

На правах рукописи

Ольховик Евгений Олегович

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УСАДОЧНОЙ ПОРИСТОСТИ
И ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ОТЛИВКАХ ОТВЕТСТВЕННОГО
НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

Специальность 05.16.04. - Литейное производство

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Санкт-Петербург 2005

Работа выполнена в Санкт-Петербургском институте Машиностроения на кафедре "Машины и технология литейного производства"

Научный руководитель:

доктор технических наук,
профессор

Десницкий Владимир Владимирович

Официальные оппоненты:

доктор технических наук,
профессор

Пряхин Евгений Иванович

кандидат технических наук

Матвеев Игорь Александрович

Ведущая организация -

АОЗТ «РУСТ-95»,
г.Санкт-Петербург

Защита состоится «__» _____ 2005 г. в ____ часов
на заседании диссертационного совета Д212.229.14
в государственном образовательном учреждении высшего
профессионального образования «Санкт-Петербургский
государственный политехнический университет», по адресу: 195251,
г.Санкт-Петербург, ул.Политехническая 29, химический корпус, ауд. 51.

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

Автореферат разослан «__» _____ 2005 г.

Ученый секретарь диссертационного совета Д212.229.14

Доктор технических наук, профессор



С.Ю.Кондратьев

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

АКТУАЛЬНОСТЬ РАБОТЫ. Литейное производство является заготовительной базой для современного машиностроения. Производство качественных стальных отливок зависит не только от свойств исходного металла и литейной формы, но и в значительной степени определяется процессами, происходящими, при кристаллизации стали. Трудности управления качеством стальных отливок связаны с протеканием разнородных литейных процессов, одновременный анализ которых представляет сложную задачу. Многоступенчатость и нестабильность технологических процессов литья, разброс свойств исходных материалов и т.д. обуславливают недостаточно высокую эффективность решений, принимаемых на интуитивном уровне.

В настоящее время проектирование литейной технологии изготовления отливок ответственного назначения складывается из набора методик, которые позволяют спроектировать только отдельные технологические параметры. Разработка литейной технологии должна решаться только на основе теории, позволяющей разработать математические модели, учитывающие взаимное влияние совместного протекания литейных процессов, представляющие отливку как единую систему. Выявление причин снижения механических свойств углеродистой стали в отливках требует теоретического и экспериментального изучения. Повышение работоспособности литых деталей связано с совершенствованием представлений о формировании металла отливки и в разработке математических моделей, описывающих литейные процессы.

Диссертационная работа поддержана персональным грантом администрации Санкт-Петербурга совместно с Министерством образования Российской Федерации и Санкт-Петербургского научного центра РАН для молодых ученых и специалистов за 2004г. по направлению «Машиностроение» (грант М04-3.4К-76).

ЦЕЛЬ РАБОТЫ. На основе полученных экспериментальных данных и теоретических исследований разработать методику, алгоритмы и программное обеспечение позволяющие оценить влияние усадочной пористости и параметров структуры на изменение механических свойств углеродистой стали. Для определения распределения размера аустенитного зерна в сечении отливки разработать модель формирования дендритной структуры. Получить взаимосвязи по изменению относительного удлинения и вязкости разрушения от параметров, определяющих усадочную пористость и структурную неоднородность.

НАУЧНАЯ НОВИЗНА.

- разработана методика расчета распределения локального параметра направленности затвердевания металла в сечении отливки, которое является критерием развития усадочной пористости;

- установлены взаимосвязи локального параметра направленности затвердевания и изменения механических свойств (пластических и вязкости разрушения);

- экспериментально установлен диапазон значений локального параметра направленности затвердевания, для которого не происходит снижения механических свойств, это является условием получения плотного строения металла отливки;

- предложено физическое обоснование существования переходной зоны между твердой и жидкой фазами и математическое описание системы кристалл – переходная зона - жидкость в виде скалярного параметра;

- для моделирования формирования дендритной структуры углеродистой стали в сечении отливки разработана система математических моделей.

ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ, ВЫНОСИМЫЕ НА ЗАЩИТУ:

- предложено и обосновано использование расчетного распределения локального параметра направленности затвердевания в сечении отливки, для оценки изменения механических свойств, связанного с дефектами в виде усадочной пористости;

- модель дендритной кристаллизации углеродистой стали, позволяющая количественно исследовать морфологию фронта кристаллизации и получить распределение параметров строения дендритной структуры;

- результаты экспериментальных исследований формирования макро- и микро- строения стали 25Л в различных условиях затвердевания;

- модель комплексной оценки изменения механических свойств, на основе полученных взаимосвязей с локальным параметром направленности затвердевания и размером зерна.

ПУБЛИКАЦИИ. По материалам диссертации опубликовано 8 статей и в соавторстве одна монография.

Основные положения диссертации были представлены и обсуждались на следующих конференциях и семинарах:

1. Доклад на секции 6-го Съезда Литейщиков России, Екатеринбург 19-23 мая 2003года.
2. Доклад на Политехническом симпозиуме молодых ученых октябрь-ноябрь 2003г, СПбГПУ.
3. Доклад на Международной научно-технической конференции «Надежность-2003», г.Самара ноябрь 2003г.
4. Доклад на научном семинаре кафедры «Машины и технология литейного производства» Санкт-Петербургского института машиностроения, 25 октября 2004 г.

ЛИЧНЫЙ ВКЛАД АВТОРА состоит в постановке задачи исследований, обоснованию основных положений, определяющих

научную новизну и практическую значимость. Автор принимал участие в обработке результатов экспериментальных исследований, разработал расчетные методики прогнозирования распределения механических свойств углеродистой стали в отливках.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЦЕННОСТЬ РАБОТЫ заключается в разработке математических моделей, программ для ЭВМ, позволяющих на стадии технологического проектирования прогнозировать изменение механических свойств металла в сечении отливки с целью дополнительного взаимодействия технолога-литейщика и инженера-конструктора. Совокупность экспериментальных и теоретических результатов, позволяет определить оптимальные параметры структуры, обеспечивающие необходимый уровень механических свойств. Разработанный комплекс вычислительных моделей, позволяет обеспечить в отливке требуемое распределение механических свойств.

СТРУКТУРА И ОБЪЕМ ДИССЕРТАЦИИ.

Диссертация состоит из введения, пяти глав, выводов и библиографии. Содержание работы изложено на 176 страницах. Количество таблиц 14, рисунков 50. Список литературы содержит 222 наименования.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении раскрыта и обоснована актуальность темы диссертационной работы, сформулированы цель и задачи исследования, представлены научная новизна, практическая ценность работы, дается ее общая характеристика.

В первой главе рассматриваются механические свойства углеродистой стали в отливках ответственного назначения. Показан имеющийся на практике разброс значений механических свойств в отливках различного типа и назначения. В обзорной части рассмотрены и выявлены причины формирования неоднородности распределения механических свойств металла стальных отливок. Часть главы посвящена рассмотрению физических основ длительного сопротивления разрушению и методов оценки технического ресурса стальных деталей. Анализ существующих САПР для литейного производства показал отсутствие возможности получить информацию о распределении механических свойств в объеме отливки. Проведен анализ существующих моделей влияния параметров структуры на механические свойства. Установлено, что параметры структуры сплава могут быть представлены как распределение подобных блоков, зерен или ячеек, которые обладают характерными свойствами, такими как: химический состав, размер, твердость, ориентация кристаллического строения, направление плоскостей скольжения, и др. При этом форма и размеры исходных трещин определяются свойствами дефектов в виде физической и структурной неоднородности металла.

Проведен анализ современных представлений о строении сплавов

и существующих термодинамических моделей кристаллизации. В качестве базовой концепции для построения модели дендритной кристаллизации выбрана теория Кана-Хилларда, определяющая изменение плотности свободной энергии (свободная энергия Гиббса) в неравновесном состоянии. В заключительной части главы формулируются постановка задачи и методы ее решения.

Вторая глава посвящена разработке комплекса моделей литейных процессов (рис.1), определяющих изменение механических свойств металла отливки. Комплекс моделей литейных процессов реализован в виде двухуровневой иерархической системы. Выбранное сечение отливки покрывается конечно-разностной сеткой I-го уровня дискретизации. Размер элементов сетки определяется в зависимости от габаритов отливки и необходимой точности расчета.



Рис.1 Комплекс моделей для расчета распределения механических свойств металла отливки

Для расчета тепломассообмена между отливкой и формой используется модификация метода конечных разностей - метод элементарных балансов. На каждом шаге по времени формируется расчетное температурное поле, которое анализируется на предмет достижения в любом элементе I-го уровня температуры солидус. При этом фиксируется время, при котором достигнута температура солидус. Контролируя все элементы в сечении отливки, к моменту полного остывания металла сформируется поле продолжительности

затвердевания. Обработка поля продолжительности затвердевания осуществляется с целью оценки условий питания каждого элемента отливки. В качестве критерия оценки питания используется расчетное распределение локального параметра направленности затвердевания в

следующем виде:

$$G = \frac{\Delta\tau}{\Delta l \cdot \tau_1} [1/м] , \quad (1)$$

где $\Delta\tau = \tau_2 - \tau_1$; $\tau_1, \tau_2 [с]$ - продолжительность затвердевания металла соответственно в исследуемой точке отливки и в точке, отстоящей на расстояние Δl в направлении питания отливки.

Величина локального параметра направленности затвердевания отражает степень питания элементов отливки, а распределение локального параметра направленности затвердевания для сечения отливки принимается как показатель изменения свойств металла в расчетном сечении.

Модель формирования дендритной структуры является системой II-го уровня и для ее реализации выполняется дополнительная дискретизация сетки I-го уровня. Цель дополнительного разбиения на элементы - это моделирование формирования дендритной структуры, расчет параметров ее строения и расчет распределения углерода. Размер элементов конечно-разностной сетки II-го уровня составляет от 10 до 100 мкм, что позволяет адаптировать ее к различным условиям затвердевания уже на микроскопическом уровне. Численное исследование морфологии фронта кристаллизующегося металла потребовало разработки специальных алгоритмов для явного вычисления формы межфазной поверхности. В двумерной геометрии расчеты проводились на основе метода конечных разностей, с адаптируемой сеткой.

Процесс кристаллизации рассматривается как переход из жидкого состояния в твердое через третье переходное состояние. В работе фазовый переход не является поверхностью, как в модели Стефановского типа, а представляет собой переходную область конечного размера. Для математического описания системы кристалл-переходная зона-жидкость и моделирования процесса перехода металла из жидкого состояния в твердое, согласно базовой теории, в работе применяется фазово-полевая переменная ϕ , которая является функцией

времени и координат, и определяет состояние сплава: $\phi(x, t) = \begin{cases} 0 \\ 1 \end{cases}$, (2)

0 соответствует твердому состоянию, 1 - жидкому состоянию для точки с координатой x в момент времени t . Поведение фазово-полевой переменной ϕ управляется уравнениями тепломассообмена и диффузии. Параметр ϕ меняется непрерывным образом по всей переходной зоне, описывая внутреннюю структуру фазового перехода, а на ее границах

имеет постоянные значения, соответствующие жидкой или твердой фазе. По ширине переходной зоны, значение фазово-полевой переменной описывалось непрерывной функцией в виде:

$$\phi(x) = \frac{1}{1 + e^{\frac{x}{\delta}}} \quad (3)$$

Графическая интерпретация функции (3) представлена на рис.2, при этом линейный размер переходной области между жидкой и твердой фазами занимает длину в 10δ . При рассмотрении функции $\phi(x, y, z, \tau)$ с постоянными значениями ϕ , нормаль растущих кристаллов направлена в жидкость и рассчитывалась в виде: $\vec{n} = \frac{\nabla\phi}{|\nabla\phi|}$. Задавая значение δ вычисляли

значение - $|\nabla\phi| = \frac{\partial\phi}{\partial n} = \frac{\phi(1-\phi)}{\delta}$, соответственно для плоскости лапласиан

$(\nabla^2 = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{2}{x} \cdot \frac{\partial}{\partial x})$ производная взятая по координате:
 $\frac{\nabla\phi\nabla|\nabla\phi|}{|\nabla\phi|^2} = \frac{\partial^2\phi}{\partial n^2} = \frac{\phi(1-\phi)(1-2\phi)}{\delta^2}$. Кривизну межфазной поверхности

растущего кристалла определяет параметр k , а ее изменение в объеме переходной зоны рассчитывалось как отклонение нормали в виде:

$k = \nabla \cdot \vec{n} = \frac{1}{\nabla\phi} \left(\nabla^2\phi - \frac{\nabla\phi\nabla|\nabla\phi|}{\nabla\phi} \right)$. Отклонение температуры межфазной

поверхности от равновесной температуры из-за кривизны и кинетическое переохлаждение переходной зоны связано со скоростью ее перемещения и определяется линейным образом посредством кинетического коэффициента в уравнении Гиббса-Томсона: $T = T_{пл} - \frac{\Gamma}{R}$, где

$\Gamma = \frac{\sigma \cdot T_{пл}}{L}$; $\Delta T = T_{пл} - T$; $\Delta T = \frac{\Gamma}{R}$. Нормальная скорость перемещения

переходной зоны при отсутствии диффузии в твердой фазе

рассчитывалась в виде: $V_n = v_i \cdot \vec{n} = v_i \cdot \left(-\frac{\nabla\phi}{|\nabla\phi|} \right) = \frac{\partial\phi/\partial\tau}{|\nabla\phi|}$. Тогда

уравнение для скорости кристаллизации будет иметь следующий вид:

$$\frac{V_n}{\mu} = T_{пл} - T + m_L \cdot c_L - \frac{\sigma \cdot T_{пл}}{L} \cdot k, \quad (4)$$

где V_n - нормальная скорость перемещения переходной зоны, m_L - наклон ликвидуса $\left[\frac{\%}{\circ K} \right]$, $T_{пл}$ - температура плавления, T - текущая температура,

k - средняя кривизна межфазной поверхности, μ -линейный кинетический коэффициент роста $\left[\frac{m}{c \cdot K} \right]$, определяемый из соотношения Гиббса-Томсона, σ - поверхностное натяжение на границе кристалл-жидкость, L – удельная теплота кристаллизации.

При замене соответствующих выражений использовали уравнение перемещения переходной зоны в следующем виде:

$$\frac{\partial \phi}{\mu \cdot \partial \tau} = \frac{\sigma \cdot T_{пл}}{L} \left[\nabla^2 \phi - \frac{\phi(1-\phi)(1-2\phi)}{\delta^2} \right] - (T_{пл} - T + m_L \cdot c_L) \frac{\phi(1-\phi)}{\delta}. \quad (5)$$

Концентрация углерода в переходной зоне рассчитывалась для жидкости и твердой фазы в зависимости от начальной концентрации C_0 и коэффициента распределения, с применением фазово-полевой

переменной в виде $c_L = \frac{c_0}{\phi + k_0(1-\phi)}$, $c_S = \frac{k_0 \cdot c_0}{\phi + k_0(1-\phi)}$. Изменение

концентрации углерода в твердой фазе и жидкости за счет разделительной диффузии, рассчитывалось с использованием информации о наклоне линий ликвидуса диаграммы состояния Fe-C. Для учета степени отклонения от равновесия использовалась модель Шейли. Выравнивающая диффузия рассчитывалась отдельно для жидкой и твердой фазы с использованием параметра ϕ в уравнении диффузии в следующем виде:

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = \nabla[(1-\phi)D_S \nabla C_S + \phi D_L \nabla C_L] \quad (6)$$

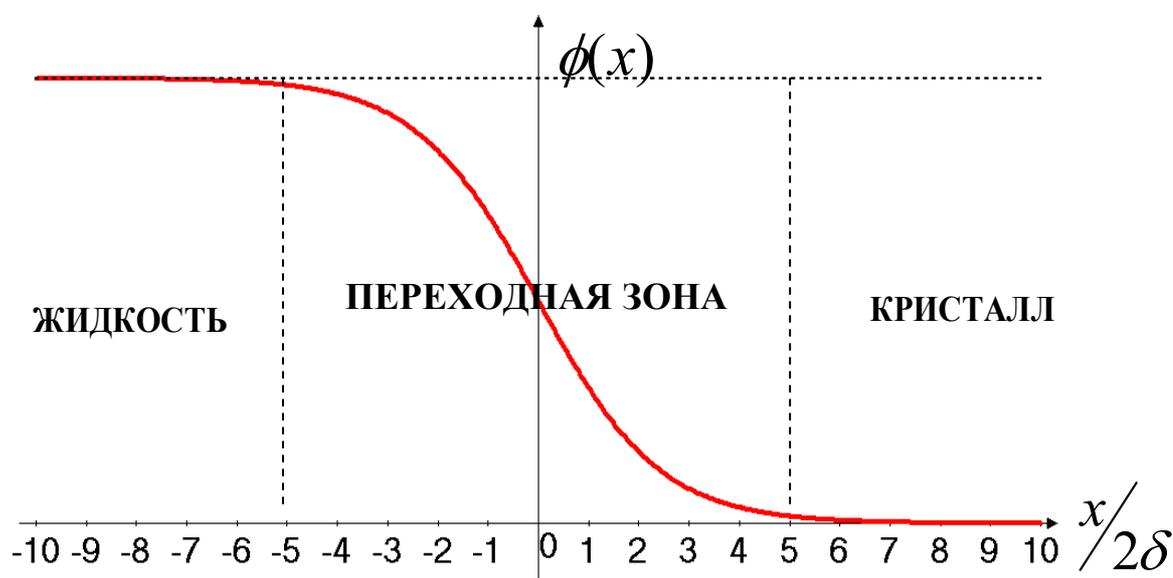


Рис.2 Переходная зона между жидкой и твердой фазой

Применяемая в работе методика расчета(2-6) является наиболее эффективной, необходимы только значения температуры плавления, наклона ликвидуса, коэффициента распределения и температурной зависимости теплофизических свойств сплава.

Третья глава посвящена термодинамическому моделированию формирования дендритной структуры углеродистой стали.

Разработанная модель дендритной кристаллизации основана на термокинетических закономерностях роста кристаллов в жидкой фазе при разделительной диффузии. Система уравнений(7-10) в разработанной модели описывает выделение и распространение теплоты кристаллизации, кинетику роста твердой фазы, разделительную и выравнивающую диффузию элемента добавки.

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} + \nabla[(1-\phi) \cdot V_L \cdot T] = \alpha \cdot \nabla^2 T + \frac{L}{C_p} \frac{\partial \phi}{\partial \tau} \quad (7)$$

$$\frac{\partial \phi}{\partial \tau} = -M_\phi \left[\frac{\partial f}{\partial \phi} - \varepsilon_\phi^2 \nabla^2 \phi \right] \quad (8)$$

$$\frac{\partial C}{\partial \tau} = \nabla \left(M_c \nabla \frac{\partial f}{\partial C} \right) \quad (9)$$

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = D_\phi \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + V_L \frac{\partial C_L}{\partial x} \quad (10)$$

Для учета реальной кристаллизации в математическую модель введены уравнения диффузии (10) и теплопроводности (7). Для уточнения особенностей выделение теплоты кристаллизации в уравнение теплопроводности(7) используется фазово-полевая переменная ϕ , а возможное применение функциональной зависимости $g(\phi)$, при выполнении граничных условий $g(0)=0, g(1)=1$ и при любых промежуточных значениях дает возможность описать выделение теплоты кристаллизации немонотонного характера. Обработка экспериментальных данных по температурной зависимости доли твердой фазы, выделяющейся при кристаллизации сплавов Fe-C, позволила установить, что оптимально использовать функцию $g(\phi)$ в виде полинома третьей степени или степенной зависимости. Второе слагаемое в левой части уравнения(7) учитывает конвективный перенос тепла в жидкости.

Уравнения (8) и (9) описывают рост твердой фазы и перераспределение ликвидирующего компонента при кристаллизации.

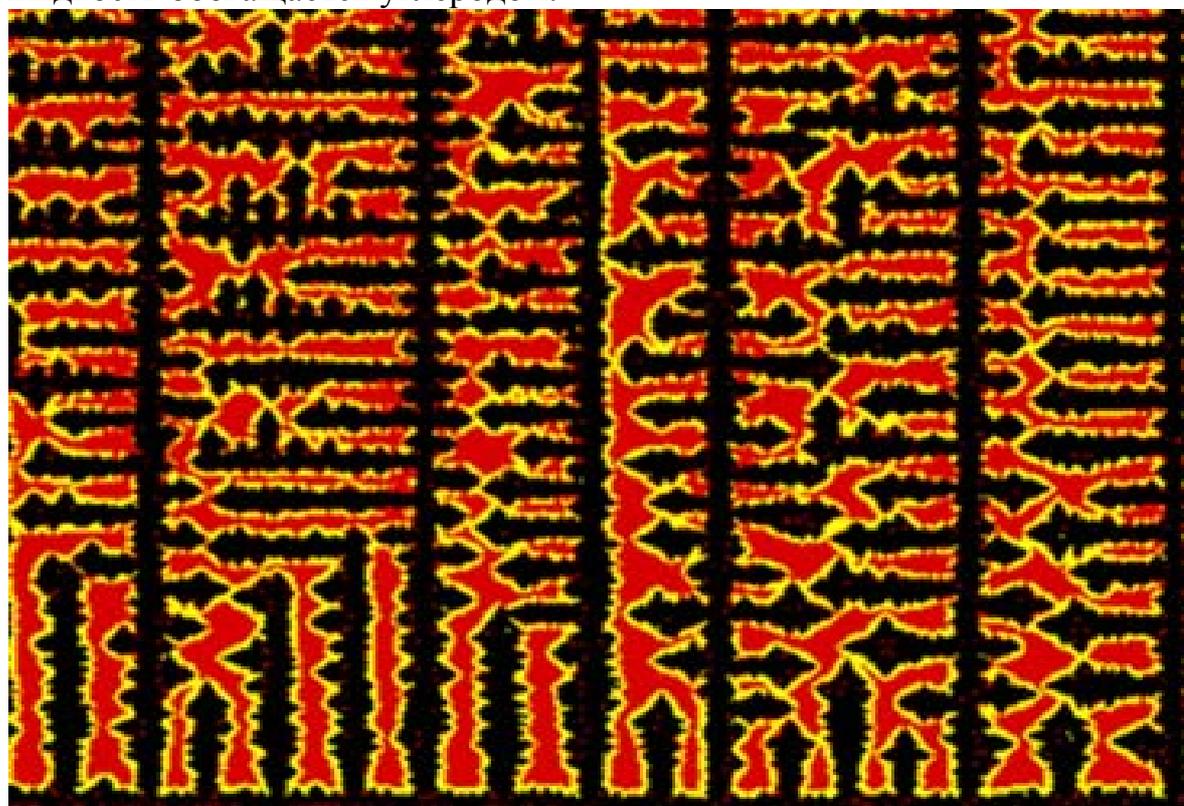
В уравнении кинетики образования твердой фазы(8) используются коэффициенты M_ϕ и ε_ϕ зависящие от теплофизических свойств сплава и определяющие вероятность и скорость перехода атомов из жидкого состояния в твердое. $\varepsilon_\phi^2 = 6 \cdot \sigma \cdot \delta$ - коэффициент, определяющий изменение поверхностной свободной энергии, при образовании новой поверхности раздела. При расчете ε_ϕ планировалось, что рост твердой фазы происходит в виде присоединения элементов кубической формы. Параметр M_ϕ , является кинетическим коэффициентом и определяет скорость увеличения поверхности растущего кристалла.

Уравнение (9) описывает кинетику перераспределения углерода при кристаллизации. Коэффициент $M_c = D\phi C$ определяет диффузионную

подвижность атомов при ликвации. Расчет перераспределения ликвирующего компонента складывается из двух составляющих, это разделительная диффузия при переходе из жидкого состояния в твердое и выравнивание градиентов концентраций. Движущей силой разделительной диффузии является градиент химических потенциалов. Для расчета химического потенциала фазы переменного состава использовалось соотношение - $\mu = \partial F / \partial C = \ln[C / (1 - \phi + k\phi)]$, где F - свободная энергия, C - концентрация ликвирующего компонента, k - коэффициент распределения, ϕ - состав фаз (жидкость, переходная зона, кристалл). Ввод параметра ϕ при расчете химического потенциала дает возможность непрерывного определения химического потенциала во всем объеме переходной зоны.

В уравнение диффузии(10) введен общий коэффициент диффузии зависящий от состояния сплава (твердое/жидкое/переходное) - $D_\phi = D_S + (D_L - D_S) \cdot p(\phi)$, в таком виде перераспределение ликвирующего компонента рассчитывается в жидкости и твердой фазе. Второе слагаемое в правой части уравнения учитывает конвективный перенос углерода в жидкой фазе.

Расчетное распределение концентрации углерода для дендритных зерен представлено на рис.3. При первичной кристаллизации стали 25Л вначале происходит образование δ -Fe, при этом междендритная жидкость обогащается углеродом.



δ -Fe ($C < 0.1\%$)
 $0.25\% < C < 0.5\%$
 $C > 0.5\%$

Рис.3. Концентрация углерода в дендритной структуре стали 25Л

Превращение $L \rightarrow \delta$ происходит в соответствии с коэффициентом распределения $k=0.28$, образуя до 60% твердой фазы. По площади занимаемой δ -ферритом определялся средний размер первичного зерна. Образование в оставшемся расплаве аустенита ($L \rightarrow \gamma$) первоначально происходит в областях с повышенной концентрацией углерода, и описывается уравнениями (8,9). При этом образуется до 25% твердой фазы. Перераспределение углерода в $\gamma-Fe$ происходит практически равновесно при высоком значении коэффициента диффузии углерода, являющегося элементом замещения. Окончательное затвердевание происходит при превращении $L + \delta \rightarrow \gamma$, при этом образование аустенита сопровождается обеднением $\delta-Fe$, в результате затвердевания перитектической смеси происходит образование 15% твердой фазы. После полного завершения перитектической реакции формируется аустенитное зерно в виде шестигранников неправильной формы (полиэдрическая структура). Размер аустенитного зерна определяется размером дендритной ячейки. По площади занимаемой дендритной ячейкой определялся размер аустенитного зерна и его бал ($n = 8 \cdot 2^N$), где n – количество зерен на 1мм^2 , N – бал зерна (ГОСТ 5639-82).

Распад $\gamma-Fe$ с образованием $\alpha-Fe$ определяется равновесной диаграммой состояния, а распад эвтектоидного аустенита с образованием перлита определяется размерами $\alpha-Fe$ и соотношением: $R_\gamma = R_\alpha \cdot \sqrt[3]{V_\gamma}$.

Развитие дендритной структуры характеризуется средним расстоянием между осями дендритов и длиной вторичных ветвей. Уменьшение среднего расстояния между осями дендритов объясняется появлением новых дендритов. Рост вторичных ветвей дендритов продолжается до момента пока соседние ветви не столкнутся. Появление новых дендритов происходит в начальный период времени. Каждый растущий дендрит выделяет вокруг себя теплоту кристаллизации и образует области с более высокой температурой. Новые дендриты могут образоваться только в промежутках между этими областями. Рост главных осей дендритов заканчивается при их взаимном столкновении. Этот механизм определяет формирование макростроения. Граничными условиями при моделировании будет кинетика снижения температуры в исследуемом элементе I-го уровня дискретизации.

Моделирование формирования дендритной структуры (рис.4) было выполнено для сечения отливки корпуса нагнетателя. Металл у границы с формой имеет плотную структуру, кристаллы игольчатое строение. Оси дендритов расположены близко к друг другу (примерно 50мкм), тела дендритов имеют сечение не более 40 мкм), вторичные оси слабо выражены. Выше по вертикальному сечению – дендритная структура столбчатого строения, кристаллы расположены перпендикулярно сторонам отливки. В работе были исследованы факторы, влияющие на образование зоны столбчатых кристаллов. В

междендритном канале жидкая фаза перемещается к горячему концу канала, при этом происходит перенос углерода. Установлено, что скорость конвективного и термокапиллярного переноса углерода выше молекулярной диффузии в 100 и более раз. Это объясняет наличие характерных полос химической неоднородности в зоне столбчатых кристаллов.

Результатом моделирования является расчет параметров дендритной структуры углеродистой стали (среднее расстояние между главными осями, размер дендритной ячейки, распределение концентрации углерода) в сечении отливки.

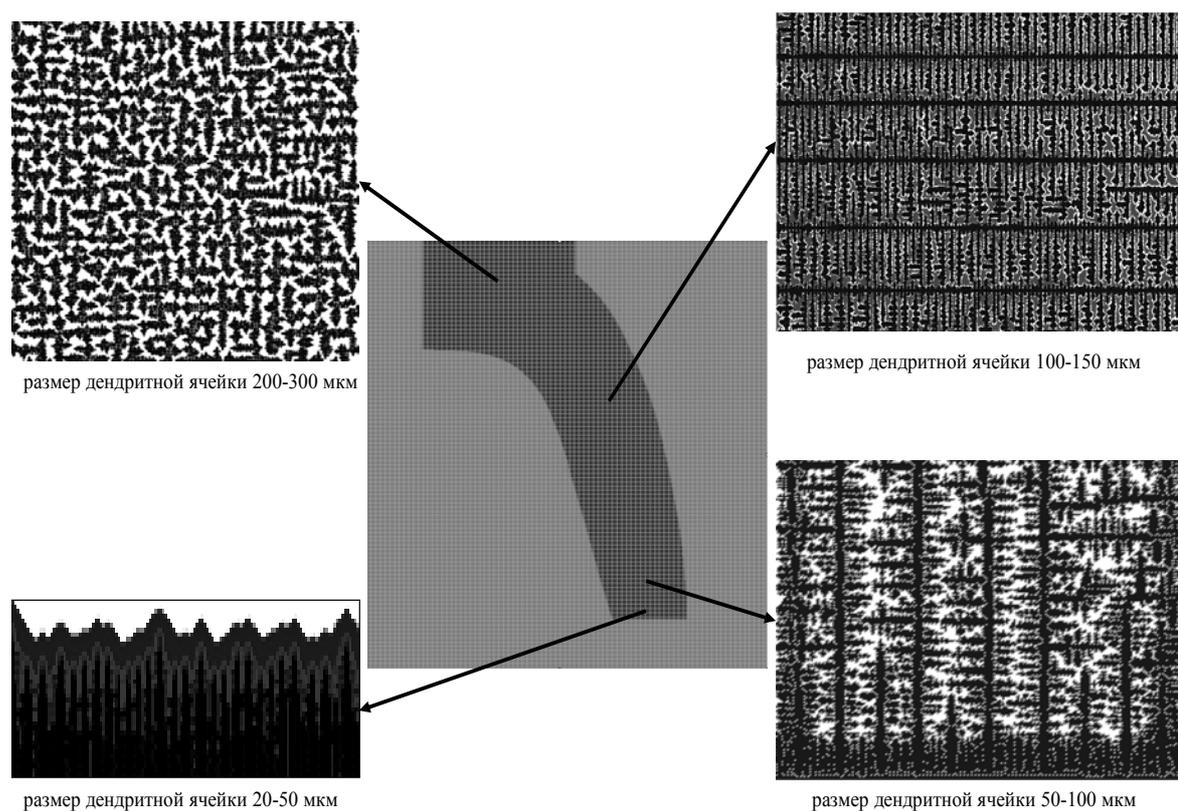


Рис.4.Результат моделирования формирования дендритной структуры для участков отливки корпуса нагнетателя природного газа

Результаты расчета по разработанной модели дендритной кристаллизации сравнивались с данными, имеющимися в литературе. Сопоставление расчетной и реальной структуры показало близкое соответствие. Отклонения данных о характерных размерах элементов структуры полученных компьютерным моделированием и экспериментальным определением не превышало 15%.

Четвертая глава посвящена экспериментальному исследованию влияния условий затвердевания на структуру и механические свойства углеродистой стали.

В качестве экспериментальных отливок для контроля механических свойств использовались конусные пробы, с различной протяженностью и клиновидностью, а также кольцевые (тонкостенные и толстостенные) отливки. Эти пробы чувствительности к возможному поражению отливок различными дефектами. Для оценки плотного строения отливки используется локальный параметр направленности затвердевания в виде (1), при этом условие направленного затвердевания всей отливки определяется полем распределения параметра затвердевания. Для исследований была обеспечена возможность непосредственного измерения механических свойств и параметра направленности затвердевания в экспериментальных отливках. Размеры экспериментальных отливок и параметры вырезанных образцов представлены в табл.1. Для вырезанных образцов было получено расчетное распределение параметра направленности затвердевания и выполнено экспериментальное определение методом термического анализа. Образцы для механических испытаний характеризуются определенным параметром затвердевания, продолжительностью затвердевания, пористостью и различными вариантами микроструктуры. Сложное температурное поле в поперечном сечении любой отливки обуславливает распределение локального параметра направленности затвердевания G в виде кривой с минимумом в термическом центре отливки. Серия экспериментальных отливок с постепенным увеличением толщины или продолжительности затвердевания отливки соответствует серии распределения параметра затвердевания. В объем металлографического анализа входило исследование микроструктуры, определение количества фаз и величины зерна, распределение пористости, измерение микротвердости структурных составляющих и определение плотности.

Наличие различных показателей пористости и вариантов микроструктуры дает возможность исследовать влияние этих факторов на скорость распространения трещины в литом материале.

Таблица 1
 Параметры образцов, вырезанных для механических испытаний

d_1 , мм	d_2 , мм	l_1 , мм	d_{cp} , мм	d'_{cp} , мм	τ_1 , мин	τ_2 , мин	$(\tau_1 - \tau_2)/\Delta t \cdot \tau_1$, 1/см
30	20	260	25	26,9	0,61	0,7	0,029
80	60	100	70	72,5	4,7	5,1	0,017
100	0	380	50	63,1	2,44	3,88	0,118
45	30	290	37,5	40,0	1,33	1,56	0,034
70	12	320	41	50,0	1,64	2,44	0,097
58	40	320	49	51,8	2,34	2,62	0,024
65	50	350	57,5	59,6	3,22	3,46	0,016
60	24	320	42	47,6	1,72	2,21	0,056

Таблица 2
 Механические свойства стали 25Л в сечениях
 $d=30-75$ мм экспериментальных литейных конусных проб

Номер пробы, Размер, уклон	$\frac{G}{\tau}$	σ_B МПа	$\sigma_{0.2}$ МПа	δ %	Ψ %	$\sigma_B/\sigma_{0.2}$
N=2, d=64/75 $\beta=3^\circ$	0.015/576.6	548/559	330/313	15.5/20.2	24.4 / 38.8	0.6/0.56
N=5, d=52/58 $\beta=1.5^\circ$	0.020/281.8	560/556	328/323	27.3/20.7	49 / 37.8	0.59/0.58
N=4, d=32/47 $\beta=3^\circ$	0.0238/131.8	561	318	21.3	30	0.57
N=6, d=39/43 $\beta=1^\circ$	0.0252/126.8	553/541	320/300	25/16.7	29.1 / 28.3	0.58/0.55
N=10, d=30/40 $\beta=2^\circ$	0.0276/76	545	325	19	23.4	0.60

Выполненные механические испытания подтвердили возможность применения соотношения Петча-Холла для расчета изменения предела текучести в зависимости от размера зерна, при этом расхождение не превышает 15%. Установлено, что при равновесной ферритно-перлитной структуре стальных отливок предел прочности σ_B слабо зависит от показателей пористости, при этом пластические (δ, Ψ) и вязкие (K_{IC}) свойства зависят от пористости и от структуры углеродистой стали.

Характеристика пористости и закономерности распределения пор, выявленные металлографическим анализом, подтвердили влияние локального параметра затвердевания G на плотность стали. Особенно четко это прослеживалось на металле конических проб. Вместе с тем,

при соблюдении условий высокой плотности ($G > 0.1$ [1/см]) возможно исключение в структуре литого металла дефектов типа усадочных пор.

Обработка экспериментальных данных позволила установить степень изменения вязкопластических свойств стали от локального параметра направленности затвердевания. Эта зависимость представлена выражением для расчета относительного удлинения в локальном объеме отливки:

$$\delta = \delta_{MAX} \cdot (0.3 + 12.7G - 57.8 \cdot G^2) \quad , \quad (11)$$

при условии для локального параметра затвердевания $0.1 > G > 0.01$ [1/см];

где δ_{MAX} - максимальная величина относительного удлинения в %;

δ - относительное удлинение в расчетной точке отливки.

Взаимосвязь параметра затвердевания(1) и коэффициента интенсивности напряжения (K_{IC}) представляется в виде:

$$K_{IC} = K_{IC_{max}} \sqrt{9 \cdot G} \quad , \quad (12)$$

при условии для локального параметра затвердевания $0.1 > G > 0.01$ [1/см];

где, $K_{IC_{MAX}}$ - максимальное значение коэффициента интенсивности напряжения, полученного из пробной планки.

G – локальный параметр направленности затвердевания [1/см];

K_{IC} - значение коэффициента интенсивности напряжения для расчетной точки отливки.

В результате исследований механизма разрушения и изломов образцов литой углеродистой стали было выявлено представление о структурной ячейке, участвующей в процессе образования трещины. Для образцов, разрушенных при циклически изменяющейся нагрузке происходит растрескивание структуры на отдельные зерна, размер которых сопоставляется с аустенитным зерном. Вязкость разрушения описывалась зависимостью:

$$K_{IC} = K_{IC_{MAX}} - \lambda \cdot \sigma_B \cdot \sqrt{d} \quad , \quad (13)$$

где σ_B (> 450 МПа) - средняя прочность на разрыв структурной ячейки с характерным размером d ; λ - постоянный множитель, учитывающий вид трещины.

При определении параметра вязкости разрушения использовались оригинальная установка и методика для выращивания усталостных трещин, разработанная к.т.н. Л.Ф.Кратовичем.

Пятая глава посвящена комплексной оценке изменения механических свойств в отливках ответственного назначения из углеродистой стали. Приводятся результаты применения разработанных методик (главы 2-4). Комплексная оценка предусматривает учет большинства причин, отвечающих за снижение механических свойств.

Для стали 25Л начальный трещиновидный дефект размером d , находящийся в зоне предразрушения устойчиво развивается примерно до

контролируемых заранее размеров зерна, так что в момент разрушения величина d равна диаметру наибольшего зерна. Размеры усадочных пор для исследуемой стали 25Л, имеющей мелкозернистую микроструктуру, существенно (в несколько раз) превышают средний размер зерна. Проведенный анализ позволил установить, что литейные дефекты, снижают предел прочности металла с мелкозернистой структурой (8-9 бал зерна), однако такое снижение достаточно мало. Для металла отливки с размером зерна 5-6 балла, усадочная пористость оказывает сильное влияние на пластические свойства. Установлено, что дефектами структуры, снижающими пластические и вязкие свойства низколегированной стали являются крупные участки перлита в виде зерен или сетки. Лучшие механических свойств проявляются при соотношении феррит/перлит - 70/30.

Для сечения отливки «корпус нагнетателя природного газа» (рис.5.) на основе установленной взаимосвязи (12) локального параметра затвердевания и коэффициента интенсивности напряжения (K_{IC}) было получено расчетное распределение критерия сопротивления разрушению (рис.6) . Осевая часть отливки имеет пониженные свойства, это объясняется наличием дефектов в виде усадочной пористости.

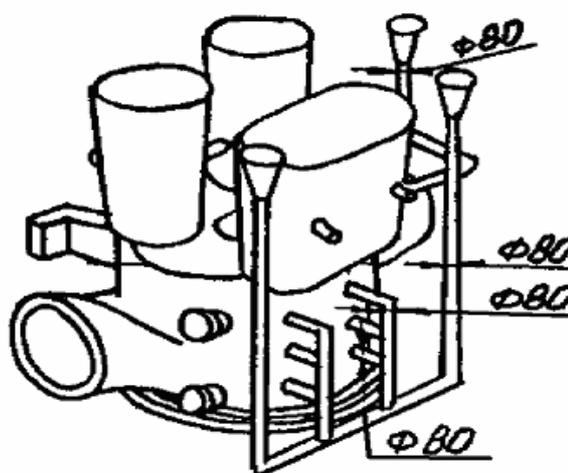


Рис.5.Отливка «Корпус нагнетателя природного газа», масса 11т

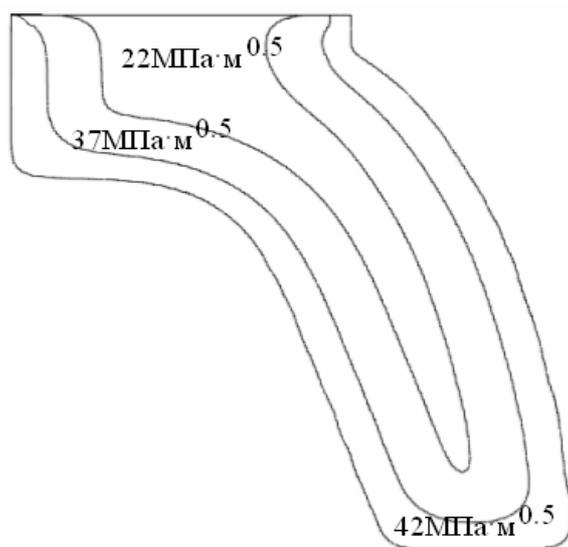


Рис.6. Распределение вязкости разрушения фактор изменения свойств - усадочная пористость

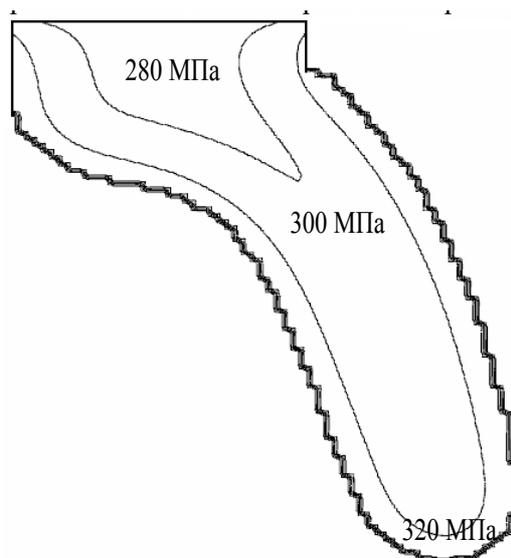


Рис.7. Распределение предела текучести, фактор изменения свойств - размер зерна

В данном расчете предполагалось постоянство ферритно-перлитной структуры по всему объему отливки. Данные о распределении параметров структуры внесут дополнительные изменения в распределение механических свойств.

Расчет распределения предела текучести (рис.7) был выполнен на основе проведенного расчета распределения размера аустенитного зерна и зависимости Петча-Холла. Постоянное сочетание в отливке изменений в структуре и наличие усадочных пор приводит к сложному изменению механических свойств на каждом участке отливки. Неблагоприятные параметры структуры и пористость являются охрупчивающими факторами, и могут приводить к ускорению продвижения усталостных трещин. Рис.8 получен как обобщение результатов влияния усадочной пористости и структурной неоднородности на трещиностойкость стали 25Л в сечении отливки.

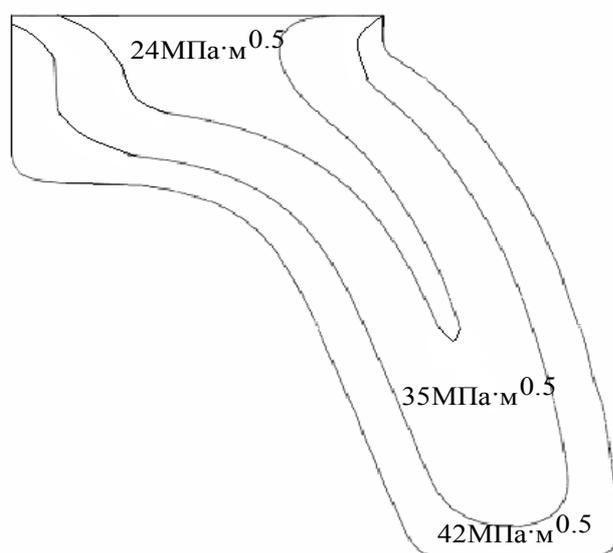


Рис.8. Прогнозируемое распределение вязкости разрушения

Применение разработанной методики позволяет сделать правильный выбор технологии изготовления отливки, при этом качество проектирования технологии предполагается оценивать прогнозируемым распределением механических свойств, ответственных за ресурс работы литой детали. Также имеется возможность избежать появления дефектов в области высоких рабочих нагрузок, и определить степень снижения механических свойств металла в отливке, что позволяет более точно оценить срок ее гарантированной эксплуатации.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ:

1. Показана необходимость оценки качества разработки технологии изготовления отливок ответственного назначения путем прогнозирования распределения механических свойств в ответственных сечениях отливки.

2. Для прогнозирования распределения механических свойств разработан двухуровневый комплекс моделей литейных процессов, определяющих условия формирования механических свойств. Модель первого уровня учитывает изменение механических свойств на макроуровне, за счет усадочной пористости. Модель второго уровня учитывает изменение параметров структуры.

3. Предложен метод расчета распределения локального параметра направленности затвердевания в сечении отливки, который позволяет установить степень питания каждого элемента отливки и прогнозировать изменение механических свойств.

4. Экспериментально установлено, что наиболее чувствительными характеристиками, реагирующими на изменение пористости, являются значения относительного удлинения и вязкости разрушения.

5. Экспериментально установлены взаимосвязи между локальным параметром направленности затвердевания и рядом механических свойств - относительным удлинением и коэффициентом интенсивности напряжения. Снижение δ и K_{IC} имеет место при изменении локального параметра затвердевания в диапазоне $0.01 > G > 0.1$ [1/см].

6. Разработана модель дендритной кристаллизации, позволяющая рассчитать параметры строения дендритной структуры углеродистой стали в исследуемом сечении отливки.

7. С применением разработанной модели дендритной кристаллизации получено расчетное распределение размера дендритной ячейки (аустенитного зерна) для сечения отливки корпуса нагнетателя.

8. Анализ макро- и микро- структуры образцов из стали 25Л позволил оценить характерные для данной стали дефекты строения (усадочные поры, сетка по границам зерен). В этих участках под действием напряжений возникают дефекты типа микротрещин и разрыхлений, которые затем становятся источниками макротрещин.

9. Сопоставлением расчетного изменения параметров структуры и экспериментального изучения скорости роста усталостной трещины в условиях различных структур установлено: для мелкозернистых структур наиболее опасными являются дефекты усадочного происхождения в виде пористости; для крупнозернистых структур наиболее опасными являются дефекты в виде сетки перлита на границах зерен.

10. Разработанный комплекс моделей, отражающий изменение механических свойств металла отливки, позволяет провести комплексную оценку распределения вязкости разрушения углеродистой

стали, определяемую как сочетание факторов, отвечающих за изменение свойств. Основными факторами изменения свойств являются усадочная пористость и размер аустенитного зерна.

Основные положения диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Ольховик Е.О. Длительная и циклическая прочность конструкционных материалов при объемном напряженном состоянии. Электронный журнал «Динамика, Прочность и Износостойкость Машин» №6 стр.92-98. 2000г.
2. Ольховик Е.О. Эффективные коэффициенты концентрации напряжений у острых кольцевых надразов. Электронный журнал «Динамика, Прочность и Износостойкость Машин» №7 стр.49-52. 2001г.
3. Ольховик Е.О., Десницкая Л.В. Моделирование формирования структуры в отливках. Труды VI съезда литейщиков России, Екатеринбург 19-23 мая 2003года II том, стр.292-299.
4. Ольховик Е.О., Десницкая Л.В. Оценка механических свойств в литых деталях машиностроения. Материалы семинаров Политехнического Симпозиума(СПбГПУ) Октябрь-Ноябрь 2003г, С.-Петербург, стр.22.
5. Ольховик Е.О., Десницкий В.В. Прогнозирование механических свойств в стальных отливках. Материалы международной научно-технической конференции «Надежность-2003» Самара 25-27 ноября 2003г. том II. Стр.137-143
6. Десницкая Л.В., Ольховик Е.О., Кратович Л.Ф., Десницкий В.В. Структурообразование и свойства стали в отливках. Монография. Изд-во С.-Петербургского института машиностроения, 184с., 2004г.
7. Ольховик Е.О., Десницкая Л.В. Комплексная оценка механических свойств низколегированной стали в отливках. «Литейное производство» №6, стр.25-30, 2004г.
8. Ольховик Е.О., Хорошилов К.В. Разработка способа проектирования оптимальной технологии изготовления отливок. Материалы семинаров Политехнического Симпозиума (СПбГПУ) Май 2004г, С.-Петербург, стр.20.
9. Ольховик Е.О., Десницкий В.В., Десницкая Л.В. Комплексная оценка изменения механических свойств металла стальных отливок. Литейное производство сегодня и завтра. Материалы 5-ой Всероссийской научно-практической конференции 22-24 июня 2004г, С.-Петербург.