм состояния сплавов Fe-C-X_i получены полиномиальные зависимости для равновесных температур ликвидуса, солидуса, области перитектического превращения и величины температурного интервала затвердевания от содержания углерода и других элементов (табл.2).

При добавлении третьего элемента перитектическое превращение протекает в интервале температур (рис.2), при этом происходит существенный температурный и концентрационный сдвиг критических точек H, J и B по содержанию углерода, связанный с межатомным взаимодействием вводимого элемента, железа и углерода, в отличие от системы Fe-C, где перитектическое превращение происходит при постоянной температуре.

Для многокомпонентных сплавов Fe-C-X_i получены уравнения, учиты-

вающие немонотонный ход линий диаграммы состояния и влияние ряда компонентов стали (Si, Mn, Cr, Ni, Cu, P, Mo, Al) на температуры ликвидуса и солидуса (6), а также концентрационное смещение критических точек H, J и B (7) по содержанию углерода (масс.%) при изменении X_i до 3 масс. % и C в пределах до 1 масс.% (табл.2).

$$T_i = T_0 + \tilde{N}_0 + \sum K_i X_i \quad (6) \quad \tilde{N}_i = \tilde{N}_0 + \sum K_i X_i \quad (7)$$

Таблица 2

Влияние элементов на критические температуры стали и точки диаграммы состояния систем Fe-C- X_i

T_i и C_i	T_0	C_0	Коэффициенты K_i уравнений (6) и (7)							
			Si	Mn	Cr	Ni	Cu	P	Mo	Al
$\dot{O}_L^\delta, C \leq C_B$	1537.69	$-75.71C - 11.58C^2$	-16.17	-5.03	-2.44	-3.63	-3.60	-25.11	-2.38	2.97
$\dot{O}_L^\gamma, C \geq C_B$	1528.05	$-59.93C - 5.93C^2$	-18.36	-4.00	-1.96	-2.33	-0.79	-32.20	-3.57	-3.53
$\dot{O}_S^\delta, C \leq C_H$	1537.94	$-427.69C - 390.85C^2$	-32.63	-8.00	-3.02	-4.96	-3.24	-84.30	-5.15	5.51
$\dot{O}_S^\gamma, C \geq C_J$	1526.44	$-185.99C + 8.29C^2$	-40.29	-7.32	0.42	-4.61	6.18	-188	-12.55	-5.90
C_H	-	0.093	-0.008	-0.015	-0.005	-0.020	-0.012	0.139	0.015	0.077
C_J	-	0.172	-0.01	-0.023	-0.0002	-0.035	-0.018	0.239	0.022	0.184
C_B	-	0.528	0.019	-0.041	-0.019	-0.082	-0.083	0.095	0.046	0.480

Интерполяционная погрешность представленных формул составляет +/- 3 К по температуре и +/- 0,01 масс.% по содержанию углерода.

Полученные результаты количественной и качественной оценки параметров диаграмм состояния сплавов Fe-C- X_i хорошо согласуются с известными экспериментальными данными (табл.3) и являются важным компонентом информационного обеспечения при анализе кристаллизации отливки.

Таблица 3

Сравнение экспериментальных (Э) и расчетных (Р) данных по критическим температурам ряда марок стали

Марка стали	$T_L, ^\circ\text{C}$		$T_S, ^\circ\text{C}$	
	Э	Р	Э	Р
35Л	1497	1499	1413	1442
9Х2	1447	1445	1336	1345
35ХГСЛ	1495	1490	1436	1426

По результатам термодинамического моделирования установлен ход выделения твердой фазы в зависимости от температуры и состава сплава (рис.3) применительно к выделенным этапам кристаллизации, что позволило оценить темп выделения и теплоту образования твердой фазы (рис.4), а также рассчитать усадку при затвердевании ε_{V3} (рис.5).

Сравнительный анализ диффузионных процессов, протекающих при фазовых превращениях $L \rightarrow \delta$, $L \rightarrow \gamma$, $L + \delta \rightarrow \gamma$ и $\delta \rightarrow \gamma$ в условиях литья (по скорости кристаллизации и величине междоусных промежутков дендритов), показал, что в тройных сплавах Fe-C- X_i выделение δ -фазы из жидкости L происходит с незначительным отклонением от равновесия, так как коэффициенты диффузии углерода (D_C) и компонентов X_i (D_{X_i}) в жидком состоянии и δ -фазе достаточно велики.

При выделении из расплава γ -фазы вследствие соотношения $D_C \gg D_{X_i}$ перераспределение углерода происходит почти равновесно, а компонентов X_i – в условиях практически полного подавления диффузии в твердой фазе. При перитектической реакции, которая реализуется путем сопряженного протекания превращений $L \rightarrow \gamma$ и $\delta \rightarrow \gamma$ (на разделенных межфазных границах) процесс выделения γ -фазы, контролируемый диффузионным переносом углерода, протекает весьма близко к равновесию, при этом подавление диффузии компонентов X_i вызывает неравномерное их распределение в твердой фазе, не оказывающее существенного влияния на ход процесса кристаллизации по количеству выделяющейся твердой фазы и положению критических температур. Этот вывод дополнительно подтверждается сопоставлением расчетных и экспериментальных значений температур солидуса (табл.3).

Четвертая глава посвящена определению и анализу теплофизических характеристик процессов, происходящих при кристаллизации сплавов системы Fe-C- X_i .

Энтальпия многокомпонентного сплава при многофазной кристаллизации определяется взвешенной суммой энтальпий отдельных фаз $H^{\delta} = G^{\delta} - T \frac{\partial G^{\delta}}{\partial T}$, представленных в системе на каждом этапе кристаллизации:

$$H = \sum_{\varphi=2}^{ii} f^{\varphi} H^{\varphi} + \left(1 - \sum_{\varphi=2}^{ii} f^{\varphi}\right) H^l, \quad (8)$$

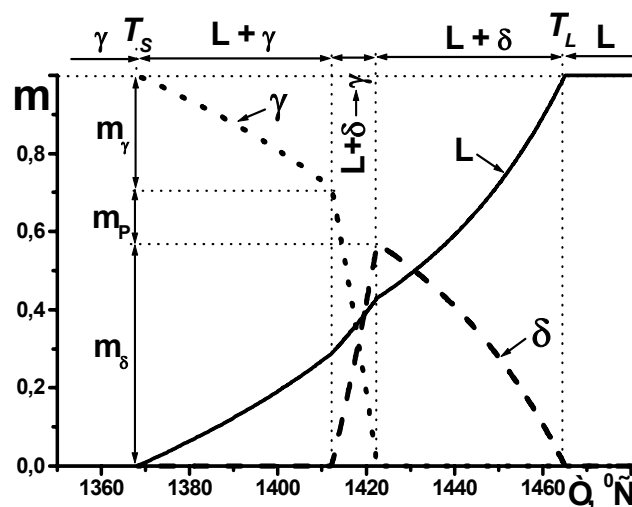


Рис. 3. Изменение количества жидкой фазы и структурных составляющих в процессе затвердевания заперитектического сплава Fe-C-Si (2,3 ат.%C, 5 ат.%Si).

где f^φ – доля жидкости или выделившейся из расплава фазы φ ; H^φ и H^L – энтальпия твердой фазы φ и жидкости L соответственно; Φ – общее число фаз в системе на каждом этапе кристаллизации. Теплоемкость сплава находили из соотношения $\tilde{N} = \frac{\partial \dot{I}}{\partial T}$.

По изменению энтальпии при понижении температуры сплава от ликвидуса T_L до температуры T определяли величину выделяющейся теплоты кристаллизации $Q(T)$:

$$Q(\dot{O}) = H(T_L) - H(T), \quad (9)$$

а также значения теплоты выделения отдельных структурных составляющих – δ -фазы Q_δ , γ -фазы Q_γ и перитектики Q_P (рис. 3-4).

По известной теплоемкости и полной теплоте кристаллизации Q с учетом известного значения температурного интервала затвердевания $\Delta T_{\text{ИНТ}}$ рассматриваемого сплава рассчитывали скрытую теплоту фазового перехода $L = Q - \tilde{N} \Delta \dot{O}_{\text{ЭТО}}$, которая в процессе многофазной кристаллизации сплава зависит от величины скрытой теплоты кристаллизации фазы L^φ и ее доли в сплаве:

$$L = \sum \dot{O} f^\varphi L^\varphi, \quad (10)$$

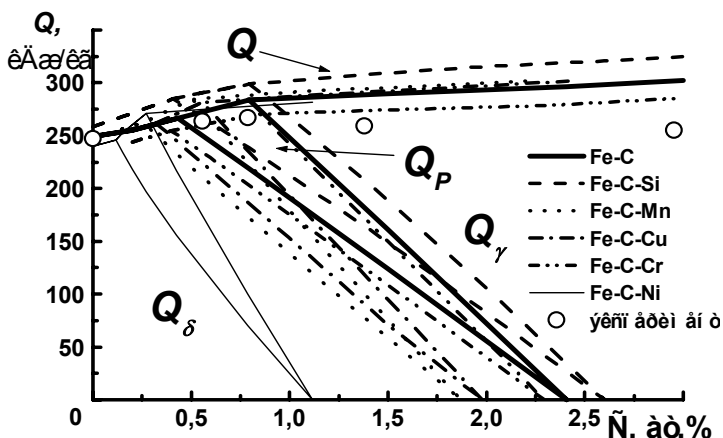


Рис. 4. Изменение теплоты выделения δ -фазы Q_δ , перитектики Q_P , γ -фазы Q_γ и полной теплоты кристаллизации Q сплавов Fe-C и Fe-C- X_i (при $X_i=3$ ат.%) в зависимости от содержания углерода.

что позволило определить величину скрытой теплоты выделения единицы массы каждой из выделяющихся фаз (L_δ , L_γ) и структурной составляющей L_P .

Для исследованных сплавов I-IV групп (рис.4) можно выделить ряд элементов по влиянию на величину полной теплоты кристаллизации

сплава Q и по величине вклада структурных составляющих в полную теплоту кристаллизации сплава. Компоненты сплавов Fe-C- X_i по влиянию на значение Q подразделяются на увеличивающие теплоту кристаллизации (Si), практически не влияющие на неё (Cr, Cu и Mn) и уменьшающие (Ni). Исследованные компоненты сплавов Fe-C- X_i по их влиянию на соотношение Q_δ и Q_γ можно подразделить на элементы, сужающие область существования δ -фазы, а, следовательно, и уменьшающие вклад теплоты кристаллизации δ -фазы в пол-

ную теплоту кристаллизации сплава (Mn, Cu, Cr, Ni), и элементы, расширяющие область существования δ -фазы (Si). Согласно рис.4 и уравнению (7), Si при первичной кристаллизации расширяет область δ -фазы, а Mn, Cu, Ni - область γ -фазы. Хром, который согласно литературным данным является α - стабилизатором при первичной кристаллизации, влияет весьма слабо в направлении расширения области существования γ -фазы.

В результате проведенных расчетов выявлена четкая зависимость тепловых характеристик сплавов Fe-C- X_i при равновесной кристаллизации от положения на диаграмме состояния (рис.2 и 4): соотношение величин Q_δ , Q_γ и Q_P находится в прямой зависимости от количества выделяющейся твердой фазы (m_δ , m_γ , m_P) (рис.3). С увеличением содержания углерода в сплаве полная теплота кристаллизации увеличивается, при этом определяющий вклад в ее изменение вносит физическая теплота кристаллизации, связанная с параметрами диаграммы состояния (интервалом кристаллизации и т.д.), которые изменяются при введении третьего элемента X_i (рис.2). Важное значение для определяемой полной теплоты кристаллизации имеет перитектическое превращение, которое в ряде тройных систем Fe-C- X_i происходит в значительном интервале температур и составляет до 20 % от полной теплоты кристаллизации.

В пятой главе на основе результатов моделирования процесса выделения твердой фазы проведено исследование объемных изменений, происходящих в сплавах Fe-C- X_i при переходе из жидкого состояния в твердое.

Моделирование многофазной объемной усадки при затвердевании многокомпонентных сплавов системы Fe-C- X_i произведено на основе данных о выделении твердой фазы (глава 3) с использованием выражения:

$$\varepsilon_{V\zeta}(\dot{O}) = \alpha_{VL} \int_{\dot{O}_L}^{\dot{O}} m_L dt + \sum_{\dot{O}} \alpha_{VS}^{\varphi} \int_{T_L}^{\dot{O}} m_S^{\varphi} dt + \sum_{\dot{O}} \varepsilon_{V\dot{O}}^{\varphi} \int_{T_L}^{\dot{O}} dm_S^{\varphi}, \quad (11)$$

где α_{VL} , α_{VS}^{φ} - средний температурный коэффициент объемной усадки жидкой и твердой фазы φ , m_L - количество жидкой фазы, m_S^{φ} - количество твердой фазы φ , выделяющейся при кристаллизации; $\varepsilon_{V\dot{O}}^{\varphi}$ - объемная усадка фазы φ при фазовом превращении; Φ - общее количество фаз, отличающихся значениями α_{VS}^{φ} , $\varepsilon_{V\dot{O}}^{\varphi}$ и температурным интервалом образования.

В качестве базы для расчета объемной усадки сплавов Fe-C-X_i использованы опубликованные данные (табл.4) по температурной зависимости плотности (удельного объема) ряда сплавов и отдельных фаз (З. Энглер, А.С. Басин, Г.Н. Еланский и др.), на основе обобщения которых получены соотношения, описывающие характеристики объемных изменений при фазовых переходах ε_{V0} ($L \rightarrow \delta$, $L \rightarrow \gamma$) и понижении температуры (α_{VL} , α_{VS}^{δ} , α_{VS}^{γ}).

Таблица 4

Коэффициенты объемной усадки и плотность структурных составляющих сплавов Fe-C-X_i

$\alpha_{VL} \cdot 10^5$, 1/К	$\alpha_{VS}^{\delta} \cdot 10^5$, 1/К	$\alpha_{VS}^{\gamma} \cdot 10^5$, 1/К	$\varepsilon_{V0}^{L/\delta}$	$\varepsilon_{V0}^{L/\gamma}$	ρ_L^{1530} , г/см ³	ρ_{δ}^{1500} , г/см ³	ρ_{γ}^{1470} , г/см ³
10,4	5,55	6,00	0,026-0,036	0,033-0,043	6,97	7,27	7,31

Этапы и количественное значение объемной усадки (ε_V^{δ} , ε_V^P , ε_V^{γ}) в процессе затвердевания сплавов Fe-C-X_i (рис.5) соответствуют отмеченным этапам выделения твердой фазы (m_{δ} , m_{γ} и m_P) с учетом соответствующих температурных интервалов (Δt_{δ} , Δt_{γ} , Δt_P) объемных изменений при охлаждении твердой и

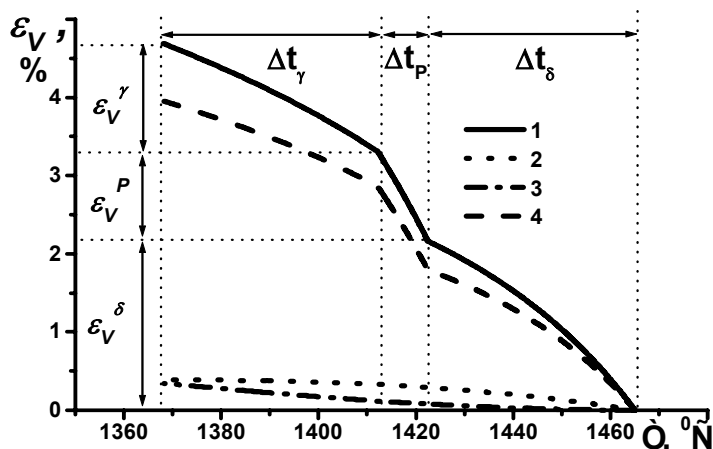


Рис. 5. Изменение объемной усадки жидкой (2) и твердой (3) фазы, фазового перехода L→S (4) и общей усадки (1) в процессе затвердевания перитектического сплава Fe-C-Si (2,3 ат.%C, 5 ат.%Si).

жидкой фазы (рис.5). Зависимость этих параметров от состава сплавов определяет различие в общей величине ε_{V3} между сплавами I-IV групп (рис.6).

По результатам вычислений дана количественная оценка концентрационной и температурной зависимости объемной усадки ε_{V3} сплавов Fe-C-X_i при затвердевании (рис.6) и её распределения по этапам (ε_V^{δ} , ε_V^P , ε_V^{γ}) в за-

висимости от положения сплавов на диаграмме состояния. Никель, марганец и медь (в указанном порядке по уменьшению силы влияния) сокращают область усадки ε_V^{δ} (увеличивают - ε_V^{γ}), а кремний действует в обратном направлении; влияние хрома скорее можно характеризовать как нейтральное.

При статистической обработке полученных данных влияние элементов на общую усадку при затвердевании многокомпонентных сплавов перитектического типа на основе железа $\epsilon_{V\zeta}$ оценивали выражением:

$$\epsilon_{V\zeta} = \epsilon_{V\zeta}^{FeC} + \Delta\epsilon_{V\zeta}, \quad (12)$$

где $\epsilon_{V\zeta}^{FeC} = A + B \cdot C$ - общая объемная усадка при затвердевании бинарных сплавов Fe-C; C - содержание углерода в сплаве; A, B - коэффициенты, учитывающие влияние углерода на изменение общей усадки сплавов Fe-C; $\Delta\epsilon_{V\zeta} = \sum(A_i + B_i C)$; A_i, B_i - коэффициенты, учитывающие влияние дополнительных элементов на общую усадку многокомпонентных сплавов Fe-C- X_i относительно общей усадки сплавов Fe-C.

Анализ влияния элементов при затвердевании сплавов Fe-C- X_i (рис. 6) показал, что величина общей усадки для сплавов I, III и IV групп ($C \leq C_H$ и $C \geq C_J$) в значительной степени зависит от концентрации углерода в сплаве и практически не зависит от содержания других элементов в пределах рассматриваемых концентраций.

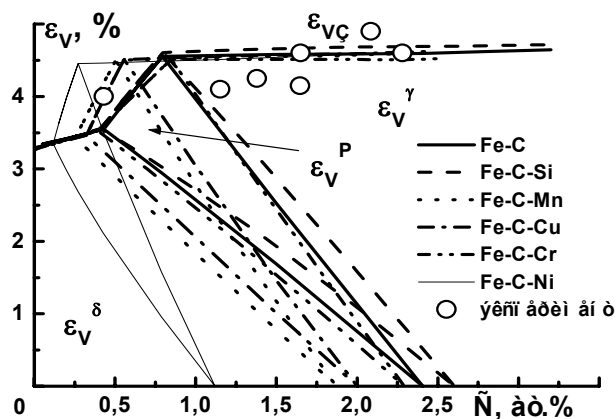


Рис. 6. Изменение объемной усадки при выделении δ -фазы ϵ_V^δ , перитектики ϵ_V^P , γ -фазы ϵ_V^γ и общей величины усадки в процессе затвердевания $\epsilon_{V\zeta}$ сплавов Fe-C- X_i (при $X_i=3$ ат.%) в зависимости содержания углерода.

Таблица 5

Влияние углерода на изменение величины общей объемной усадки при затвердевании бинарных сплавов Fe-C

Содержание углерода, масс.%	Коэффициенты уравнения (12)	
	A	B, 1/масс.%
$C \leq C_H$	3.312	2.540
$C_H \leq C \leq C_J$	2.367	12.776
$C_J \leq C \leq C_B$	4.526	0.156

Для сплавов II группы ($C_H \leq C \leq C_J$) добавка третьего элемента оказывает существенное влияние на величину общей усадки при затвердевании, характеризуемое полиномиальными зависимостями влияния элементов на общую усадку сплавов Fe-C (табл.6).

Влияние компонентов стали на величину общей объемной усадки при затвердевании тройных сплавов Fe-C-X_i C_H ≤ C ≤ C_J

Элемент	Коэффициенты уравнения (12)	
	A_i	$B_i, 1/\text{масс.}\%$
Si	$-0,026+0,168\text{Si}-0,013\text{Si}^2$	$0,092-0,623\text{Si}+0,247\text{Si}^2$
Mn	$-0,016+0,009\text{Mn}-4,60 \cdot 10^{-4}\text{Mn}^2$	$-0,640-0,606\text{Mn}-0,493\text{Mn}^2$
Cu	$-0,038+0,14\text{Cu}-0,004\text{Cu}^2$	$-0,228-0,987\text{Cu}-0,547\text{Cu}^2$
Cr	$0,003-0,122\text{Cr}+0,011\text{Cr}^2$	$0,030+0,819\text{Cr}$
Ni	$2,747-0,496\text{Ni}+0,121\text{Ni}^2$	$8,087+5,879\text{Ni}-1,078\text{Ni}^2$

Сопоставление результатов расчетов с экспериментальными данными по различным литературным источникам (рис.6) указывает на то, что полученные характеристики могут быть эффективно использованы для оценки объемной усадки при разработке литейной технологии.

В шестой главе описано применение полученных результатов (главы 2-5) для моделирования процесса формирования усадочных пустот в отливках ответственного назначения для ОАО «ОМЗ-Спецсталь» с целью предупреждения брака отливок. Для отливок массой от 2700 до 132000 кг с помощью программного комплекса «POLYCAST» выполнен компьютерный анализ различных вариантов технологии изготовления с варьированием конфигурации и размеров прибылей и условий утепления и захлаживания для создания направленного затвердевания необходимой интенсивности на основе данных о теплофизических и усадочных

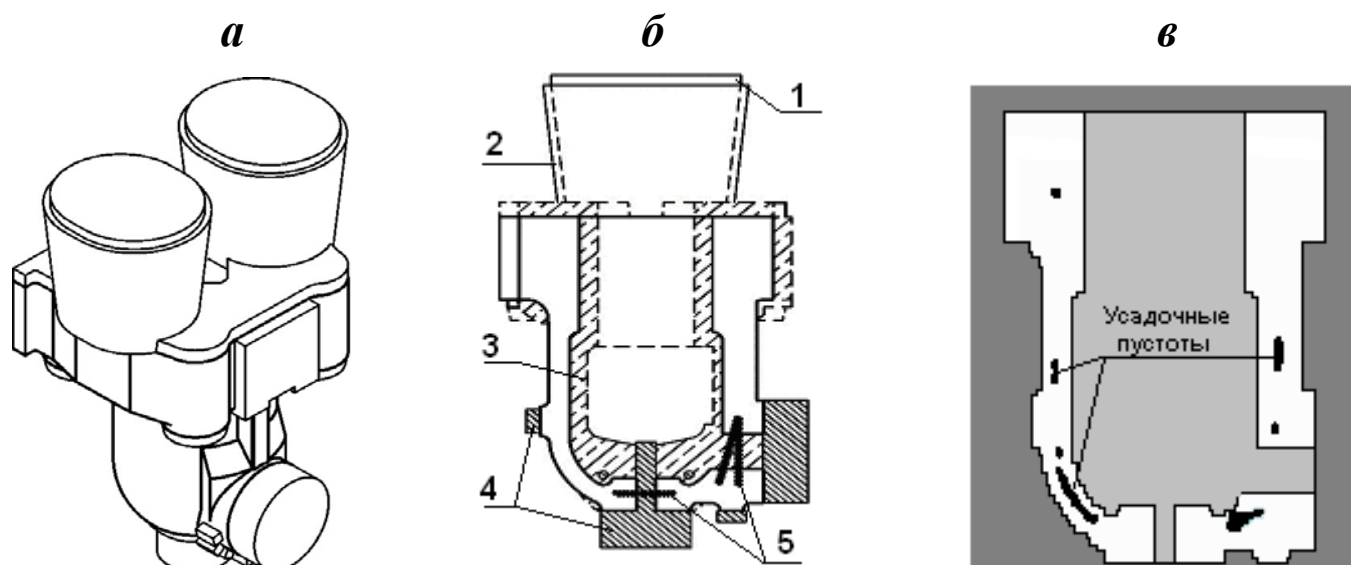


Рис.7. Вариант изготовления отливки «Цилиндр» (а, б) и расчетное расположение усадочных пустот исходного варианта литейной технологии (в).

1 – теплоизоляционные маты; 2 – теплоизоляционная засыпка; 3 – облицовочная смесь;
4 – наружные холодильники; 5 – внутренние холодильники

свойствах применяемых марок сталей и теплофизических характеристиках материалов, используемых для управления режимом затвердевания (теплоизоляционные маты, оболочки с экзотермическим эффектом ВІМЕХ, теплоизолирующие засыпки различного вида). Результаты моделирования тепловых процессов и образования усадочных пустот (рис.7) непосредственно использованы при изготовлении ряда отливок (“Цилиндр”, “Звено гусеничное”, “Корпус рабочего колеса” и т.д.) высокого качества, так как адекватно отражают реальное поведение литого металла, что в свою очередь обосновывает необходимость и эффективность применения аппарата термодинамического моделирования и разработанного информационного обеспечения моделей САПР ЛТ надежными данными о свойствах литейных сплавов.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ.

1. Разработана методика получения теплофизических характеристик исследуемых формовочных смесей и теплоизолирующих материалов на основе статистического анализа результатов численного моделирования процесса затвердевания опытной отливки при помощи оптимизационного метода решения обратной задачи теплообмена. Исследован ряд формовочных материалов с различным типом огнеупорной основы и разными связующими, а также теплоизолирующие оболочки различного вида и конфигурации. Полученные характеристики материалов используются при моделировании тепловых и усадочных процессов производственных отливок с помощью программного комплекса «POLYCAST» на ОАО «ОМЗ-Спецсталь».

2. На основе термодинамической модели для системы сплавов Fe-C- X_i (X_i =Si, Mn, Cu, Cr, Ni) получены параметры сплавов, необходимые для анализа процесса кристаллизации и технологических расчетов – величина температурного интервала затвердевания, темп выделения твердой фазы, 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 фазовых превращений на последовательных этапах кристаллизации. На основе результатов термодинамического расчета получены оригинальные полиномиальные уравнения, выражающие влияние компонентов стали на критические температуры и критические точки диаграмм состояния многокомпо-

нентных сплавов системы Fe-C-X_i.

3. На основе анализа диффузионных процессов при фазовых превращениях в системе Fe-C-X_i установлено, что в условиях литья перераспределение углерода, контролирующее ход фазового превращения по количеству выделяющихся фаз, в силу высокой диффузионной подвижности углерода в δ- и γ- фазе, происходит с незначительным отклонением от равновесия, что позволяет использовать данные термодинамического моделирования для анализа тепловых и усадочных процессов при затвердевании отливок.

4. Путем энтальпийного анализа кристаллизации исследовано влияние основных компонентов стали на поэтапное выделение теплоты кристаллизации сплавов Fe-C-X_i, зависящее от положения 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.

5. Проведён анализ концентрационной и температурной зависимости и получены полиномиальные уравнения объемной усадки ε_{V3} сплавов Fe-C-X_i при затвердевании. Распределения объемной усадки по этапам (ε_V^δ , ε_V^P , ε_V^γ) связано с положением сплавов на диаграмме состояния и определяется количеством выделяющихся фаз и их структурой, от которой зависит усадка фазового перехода, а также величиной температурного интервала кристаллизации в связи с объемными изменениями жидкой и твердой фаз при понижении температуры.

6. Результаты работы по формированию информационного обеспечения САПР литейной технологии реализованы путем формирования базы данных программного комплекса "POLYCAST" по теплофизическим и усадочным характеристикам исследованных сплавов и эффективно использованы для решения ряда важных организационно-технических и технологических задач получения качественных отливок ответственного назначения на предприятии «ОМЗ-Спецсталь» при разработке литейной технологии.

Основные положения диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Горн Э. П. и др. Анализ тепловых процессов при кристаллизации сплавов Fe-C // Фундаментальные исследования в технических университетах. Матер. Всерос. науч. – техн. конф. - СПб.: СПбГТУ, 2000 г. - С. 117-119.
2. Горн Э. П. и др. Анализ теплофизических процессов при затвердевании стальных отливок на основе термодинамического расчета выделения теп-

- лоты кристаллизации // Сб. Теплофизика технологических процессов. Тез. докл. X Всерос. науч. – техн. конф. Часть II. - г. Рыбинск, РГАТА. - 2000 г., С 4-5.
3. Горн Э. П. и др. Термодинамический анализ выделения скрытой теплоты кристаллизации с сплавах перитектического типа системы Fe-C // XXVIII неделя науки СПбГТУ. Ч. II.: Матер. межвуз. науч. конф. – СПб.: СПбГТУ, 2000 г. – С. 102-103с.
 4. Горн Э. П. и др. Анализ объемной усадки сплавов перитектического типа системы Fe-C в период затвердевания // XXIX недели науки СПбГТУ. Матер. межвуз. науч. конф. СПбГТУ, 2001, С 45-46.
 5. Голод В.М., Савельев К.Д., Луковников Д.А., Горн Э.П.. Высокие интеллектуальные технологии образования и науки. Матер. VIII междунар. науч.-метод. конф. СПб.: СПбГТУ, 2001 г. - С 13-14.
 6. Горн Э. П., Голод В.М., Ривкин С.И., Юргенсонн Е.Н.. Определение теплофизических характеристик на основе статистического анализа результатов численного моделирования процесса затвердевания отливок. Сб. тез. докл. Сб.Литейное производство сегодня и завтра. Тез. докл. всерос. науч.-практ. конф. СПб.: СПбГТУ, 2001 г. - С 67-68.
 7. Горн Э.П., Савельев К.Д., Голод В.М., Луковников Д.А., Ермакова С.В. Применение термодинамического моделирования литейных сплавов // Литейное производство. 2001. № 6. - С.26 - 30.
 8. Горн Э.П., Голод В.М. Определение теплофизических характеристик смесей // XXX недели науки СПбГТУ. Мат. межвуз. науч. конф. СПбГТУ, 2002. - С 51-52.
 9. Голод В.М., Горн Э.П., Зуев М.В., Даморатский Д. С. Разработка технологического процесса изготовления крупных стальных отливок ответственного назначения в “ОМЗ-Спецсталь” с использованием численного моделирования литейной технологии Санкт-Петербург. - Сб. Литейное производство сегодня и завтра – Тез. докл. Всерос. науч.-практ конф. – СПб., СПбГТУ, 2003г. - С 25-29
 10. Э. П. Горн, В.М.Голод, К.Д.Савельев Определение теплофизических и усадочных характеристик сплавов Fe-C-X_i перитектического типа на основе термодинамического моделирования. – Мат. межвуз. науч. конф. XXXI нед. науки СПбГТУ. СПб.: СПбГТУ, 2003г. - С 35-36.