

ФГБОУ ВПО «Воронежский государственный
технический университет»

В.А. Аммер

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛА В ОТЛИВКАХ

Утверждено Редакционно-издательским советом
университета в качестве учебного пособия

Воронеж 2012

Аммер В.А. Кристаллизация металла в отливках: учеб. пособие / В.А. Аммер. Воронеж: ФГБОУ ВПО «Воронежский государственный технический университет», 2012. 156 с.

В учебном пособии рассмотрены основные закономерности первичной кристаллизации металлов и формирования отливок в условиях литейной формы.

Издание соответствует требованиям Федерального государственного образовательного стандарта высшего профессионального образования по направлению подготовки бакалавров 150400 «Металлургия» (профиль «Технология литейных процессов»), дисциплине «Теория литейных процессов».

Пособие предназначено для студентов третьего и четвертого курсов.

Учебное пособие подготовлено в электронном виде в текстовом редакторе MS WORD XR и содержится в файле «Крист.мет. в отл. doc».

Табл. 7. Ил.60. Библиогр.:22 назв.

Научный редактор д-р физ.-мат. наук, проф. А.А. Щетинин

Рецензенты: Учебно-научно-производственный центр
по литейным технологиям и
материаловедению ООО «ТС-
Инжиниринг», г. Воронеж
(директор А.В. Пешков);
д-р физ.-мат. наук, проф. В.А. Небольсин

© Аммер В.А., 2012

© Оформление ФГБОУ ВПО

Воронежский государственный
технический университет», 2012

ВВЕДЕНИЕ

Современная теория литейных процессов изучает процессы, протекающие в сплавах при формировании отливок в условиях литейной формы. Учитывая сложность этих процессов, теоретический материал излагается в двух учебных пособиях; в первом из них рассмотрены явления гидродинамические при заливке жидких металлов в форму, теплообменные между металлом и формой, приводящие к затвердеванию. Данное учебное пособие является второй составной частью теоретического курса. В нём рассмотрены закономерности первичной кристаллизации металла в отливках, механизмы протекания процессов, развивающихся при переходе металла из жидкого в твердое состояние – усадка, ликвация, деформация, трещинообразование, возникновение специфических дефектов – газовых, усадочных, поверхностных и объемных.

Основной материал в данном учебном пособии обсуждается с разных точек зрения: атомно-молекулярном, микро- и макроскопическом. При этом предлагаются пути и средства повышения качества отливок, т.е. отливок с минимально допустимым уровнем кристаллизационных дефектов.

Материал учебного пособия должен подготовить студентов к изучению специальных дисциплин, например «Производство отливок из черных и цветных металлов». Поэтому в учебном пособии в конце каждого раздела предлагается перечень контрольных вопросов, позволяющих студентам найти ответ с точки зрения теории литейных процессов на конкретную задачу практического характера. Кроме того, пособие написано так, что позволяет студентам некоторые разделы, а при желании и все пособие, изучить самостоятельно.

1. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЕРВИЧНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИЗ РАСПЛАВА

1.1. Предкристаллизационное состояние расплава

Металлы и сплавы могут находиться в газообразном, жидком и твёрдом состояниях. Имеются убедительные доказательства того, что существует относительно устойчивая связь между структурой металлов в жидком и твёрдом состояниях. Об этом свидетельствует малое изменение большинства свойств металлов -плотности электропроводности, теплоёмкости - при переходе их из жидкого в твёрдое состояние. Доказательством существования данной связи служат также результаты спектральных исследований; схемы рентгенографических спектров металлов в разном агрегатном состоянии приведены на рис.1.1.

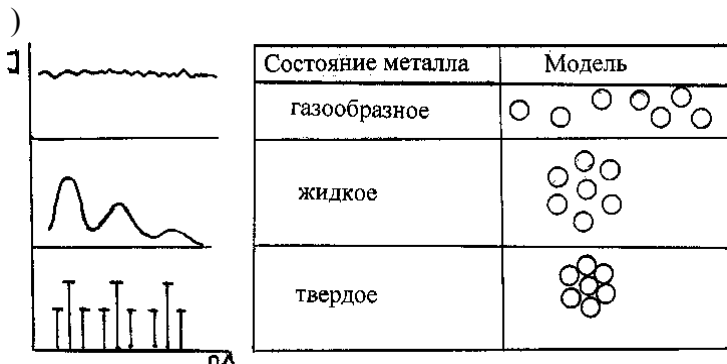


Рис. 1.1. Схемы рентгеновских спектров

Так как спектральные зависимости определяются характером межатомных связей, то можно сделать следующие выводы:

а) в газообразном состоянии расположение атомов хаотично; связи между атомами нарушены;

б) в жидких металлах сохраняется (по отношению к твёрдым) подобие системы атомной структуры,

распространяющейся на несколько атомных расстояний (так называемый ближний порядок); увеличение межатомных расстояний можно характеризовать несколькими процентами (5 -10 %);

в) в закристаллизовавшихся металлах система атомных связей сохраняется в кристаллах макроскопических размеров, т.е. сохраняется как ближний, так и дальний порядок в атомной структуре.

Согласно модели Я.И.Френкеля в жидкости непрерывно возникают и разрушаются некоторые атомные скопления (кластеры) с упорядоченным расположением атомов. Устойчивость (время жизни) кластеров характеризуется вероятностью

$$N = M e^{-\frac{u}{RT}} \quad (1.1)$$

где М - коэффициент, определяющий скорость обмена энергией u между кластером и окружающими атомами;

R -универсальная газовая постоянная;

T- температура.

В жидких металлах могут существовать кластеры размером в тысячи и десятки тысяч атомов. Этим можно объяснить проявление эффекта наследственности структуры, которая сохраняется даже при нескольких переплавах и последующей кристаллизации (но только при определённых условиях).

Таким образом, в расплаве (при незначительном перегреве) имеются атомные скопления, которые могут играть роль дозародышевых частиц или даже центров кристаллизации.

1.2. Основные положения теорий зарождения и кристаллизации

Кристаллизацией называют процесс образования кристаллической структуры при переходе металла из жидкого в твёрдое состояние. Образовавшаяся структура характеризуется размерами и формой кристаллов, а также их взаимной ориентацией относительно друг друга. Кристаллизация из расплава является неотъемлемой частью технологического процесса

производства отливок. Этот процесс имеет некоторые общие закономерности с плавлением:

1) в обоих случаях происходит изменение агрегатного состояния;

2) изменение состояния сопровождается выделением или поглощением теплоты, которое для чистых металлов обнаруживается при строго определённых (постоянных для данных металлов) температурах; для сплавов – в интервале температур ликвидус – солидус;

3) переход из одного состояния в другое характеризуется наличием движущейся границы: для чистых металлов граница является изотермической поверхностью, для сплавов – протяжённой и изломанной.

Жидкий сплав (расплав) имеет сложную физико-химическую структуру, поведение которой зависит от многих технологических факторов. Реальное жидкое состояние сплава - это микрогетерогенная структура, обусловленная наличием химической неоднородности и присутствием неметаллических включений, концентрация которых может достигать значения 10^6см^{-3} . Протекание процессов зарождения и кристаллизации объясняется для чистых (без примесей) металлов на основе термодинамических представлений, для сплавов – на основе теории гетерогенного зародышеобразования, учитывающего наличие в жидком состоянии твёрдых частиц и кластеров.

Рассмотрим основные положения термодинамической теории. Свободная энергия системы по Гиббсу:

$$G = E - TS + PV = H - ST, \quad (1.2)$$

где E – внутренняя энергия, S – энтропия, T – температура, H – энтальпия, P – давление, V – объём.

В точке фазового перехода при $T=T_0$ (T_0 – температура кристаллизации) разность энтальпий жидкой и твёрдой фаз равна скрытой теплоте кристаллизации (L)

$$\Delta H = H_{\text{ж}} - H_{\text{т}} = L = (S_{\text{ж}} - S_{\text{т}})T_0 = \Delta S \cdot T_0 \quad (1.3)$$

Зависимость свободной энергии в единице объёма от температуры для жидкой и твёрдой фаз, приведена на рис.1.2.

При охлаждении металла до температуры T_0 твёрдая фаза будет обладать более низкой свободной энергией, возникает выигрыш свободной энергии $\Delta G = G_{\text{ж}} - G_{\text{т}}$. Создаются условия для возникновения (флуктуационным путём) устойчивого атомного образования – зародыша кристаллизации. Необходимым требованием для дальнейшего его роста является понижение свободной энергии системы, включающей образование поверхности и объёма. Если зародыш кристаллизации имеет сферическую форму, то при переохлаждении ΔT изменение объёмной свободной энергии ΔG_v составит:

$$\Delta G_v = (G_{\text{ж}} - G_{\text{т}}) \frac{4}{3} \pi r^3, \quad (1.4)$$

где r – радиус зародыша.

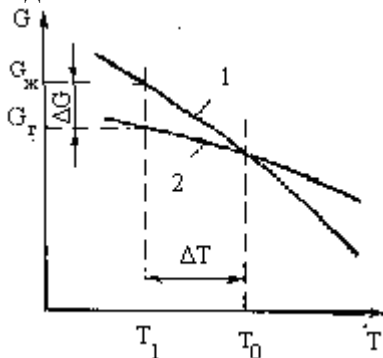


Рис. 1.2. Схема изменений свободных энергий для фаз: жидкой (1) и твёрдой (2) в температурном интервале

T_0 – некоторая температура, при которой возникает переохлаждение металла ΔT .

Учитывая, что устойчивый рост зародыша будет иметь место при температуре $T_x < T_0$, можно записать:

$$G_{\text{ж}} - G_{\text{т}} = L - T_x \Delta S \quad (1.5)$$

$$\Delta S = \frac{\Delta H}{T_0}, \Delta H = L$$

тогда получим

$$G_{\text{ж}} - G_T = \frac{L\Delta T}{T_0}, \Delta T = T_0 - T_X \quad (1.6)$$

Для всех температур T_X ниже температуры T_0 ΔG_V будет отрицательным

$$\Delta G_V = -\frac{L\Delta T}{T_0} \frac{4}{3} \pi r^3 \quad (1.7)$$

Поверхностная энергия $\Delta G_{\text{п}}$ всегда положительна и для сферического зародыша радиусом r она равна

$$\Delta G_{\text{п}} = \sigma 4\pi r^2, \quad (1.8)$$

где σ – удельная поверхностная энергия.

Изменение общей свободной энергии составит:

$$\Delta G = \Delta G_V + \Delta G_{\text{п}} = -\frac{L\Delta T}{T_0} \frac{4}{3} \pi r^3 + \sigma 4\pi r^2 \quad (1.9)$$

Существует критическое значение радиуса зародыша $r_{\text{кр}}$, при отклонении от которого в сторону уменьшения или увеличения свободная энергия будет уменьшаться. При определённом переохлаждении зародыш такого размера будет устойчивым. Найти радиус критического зародыша $r_{\text{кр}}$ можно из уравнения (1.9)

$$\left. \begin{aligned} \frac{dG}{dr} &= \sigma 4\pi r^2 - \frac{L\Delta T}{T_0} 4\pi r^2 = 0 \\ \text{или } \sigma 8\pi r_{\text{кр}} &= 4\pi r_{\text{кр}}^2 \left(\frac{\Delta T}{T_0} \right) L \\ \text{откуда } r_{\text{кр}} &= \frac{2\sigma T_0}{L\Delta T} \end{aligned} \right\} \quad (1.10)$$

Атомные образования (флуктуации) с размерами меньше $r_{\text{кр}}$ будут представлять собой дозародыши. При переохлаждении $\Delta T=0$ $r_{\text{кр}} \sim \infty$, это означает, что зародыш при температуре T_0 не может быть устойчивым. При увеличении переохлаждения $r_{\text{кр}}$ будет уменьшаться; дозародыши приобретают способность стать зародышами.

При гетерогенной кристаллизации образованию зародышей способствуют стенки формы, твёрдые частицы, примеси, присутствующие в расплаве. Параметром, определяющим

устойчивость зародыша, является радиус его кривизны, рис 1.3.

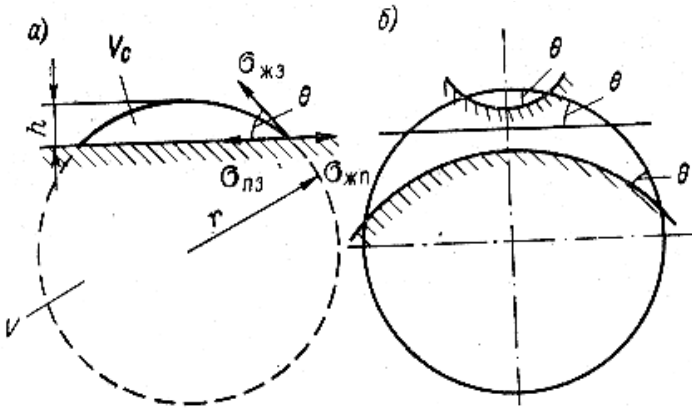


Рис. 1.3. Схема образования гетерогенного зародыша на плоской (а) и искривлённой (б) поверхностях подложек

Условие равенства межфазных энергий на границах: подложка – зародыш ($\sigma_{пз}$), жидкий металл – зародыш ($\sigma_{жз}$), жидкий металл – подложка ($\sigma_{жп}$) можно записать в виде равенства

$$\sigma_{жп} = \sigma_{пз} + \sigma_{жз} \cos \theta, \quad (1.11)$$

где θ - краевой угол смачивания.

При $\theta \rightarrow 0$ зародыш имеет уплощённую форму, что является следствием хорошего смачивания поверхности расплавом; при этом ΔG равен

$$\Delta G = \frac{16}{3} \left[\frac{\pi \sigma_{жз}^2 T_0^2}{L(\Delta T)^2} \right] f(\theta), \quad (1.12)$$

где $f(\theta) = (1 + \cos \theta)(1 - \cos \theta)^2$

При $\theta \rightarrow 0$ функция $f(\theta) \rightarrow 0$ и ΔG стремится к минимуму. Отсюда следует, что для образования устойчивых зародышей и устойчивого процесса кристаллизации большого переохлаждения не требуется.

Рассматривая образование центров при гомогенной кристаллизации как флуктуационный процесс, скорость развития его можно описать выражением

$$\left. \begin{aligned} J &= M e^{-\frac{A}{KT}} \\ M &= C_1 e^{-\frac{U}{KT}} \\ A &= \frac{B\sigma^3}{(\Delta T)^2} \end{aligned} \right\} \quad (1.13)$$

где A – работа образования зародыша критических размеров;

K – постоянная Больцмана;

B – постоянная, зависящая от свойств кристаллизующегося металла;

C_1 – постоянная, имеющая значение 10^{23} ;

U – энергия активации атомов в расплаве.

Скорость зародышеобразования J с учётом всех параметров, принятых в (1.13) запишется

$$J = C_1 e^{-\frac{U}{RT}} e^{-\frac{B\sigma^3}{KT(\Delta T)^2}} \text{ или } \vartheta\left(\frac{1}{\Delta T}\right) \cdot P(\Delta T) \quad (1.14)$$

Первый сомножитель $\vartheta\left(\frac{1}{\Delta T}\right)$ в уравнении (1.14) характеризует уменьшение скорости обмена атомами при росте ΔT , т.к. возрастает вязкость расплава при понижении температуры. Второй сомножитель ($P(\Delta T)$) отражает увеличение вероятности образования устойчивых зародышей при повышении переохлаждения.

Схема зависимости скорости зарождения J от переохлаждения (ΔT) приведена на рис. 1.4. Интервал температур $\Delta T'$ между равновесной температурой зарождения T_0 и началом крутого подъёма кривой (2) называют интервалом метастабильности; скорость зародышеобразования в его пределах очень мала, рис. 1.4.

При очень большом переохлаждении зависимости (1) и (2) стремятся к нулю, кристаллизация не происходит, образуется твёрдое аморфное тело (эффект аморфизации).

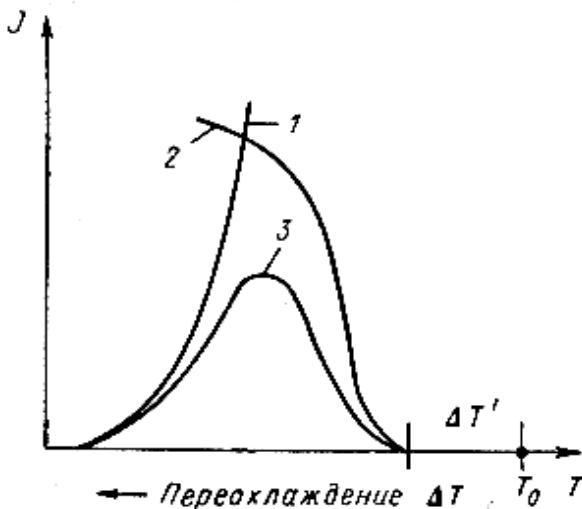


Рис. 1.4. Зависимости скорости образования центров кристаллизации J от переохлаждения (ΔT) в соответствии с уравнением (1.14): зависимость (1) соответствует первому сомножителю, зависимость (2) – второму; зависимость (3) – произведению сомножителей

Из выражения (1.10) видно, что радиус критического зародыша при гомогенном механизме характеризуется гиперболической зависимостью от переохлаждения (ΔT), рис. 1.5.)

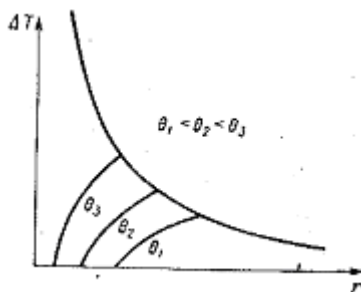


Рис. 1.5. Зависимость радиуса кривизны (r) устойчивых зародышей кристаллизации от переохлаждения (ΔT) и краевого угла смачивания θ ; $\theta_1 < \theta_2 < \theta_3$

Условия гетерогенного образования зародыша могут быть определены путём пересечения кривых, соответствующих разным значениям краевого угла θ , с гиперболической кривой.

Видно, что с уменьшением угла θ для образования устойчивых зародышей требуется меньшее переохлаждение, поэтому скорость зарождения при гетерогенном механизме можно характеризовать выражением

$$J = C_1 e^{-\frac{B \sigma^3}{KT(\Delta T)^2}} \quad (1.15)$$

1.3. Решение задачи роста кристаллов

Задача роста кристаллов была сформулирована Л.И. Миркиным в следующей постановке: на некоторой плоской поверхности за определённый промежуток времени из расплава возникает ограниченное число центров кристаллизации. Считаем, во-первых, что скорости возникновения зародышей и кристаллизации остаются постоянными, во-вторых, кристаллы растут в форме квадратов, и за каждый промежуток времени вокруг каждого зародыша нарастает слой постоянной толщины, рис.1.6.

Задача в такой постановке была решена методами теории вероятностей акад. А.Н. Колмогоровым. В результате было получено выражение, определяющее средний размер кристаллов квадратной формы при двумерной кристаллизации

$$d_k = 1,24 \sqrt[3]{\frac{\theta}{J}} \quad (1.16)$$

и средний размер кристаллов при трёхмерной (объёмной) кристаллизации

$$d_0 = 1,093 \sqrt[3]{\frac{\vartheta}{J}} \quad (1.17)$$

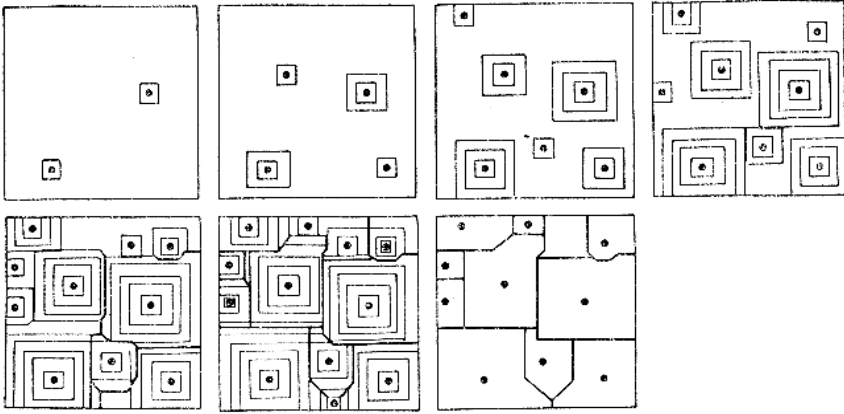


Рис. 1.6. Плоская модель кристаллизации

Видно, что размер зерна зависит только от отношения скоростей кристаллизации (ϑ) и образования центров кристаллизации (J). Поэтому, чем меньше (J) и больше (ϑ), тем крупнее кристаллы. Скорость кристаллизации равна

$$\frac{dx}{d\tau} = \frac{K}{2\sqrt{\tau}} = \frac{K^2}{2x} = \vartheta, \quad (1.18)$$

где K – коэффициент затвердевания, X – расстояние от поверхности отливки до поверхности шлифа.

Можно установить связь развития процессов затвердевания и кристаллизации. Если считать, что скорость затвердевания равна средней скорости кристаллизации (ϑ), то совместно решая уравнения (1.16) и (1.18), получаем формулу

$$J = 0,96 \frac{K^2}{x d^3} \quad (1.19)$$

Зная значения K ; X и измерив средний размер зерен d можно определить скорость образования центров кристаллизации (J).

1.4. Особенности кристаллизации чистых металлов, сплавов, твёрдых растворов, эвтектик

Большое влияние на формы и размер кристаллов оказывает скорость охлаждения расплава. При малых скоростях охлаждения характерными являются глобулярные или округлые формы; с увеличением скорости границы кристаллов приобретают неправильные очертания, их рост становится неустойчивым. При дальнейшем повышении скорости охлаждения появляются разветвлённые формы, свойственные дендритам. При очень больших скоростях охлаждения возникают нитевидные и игольчатые кристаллы.

В структуре дендритов выделяют оси первого, второго, третьего порядка; оси таких кристаллов растут с преобладанием продольной скорости. Причём скорость роста осей первого порядка больше, чем второго, а второго больше, чем третьего. При высоких скоростях охлаждения оси второго и третьего порядков становятся всё более тонкими, а затем перестают образовываться. Зависимости размеров зерен и расстояний между осями дендритов второго порядка в стальных отливках от скорости затвердевания показаны на рис. 1.7,а; структурные зоны в отливке- на рис.1.7,б.

В структуре отливок (слитков) можно выделить три характерные зоны рис 1.7,б.: корковую (1), зону столбчатых кристаллов (2), зону крупных ориентированных зёрен (3). Корковая зона состоит из мелких кристаллов, формы которых близки к равноосным. В зоне (2) преобладают разориентированные формы кристаллов, их оси направлены перпендикулярно к поверхности литейной формы и совпадают с направлением теплоотвода от кристаллизующего металла. Зона (3) располагается в средней части отливки. Переход от столбчатых форм кристаллов к неориентированным формам кристаллов обусловлен низким температурным градиентом в жидком металле на границе кристаллизации. Если расплав на стадии заливки имеет

низкую температуру перегрева, то зона столбчатых кристаллов не образуется.

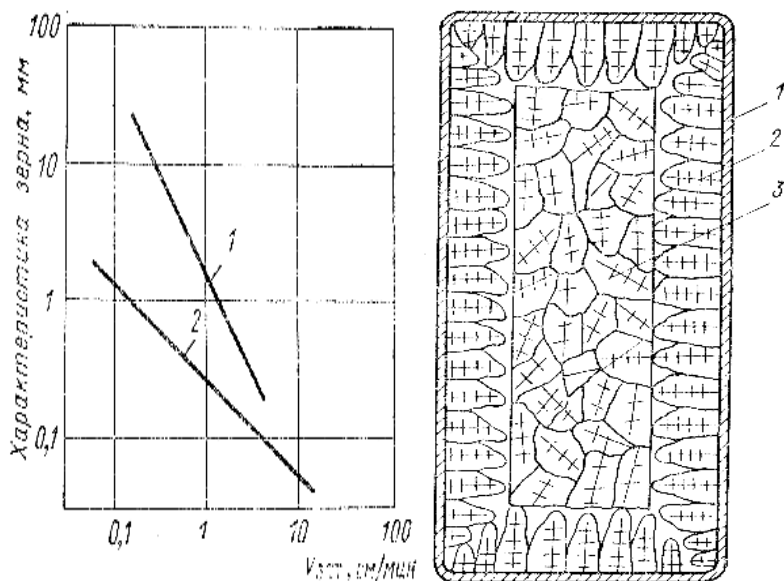


Рис. 1.7. Зависимости: среднего размера дендритов (1), расстояний между осями второго порядка (2) от скорости затвердевания (а); схема структурных зон в отливке (б)

Наоборот, при заливке расплава с высоким перегревом зона (2) расширяется и столбчатые кристаллы прорастают до оси отливки. Такой эффект называют транскристаллизацией. температурный градиент в этом случае достигает минимального значения на конечной стадии затвердевания. Кристаллизация чистых металлов начинается от стенок литейной формы после того, как температура металла понизится так, что возникнет переохлаждение. Начинается процесс зародышеобразования; зародыши, ориентированные перпендикулярно к поверхности литейной формы, растут быстрее, чем зародыши с другой ориентацией. Если величина температурного градиента на протяжении формирования отливки будет оставаться посто-

янной, то в структуре отливки наблюдается в основном зона столбчатых кристаллов, рис. 1.8.

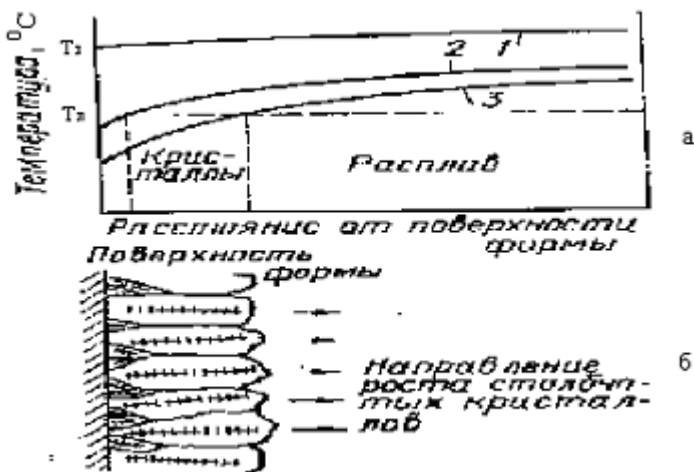


Рис. 1.8. Распределение температур в сечении отливки (а) после: заливки (1); снятия теплоты перегрева (2); отвода теплоты кристаллизации через закристаллизовавшийся металл (3) Обозначены: T_3 – температура заливки; T_n – температура начала кристаллизации металла

Процесс кристаллизации сплавов имеет следующие особенности:

- 1) из гомогенного расплава может кристаллизоваться несколько фаз;
- 2) кристаллизация обычно происходит в интервале температур ликвидус – солидус;
- 3) закристаллизовавшийся сплав имеет состав, отличающийся от исходного гомогенного расплава.

Наиболее часто в литейном производстве применяются сплавы, образующие твердый раствор и эвтектики. Развитие кристаллизации сплава, образующего твёрдый раствор рассмотрим с привлечением двойной диаграммы равновесия, рис.1.9.; считаем, что охлаждение расплава происходит с очень малой скоростью (сплав 1 имеет состав C_0)

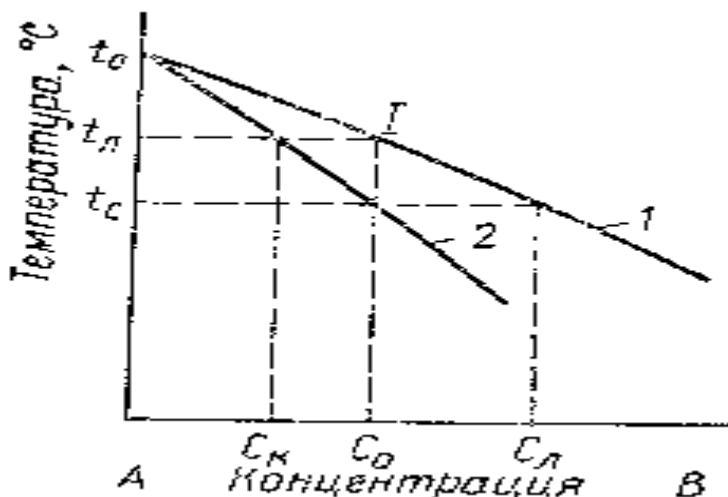


Рис. 1.9. Развитие процесса кристаллизации сплава типа твёрдый раствор: 1-ликвидус; 2-солидус

При охлаждении сплава и достижении им температуры ликвидуса образуются зародыши и кристаллики состава C_k . При этом состав расплава изменится по линии ликвидуса и последняя часть расплава будет иметь состав C_l , который кристаллизуется при температуре t_c . В результате состав твёрдой фазы изменится от C_k до C_0 , а состав жидкой – от C_0 до C_l ; коэффициент распределения K составит

$$K = C_k / C_l < 1 \quad (1.20)$$

В процессе образования кристаллов расплав обогащается компонентом В, но одновременно происходит его некоторое охлаждение. Кроме того, кристаллы будут иметь неоднородный состав, последние слои обедняются компонентом А (диффузия в жидкой и твёрдой фазах не способна обеспечить гомогенность). При более быстром охлаждении в расплаве возникает более значимое переохлаждение, что приведёт к значительному отклонению среднего состава твёрдой фазы от состава, соответствующего равновесному солидусу.

Учитывая малую эффективность диффузии элементов в твёрдой и жидкой фазах (в жидкой несколько большую) характер изменения содержания компонента в расплаве ($C_{л(x)}$) в зависимости его удаления x от фронта кристаллизации будет таким, как на рис.1.10.

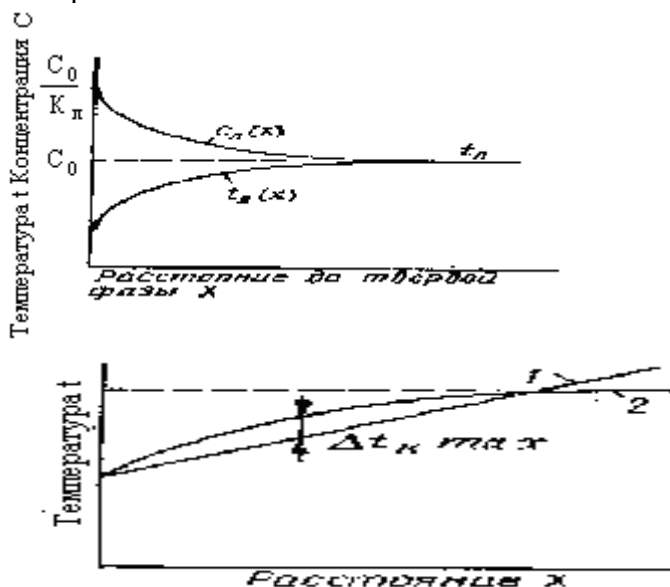


Рис. 1.10. Зависимость концентрации легирующего элемента в составе сплава ($C_{л(x)}$) от расстояния до фронта кристаллизации X и изменение температуры ликвидуса $t_{к(x)}$; конституционное переохлаждение расплава Δt_k

При этом в окрестности кристалла произойдёт изменение температуры ликвидуса $t_{л(x)}$, рис.1.10. Согласно Чалмерсу возникает так называемое конституционное переохлаждение, которое при удалении от поверхности кристаллов увеличивается до значения $\Delta t_{к max}$, а затем понижается до нуля. Таким образом в кристаллизующемся сплаве может образоваться переохлаждённый «слой», который способен влиять на форму фронта кристаллизации и на первичную структуру сплава.

В сплавах с низким уровнем легирования проявляется способность к образованию столбчатых кристаллов, в сплавах с повышенным содержанием легирующих возникновение за-

родышей (и кристаллов) перед фронтом кристаллизации ограничивает рост дендритов. Степень влияния конституционного переохлаждения зависит также от общего переохлаждения. Н.-Хворинов считает, что на процессы первичной кристаллизации определяющее влияние оказывает соотношение между перегревом расплава и тепловыми потерями при заливке. Значительный перегрев расплава приводит к сильному прогреву литейной формы и, как следствие этого, конституционное переохлаждение не возникает, в отливке образуется зона столбчатых кристаллов.

При кристаллизации двойных сплавов эвтектического типа гомогенный расплав, охлаждаясь до эвтектической температуры, переходит в равновесное состояние с образованием фаз ($\alpha + \beta$), образующим эвтектику. В зависимости от формы выделившихся фаз различают три основных типа эвтектики: пластинчатая, рис. 1.11, а, игольчатая, рис. 1.11, б, зернистая, характеризующаяся зёрнами одной фазы, распределёнными в матрице, образованной другой фазой.

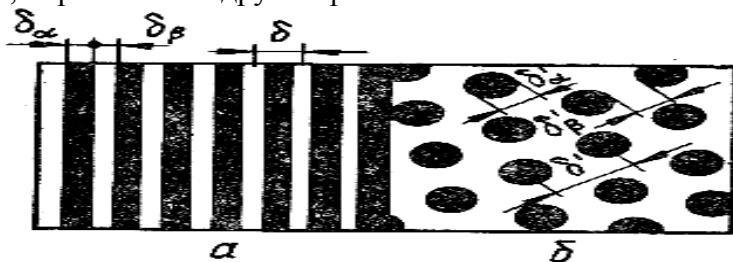


Рис. 1.11. Схема структуры пластинчатой (а) и игольчатой (б) эвтектик

Если возникновение одной фазы эвтектики обусловлено другой, то такой процесс считают нормальной эвтектической кристаллизацией. Если образование второй фазы эвтектики не зависит от первой (её называют ведущей), то такой процесс называют кристаллизацией аномальной эвтектики. При этом зарождение и рост второй фазы являются следствием увеличения степени переохлаждения. Ведущей при кристаллизации считают фазу, которая зарождается при относительно низких пере-

охлаждениях. Непрерывный рост ведущей фазы по всем направлениям и её прораствание пластинками другой эвтектической фазы приводят к образованию многослойного полигонального зерна с пластинчатой микроструктурой. При этом фазу, образовавшуюся из одного зародыша, считают зерном эвтектики.

Игольчатая эвтектика является промежуточной между пластинчатой и зернистой. Кристаллы такой эвтектики имеют форму игл примерно круглого сечения, распределённых в матрице. При кристаллизации аномальной эвтектики между отдельными фазами эвтектики не обнаруживалась их взаимная ориентация; они распределены относительно друг друга совершенно беспорядочно; Этот эффект наблюдается при кристаллизации сплавов Al-Si, Fe-C и др. Возникновение аномальной эвтектики связано с повышенной энергией границы раздела фаз: эвтектики $\alpha - \beta$, которая значительно выше энергии границы раздела β - фазы и чужеродного включения; при этом включение может выполнять роль зародыша кристаллизации. При определённой степени переохлаждения расплава в одном месте образуются кристаллы α - фазы, а в другом (даже удалённом)- кристаллы β - фазы; её возникновению может способствовать конституционное переохлаждение в окрестности α - фазы и скорость её роста.

Образование из расплава кристаллов компактных и дендритных форм сильно влияет на морфологию фронта кристаллизации, от которой зависит количество расплава, изолированного от основной жидкой фазы. Создаются условия, благоприятные для формирования в отливках газоусадочной пористости. Если сплав кристаллизуется в интервале температур ликвидус – солидус, то в процессе его охлаждения существуют одновременно три состояния:

1) твёрдый металл, толщина слоя которого (ζ) со временем непрерывно увеличивается;

2) двухфазное, толщина зоны которого зависит от интервала кристаллизации и температурного градиента;

3) жидкий металл (расплав), толщина слоя которого непрерывно уменьшается.

Схемы, иллюстрирующие структуру отливки в таком агрегатном состоянии, показаны на рис.1.12. Поверхность, отражающая положение границы между твёрдым металлом и зоной двухфазного металла, называют изосолидусом; границу раздела между двухфазной зоной и расплавом называют изоликвидусом. В чистых металлах и эвтектических сплавах, особенностью которых является кристаллизация при постоянной температуре, двухфазная зона не образуется. При кристаллизации сплавов, претерпевающих эвтектические или перитектические превращения, можно выделить процессы выделения первичных кристаллов (с одной скоростью) и формирования эвтектики или перитектики (с другой скоростью).

Кристаллизация перитектических сплавов по характеру протекания близка к кристаллизации твердых растворов, но структуры их неоднородны.

Ширина двухфазной зоны оказывает влияние как на кристаллическую структуру отливки, так и на дефектообразование в виде неоднородного распределения легирующих элементов. Наиболее существенное влияние широкой зоны двухфазного состояния выражается в следующем:

1) меньше образуется столбчатых кристаллов;

2) усиливается дендритная и зональная ликвация;

3) увеличивается усадочная пористость.

Зона двухфазного состояния получается шире, если сплав и форма обладают следующими характеристиками:

1) имеют низкую теплопроводность и теплоаккумулирующую способность материалов формы, рис. 1.12 б;

2) сплав кристаллизуется в широком температурном интервале, рис. 1.12 г;

3) сплав обладает высокой теплопроводностью, рис.1.12(е);

4) сплав имеет низкую температуру кристаллизации, рис.1.12(з).

Для получения узкой зоны двухфазного состояния необходимо:

1) иметь литейную форму с высокой теплоаккумулирующей способностью, например, металлическую, рис. 1.12 а;

2) выбрать сплав: с узким интервалом кристаллизации, рис. 1.12 (в), или с низкой теплопроводностью, рис,1.12 (д), или с высокой температурой кристаллизации, рис. 1.12 (ж).

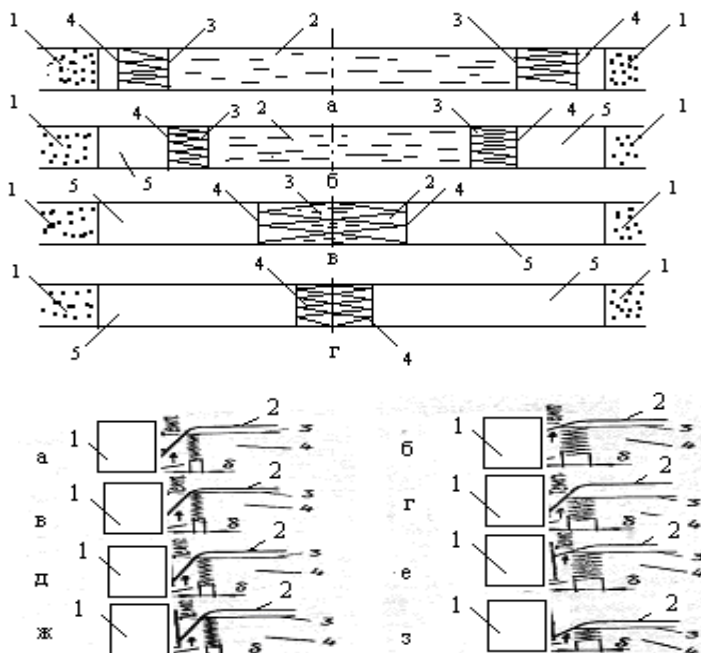


Рис. 1.12. Схемы движения зоны двухфазного состояния металла в процессе его охлаждения (А); влияние технологических факторов на ширину двухфазной зоны (Б). Обозначены: 1 - литейная форма; 2- расплав и его характеристические температуры ликвидус (L), солидус (S); 3; 4- передняя и задняя поверхности фронта кристаллизации, 5-твердый металл ; 6 - пористость в отливке, образующаяся на стыке фронтов кристаллизации

Развитие процесса кристаллизации в значительной мере зависит:

- 1) от степени чистоты сплава по примесям и неметаллическим включениям;
- 2) от внешнего воздействия на расплав; перемешивание, вибрация, давление способствуют образованию дополнительных центров кристаллизации при меньшем переохлаждении;
- 3) от выбора скорости охлаждения металла в условиях литейной формы;
- 4) от введения в расплав в малых дозах веществ, обладающих модифицирующим или каталитическим эффектом.

1.5. Влияние переохлаждения на формирование структуры металла

Кристаллизация металлов зависит от степени их переохлаждения, которая в свою очередь определяется массой отливок, тепловой аккумуляцией литейных форм, степенью чистоты металла; чистые металлы требуют большего переохлаждения. Схема распределения температур в центре отливок разной массы, кристаллизующихся при разных степенях переохлаждения, показана на рис. 1.13.

Переохлаждение является движущей силой, способствующей переходу металла из жидкого состояния в твердое. В реальных условиях переохлаждение возникает в узкой области перед фронтом кристаллизации; величина этого переохлаждения в жидком металле составляет $0,1 - 0,01$ °C. В этих условиях кристаллизация протекает последовательно, начинаясь вблизи поверхности формы и перемещаясь с низкой скоростью до оси отливки. При этом выделяющаяся теплота кристаллизации отводится через закристаллизовавшиеся слои металла к форме, а от нее в окружающую среду. Как правило, по такой схеме кристаллизуются отливки большой массы; на рис. 1.13 это отражено кривой (3).

Температура в центре небольших по массе отливок, рис. 1.13 кривая (1) после снятия перегрева и при наличии переохлаждения (ΔT) будет понижаться ниже равновесной температуры кристаллизации T_0 , достигает минимального значения, а затем за счет кристаллизации и выделения скрытой теплоты повышается до значения T_0 . Процесс охлаждения металла останавливается, металл в течение некоторого времени сохраняет температуру T_0 . Затем при дальнейшем охлаждении на фронте кристаллизации возникает переохлаждение, достаточное для того, чтобы кристаллизация металла продолжалась.

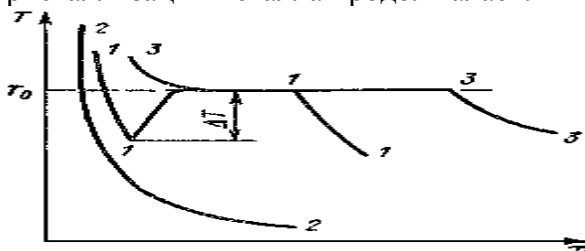


Рис. 1.13. Влияние степени переохлаждения в центре отливки на формирование структуры:

- 1 - кристаллизация с переохлаждением;
- 2 - затвердевание с большим переохлаждением (аморфизация);
- 3 - кристаллизация с малым переохлаждением

Если скорость охлаждения очень значительная (порядка 108°C в тонкоплёночном состоянии металла), то переохлаждение столь велико, что металл затвердевает в аморфном состоянии (рис. 1.13, кривая 2). Таким образом, изменяя скорость охлаждения металла на стадии формирования отливки (слитка) можно получать в них зоны с разной кристаллической структурой. Большое влияние на их формирование оказывает температура перегрева расплава на стадии его заливки и температура литейной формы, повышение перегрева приводит к увеличению продолжительности процесса кристаллизации. Зародыши кристаллизации сохраняют способность к дальнейшему росту только до некоторых температур перегрева. При повышении этих граничных температур зародыши дезактивируются.

На формирование структуры в процессе первичной кристаллизации определяющее влияние оказывают соотношения между перегревом расплава, тепловыми потерями при его заливке, а также удельная теплоемкость сплава; сплавы с низкой теплоемкостью склоны к ускоренной кристаллизации.

1.6. Температурно-временные поля при последовательной и объемной кристаллизации. Влияние на кристаллическую структуру отливок

В общем случае кристаллизация отливок может быть объемной (фазовый переход расплав-кристалл) и последовательной (фазовый переход расплав – расплав + кристалл – кристалл). Характер протекания фазовых превращений зависит от условий создания переохлаждения: при объемной кристаллизации – во всем объеме; при последовательной – перед фронтом кристаллизации. Температурно-временные поля при этих видах кристаллизации и схемы фазовых превращений показаны на рис. 1.14.

На стадии (1) температура металла во всем объеме расплава выше температуры кристаллизации T_0 ; кристаллизация не происходит. На стадии (2) металл переохлаждается во всем объеме, образуется много зародышей кристаллизации; на стадии (3) температура за счет интенсивной кристаллизации повышается, но не достигает температуры T_0 . Происходит образование твердой фазы металла во всем объеме (объемная кристаллизация).

При последовательной кристаллизации переход от температурного состояния металла на стадии (1) к температуре на стадии (4) минуя стадии (2) и (3) происходит так, что металл в средней части отливки достигает температуры T_0 , а в поверхностном слое – ниже T_0 . Произошло фазовое расслоение металла – поверхностный слой закристаллизовался, в средней части возникают центры кристаллизации и сохраняется жидкая фаза.

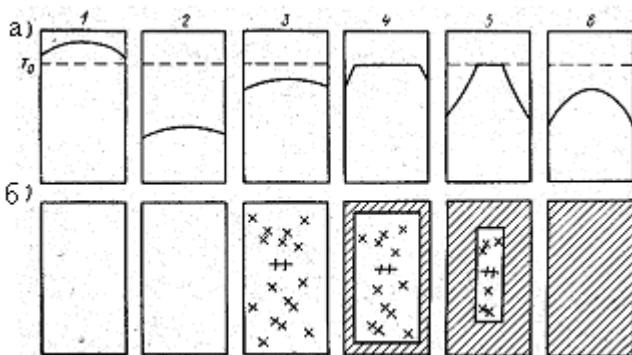


Рис. 1.14. Схемы температурных изменений при кристаллизации: объемной (переходы 1-2-3), последовательной (переходы 1,4,5,6) (а); схема кристаллизации (б)

На стадии (5) продолжает нарастать твердая фаза, а жидкая — наоборот уменьшается. На стадии (6) температура во всем объеме отливки опустилась ниже T_0 ; металл во всей отливке закристаллизовался.

Характер кристаллизации можно характеризовать безразмерным критерием K_k

$$K_k = \frac{\Delta T \cdot c}{L}, \quad (1.21)$$

где ΔT — переохлаждение металла в центре отливки;

c — теплоемкость металла;

L — теплота кристаллизации металла.

Частные случаи кристаллизации:

1. $K_k=0$; $\Delta T \rightarrow 0$, кристаллизация последовательная; соответствует реальным условиям литья;

2. $0 < K_k < 1$; $\Delta T \neq 0$, объемная кристаллизация в поверхностных слоях отливки. Температура оставшегося расплава повышается и кристаллизация развивается последовательно (стадии 4-5-6, рис.(1.14));

3. $K_k=1$; ΔT является значительным, но сопоставимым с выделяющейся теплотой, кристаллизация носит преимущественно объемный характер;

4. $Kk \gg 1$; $\Delta T \rightarrow \infty$, образуется аморфное состояние металла.

Ширина зоны двухфазного состояния (δ) зависит от интервала кристаллизации $\Delta T_k = (T_L - T_S)$ и от распределения температур между центром отливки с температурой $t_{\text{ц}}$ и ее поверхностью с температурой $t_{\text{п}}$. Относительный размер двухфазной зоны:

$$\frac{\delta}{r} = \frac{\Delta T_k}{t_{\text{ц}} - t_{\text{п}}} = \frac{\Delta T_k}{\delta T}, \quad (1.22)$$

где δT – температурный перепад по сечению.

Распределение температур по сечению отливки (ее половины с радиусом r) показано на рис.1.15.

Интервал δT можно в первом приближении определить из следующего выражения

$$\delta T = t_{\text{ц}} - t_{\text{п}} \sim \frac{b_{\phi}}{b_m} * \frac{1}{1 + b_{\phi}/b_m} * (T_0 - t_{\text{н}}), \quad (1.23)$$

где b_{ϕ} и b_m – коэффициенты тепловой аккумуляции формы и металла отливки, соответственно; $t_{\text{н}}$ – начальная температура формы (допускаем что $t_{\text{н}} \sim t_{\text{п}}$).

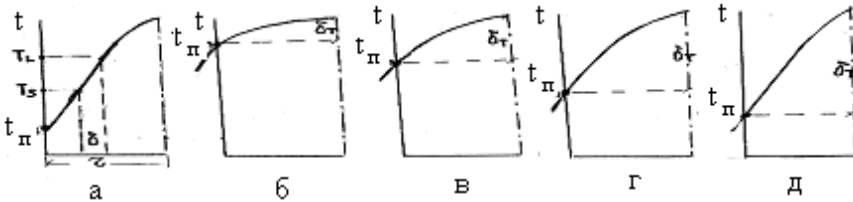


Рис. 1.15. Распределение температур по сечению $1/2$ отливки из сплава, кристаллизующегося в интервале $\Delta T_k = T_L - T_S$ (а); активность охлаждения: низкая (б), средняя (в), повышенная (г), высокая (д)

Рассмотрим возможные варианты кристаллизации в зависимости от отношения b_{ϕ}/b_m . Пусть отношение $b_{\phi}/b_m \ll 1$ (кристаллизация металла с малой интенсивностью, $B_1 < 1$, в условиях песчано-глинистой формы). Величина температурного перепада

да δT небольшая, кристаллизация будет развиваться последовательно от стенок формы к центру отливки; при этом $\delta T \gg \Delta T_k$ и отношение $\delta/r \ll 1$; это соответствует кристаллизации сплавов с температурным интервалом $\Delta T_k \leq 25^\circ\text{C}$ (этот интервал считается узким). Формируется структура столбчатых кристаллов, проявляются ликвация, напряжения, усадочная раковина концентрированная.

При малой интенсивности теплоотвода в сплавах с широким интервалом ($\Delta T_k \geq 50^\circ\text{C}$) кристаллизация развивается по всем сечениям отливки, при этом $\delta/r \gg 1$. Это означает, что кристаллизация имеет объемный характер. В этих условиях в отливке образуются преимущественно равноосные кристаллы, возникает рассеянная газоусадочная пористость и дендритная ликвация.

В металлических формах $b_\phi \sim b_m$ ($b_\phi/b_m \sim 1$), и поэтому перепад температур возрастает в соответствии с уравнением (1.23) до значения $\delta T \sim 0,5 (T_0 - t_n)$. В металлических водоохлаждаемых формах (рис.1.15, д), для которых характерно отношение $b_\phi/b_m \gg 1$, температурный перепад достигает предельно большого значения $\delta T \sim T_0 - t_n$.

Общим правилом, определяющим связь характера кристаллизации сплавов при разной интенсивности теплоотвода, является следующее:

- узкоинтервальные сплавы при любой интенсивности теплоотвода кристаллизуются последовательно, при этом $\delta/r \ll 1$;

- кристаллизация широкоинтервальных сплавов зависит от интенсивности теплоотвода и поэтому характер ее протекания может изменяться от последовательного до объемного, что предопределяет возможность образования в отливках широкого спектра кристаллизационных дефектов;

- сплавы при высокой интенсивности теплоотвода кристаллизуются в основном последовательно вне зависимости от интервала ΔT_k ; характер кристаллизации (и затвердевания) этих же сплавов в условиях низкой интенсивности теплоотвода может существенно различаться;

– в легкоплавких сплавах в условиях литейных форм с повышенной начальной температурой перепад температур по сечению отливки уменьшается и поэтому возрастает возможность объемной кристаллизации.

1.7. Активность примесей к зарождению

Расплав технической чистоты всегда содержит некоторое количество легирующих элементов, примесей, неметаллических включений, поэтому он является макро- и микрогетерогенной системой. При определенных условиях они могут являться центрами кристаллизации; это связано с образованием границы раздела частицы - расплав, которая обладает межфазной энергией

$$\sigma_{pc} = \sigma_{pg} (2 - \cos^3 \Theta)^{1/3}, \quad (1.24)$$

где σ_{pg} – межфазная энергия расплава с собственным паром; Θ – краевой угол смачивания.

Если система равновесная, то в ней смешивания компонентов не происходит и расплав должен полностью смачивать поверхность частицы; при этом $\Theta \rightarrow 0$ и $\sigma_{pc} = \sigma_{pg}$. В соответствии с правилом Ребиндера этому условию удовлетворяет минимум межфазной энергии и зарождение из расплава должно происходить без преодоления энергетического барьера. Если поверхность твердой частицы окислена, то ее способность к смачиванию расплавом подавляется; она теряет склонность к зарождению.

В неравновесных системах, в которых может происходить смешивание и физико-химическое взаимодействие, на активность частиц к зарождению влияют (кроме смачивания) диффузионные процессы и растворение частицы в расплаве. В результате изменяется энергетическое состояние поверхности частицы, ее способность к смачиванию возрастает, и она может стать центром кристаллизации. Межфазная энергия на границе частица – расплав будет стремиться к минимуму, если атомные структуры по обе стороны границы идентичны (или близки).

Согласно П.Д. Данкову при высоком переохлаждении частицы могут стать активными к зарождению, если выполняется принцип кристаллогеометрического соответствия, т.е. тип кристаллических решеток сопрягающихся фаз одинаков, а параметры решеток различаются незначительно, рис.1.16

При значительном несоответствии параметров решеток, определяемом из уравнения

$$\Delta = \frac{a_M - a_{\text{ч}}}{a_M}, \quad (1.25)$$

межфазная энергия возрастает пропорционально квадрату несоответствия, т.е. $G \sim k(\Delta)^2$. Однако при значительном переохлаждении величина G понижается и при этом условии частица, несмотря на большое несоответствие Δ , может стать активной к зарождению.

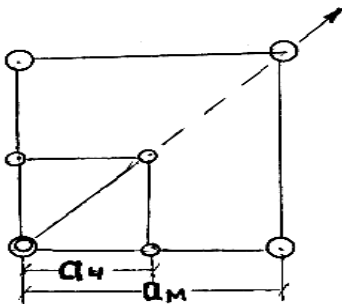


Рис. 1.16. Схема сопряжения атомных структур на границе раздела; $a_{\text{ч}}$, a_M – межатомные расстояния в решетке частицы и металла.

1.8. Эффекты наследования структурных свойств в литейных сплавах

Эффекты наследования структуры проявляются в отливках, полученных при выполнении следующих условий: переплав шихтовых материалов с целью получения расплава заданного химического состава произведен через 1-1.5 месяца после его использования в литейном процессе; переплав и заливку осуществляют с небольшим перегревом. Эффекты

выражались в том, что наблюдалось некоторое подобие структурных составляющих в шихтовом материале и отливке.

Причины, способствующие проявлению таких эффектов, объяснены П.Д. Данковым на основе анализа зависимости плотности центров кристаллизации (N) от температуры перегрева ($t_{\text{пер}}$), рис.1.17.

В области (1) перегрев незначительный и поэтому в металле сохраняются признаки наследственности. В области (2) перегрев увеличивается, плотность центров кристаллизации понижается до некоторого минимального значения (при температуре T_c), что объясняется потерей способности центров к зарождению из расплава (происходит дезактивация примесей). Это наблюдается при значительных перегревах, например, для сталей до 3000°C , для алюминиевых сплавов до 1500°C , а также, если шихта подверглась термообработке. При дальнейшем нагреве сплава выше температуры T_c (область 3) плотность центров кристаллизации растет, т.е. происходит их реактивация. Допустим, что параметр решетки в частице $\alpha_{\text{ч}}$, а в кристаллизующемся металле $\alpha_{\text{м}}$, при этом $\alpha_{\text{ч}} > \alpha_{\text{м}}$. В результате на границе раздела возникает вследствие несоответствия параметров высокая межфазная энергия.

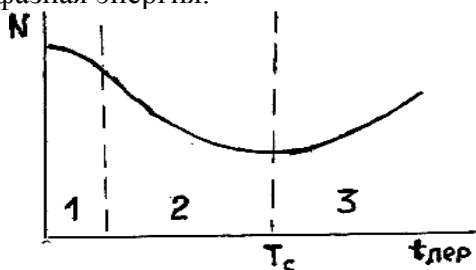


Рис. 1.17. Зависимость $N=f(t_{\text{пер}})$. Выделены области: 1 – проявление наследственных свойств; 2 – дезактивация примесей; 3 – реактивация примесей; T_c – характеристическая температура

Объяснить изменения зависимости $N=f(t_{\text{пер}})$ удаётся, если рассмотреть кристаллографическое соответствие на границе раздела частица – кристаллизующийся металл, рис.1.18.

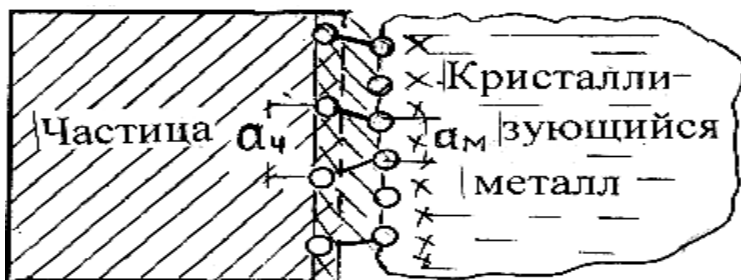


Рис. 1.18. Схема атомных структур, характерная для частиц, кристаллизующегося металла в переходном слое

Это энергетическое состояние на границе является не выгодным; чтобы межфазная энергия понизилась, необходима атомная перестройка в промежуточном (переходном) слое. Она достигается частично за счет упругой деформации кристаллических решеток, частично за счет введения дислокаций несоответствия. Частица с такой атомной структурой в переходной области обладает способностью к зарождению и является центром кристаллизации. Если при переплаве температуру металла резко повысить, то структура переходного слоя нарушится (возможно, оплавление поверхностного слоя частицы), кристаллогеометрическое соответствие и критерий П.Д. Данкова не выполняется, частица, сохраняющаяся в расплаве, становится пассивной к зарождению.

В области (3), рис.1.17, количество выделяющейся теплоты кристаллизации понижается и возникает квазипереохлаждение в расплаве, что способствует образованию новых центров кристаллизации (возможно по гомогенному механизму).

Указанные закономерности в литейных процессах могут быть подавлены за счет попадания примесных частиц из металлического тигля или за счет выделения из расплава частиц гра-

фита, например, при высокотемпературном переплаве серых чугунов.

1.9. Принципы и способы воздействия на теплообменные и кристаллизационные процессы в системе металл-форма

Основными способами, направленными на повышение уровня механических и эксплуатационных свойств металла являются:

- 1) получение отливок с мелкокристаллической структурой;
- 2) создание условий затвердевания металла в литейной форме, позволяющих получать отливки без кристаллизационных дефектов.

Все применяемые в настоящее время способы можно разделить на физико-химические, теплообменные, механические и воздействия внешних полей.

Из физико-химических методов основным является модифицирование. Способ заключается во введении в расплав модификаторов, способствующих измельчению, изменению форм кристаллов и структурных составляющих; при этом химический состав сплава существенно не меняется, т.к. доля таких добавок составляет доли процента.

По классификации Ребиндера выделяют класс модификаторов I-го рода (M1) и класс модификаторов II-го рода (M2). Модификаторы M1 непосредственно образуют центры кристаллизации, являясь при этом либо твердыми частицами (например, TiC, TiN и др.) с высокой температурой плавления (инокуляторы), либо тугоплавкими частицами, образовавшимися в результате реакций взаимодействия с компонентами сплава.

Модификаторы второго рода (M2) являются поверхностно-активными веществами. После попадания в расплав они адсорбируются на поверхности кристаллов и тормозят их

рост. Такие вещества называют ингибиторами, а саму операцию с их применением - ингибцией.

Замедление скорости роста кристаллов вызывает переохлаждение на фронте кристаллизации и создает условия либо для проявления активности имеющихся в расплаве “слабых” центров, либо для возникновения новых.

Модификаторы М2 способствуют измельчению зерновой основы сплава, подавляют рост анизотропных форм кристаллов и активируют процесс глобулиризации пленочных образований, понижают поверхностное натяжение сплавов.

Часто в расплав вводят вещества, которые вызывают реакцию замещения одних химических элементов в поверхностном слое неметаллических включений на другие, понижающими поверхностное натяжение и способствующими удалению пленочных выделений или их глобулиризации. Кроме того, они позволяют изменить морфологию выделений типа оксидов, сульфидов, нитридов и др. Такие вещества называют инверсорами, а операцию с их применением – инверсией. Как правило, роль ингибиторов и инверсоров выполняют щелочные и редкоземельные элементы, например Са, Na, Се, Mg и др. Они могут влиять, кроме воздействия на структуру, на процессы раскисления, десульфурацию. В расплаве их растворимость должна быть низкой $\beta \leq (5-30)$ ат. %, коэффициент распределения в сплаве $\omega = 5 \cdot 10^{-4} - 2 \cdot 10^{-1}$

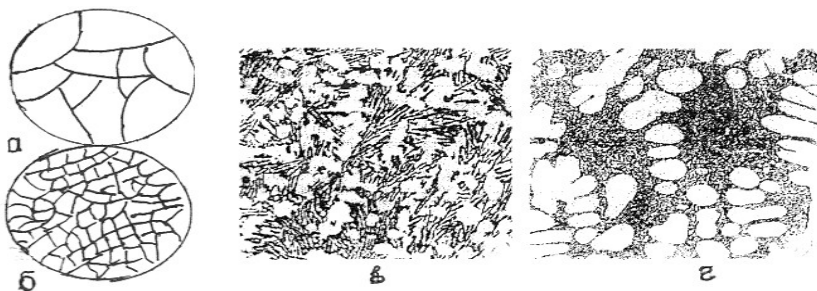


Рис. 1.19. Схема структур стали, силумина

На рис.1.19 показаны схемы изменения структуры: малоуглеродистой стали (а) и при модифицировании её бором (б); силумина (в) и после модифицирования его натрием (г).

Измельчения зерновой структуры достигают путем интенсификации теплообмена между отливкой и формой; при заданном составе литейного сплава управляемым параметром является коэффициент тепловой аккумуляции формы (b_{ϕ}), который связан с коэффициентом затвердевания (K) уравнением:

$$K = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \frac{b_{\phi} T_0}{\rho L}, \quad (1.26)$$

где ρ – плотность затвердевающего металла;

L – скрытая теплота кристаллизации.

Повышения величины b_{ϕ} (также K) можно достигнуть за счет использования металлов в качестве материалов формы, организацией конвективных потоков, охлаждающих форму с отливкой, применением металлических или жидкометаллических холодильников и другими способами. Ускорение процесса кристаллизации происходит при введении в расплав микрохолодильников, переводящих расплав в состояние суспензии (литье из двухфазного состояния).

Новым в технологии является применение термовременной обработки сплава перед его заливкой в форму: значительный перегрев, выдержка в перегретом состоянии (с целью дезактивации частиц, которые могли бы стать центрами кристаллизации), быстрое охлаждение расплава, способствующее возникновению новых центров кристаллизации с высокой концентрацией. В результате в отливках формируется высокодисперсная зерновая структура.

Достаточно эффективным является воздействие на расплав электромагнитным полем; при этом увеличиваются скорости зарождения и роста кристаллов, коэффициент диффузии, снижается необходимая степень переохлаждения. В результате измельчаются кристаллы, усадочная раковина становится концентрированной и поэтому ее легче вывести в прибыль. Для повышения плотности литого металла полезно использо-

вать внешнее давление (газовое или поршневое) на затвердевающий металл; при таком воздействии улучшаются условия фильтрационного питания металла (особенно в тепловых узлах отливок), снижается склонность металла к образованию горячих трещин.

Любой способ перемешивания расплава позволяет улучшить зерновую структуру отливок, но наибольший эффект получается при газоимпульсной обработке.

В отливках сложной конструкции, склонных к объемной кристаллизации и накоплению значительных внутренних напряжений, для получения металла без кристаллизационных дефектов требуется создать условия для одновременной кристаллизации по всем сечениям.

Основным направлением по уменьшению кристаллизационных дефектов в отливках ответственного назначения является организация направленного затвердевания. Коэффициент направленного затвердевания определяют по формуле

$$K_H = \frac{T_{з1} - T_{з2}}{\Delta h} \quad (1.27)$$

Он должен быть как можно больше, например, при стальном литье $K_H \sim (5-50)$ с/см; здесь $T_{з1}$ и $T_{з2}$ - время затвердевания двух ближайших в отливке сечений, отстоящих друг от друга на Δh .

Способ направленного затвердевания можно реализовать, если создать положительный температурный градиент:

- за счет теплоизоляции быстрозатвердевающих частей отливки и охлаждения медленно охлаждающихся частей;
- за счет введения в конструкцию отливки технологических напусков или применения прибылей;
- за счет регулирования скорости охлаждения отливки в соответствии с наличием в ее конструкции тонких и массивных элементов.

Примеры технологических решений задачи организации направленного затвердевания показаны на рис.1.20.

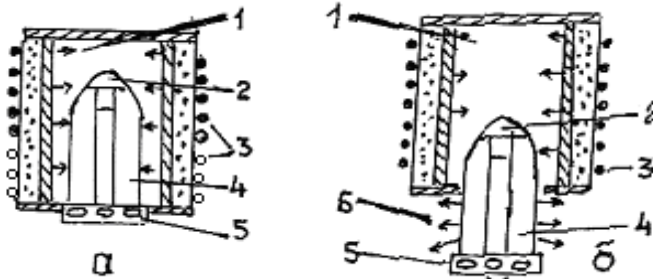


Рис. 1.20. Схемы процессов направленной кристаллизации: а - статичное положение отливки; б - вытягивание отливки из зоны нагрева. 1 – направление теплоизлучения со стороны нагревателей; 2 – прибыль; 3 – витки индуктора (зачерненные- под током, светлые – обесточенные); 4 – керамическая оболочка с отливкой; 5 – водоохлаждаемый холодильник; 6 – направление теплоотвода от формы

Контрольные вопросы

1. Что является движущей силой процесса кристаллизации? Поясните, пользуясь зависимостью $\Delta G=f(T)$; ΔG – свободная энергия; условия кристаллизации – гомогенное зарождение.

2. Предложите механизмы образования мелкозернистой структуры в отливках в процессе первичной кристаллизации.

3. Объясните основные закономерности гомогенной кристаллизации. Почему в литейном производстве этот механизм не является определяющим?

4. Общее изменение свободной энергии при образовании зародышей равно: $\Delta G = 4\pi r^2 \sigma - \frac{4}{3} \pi r^3 \frac{\Delta F}{V}$.

. Какой процесс (гомогенный или гетерогенный) характеризуется этим уравнением? Решите это уравнение относительно $r=r_{кр}$ и сделайте заключение о зарождении, если: а) $r < r_{кр}$; б) $r > r_{кр}$.

5. Размер критического зародыша при гомогенной кристаллизации определяется выражением:

$$r_{кр} = \frac{2\sigma}{L} \times \frac{T_0}{\Delta T},$$

где T_0 – температура кристаллизации;

ΔT – переохлаждение;

σ – поверхностное натяжение;

L – скрытая теплота кристаллизации.

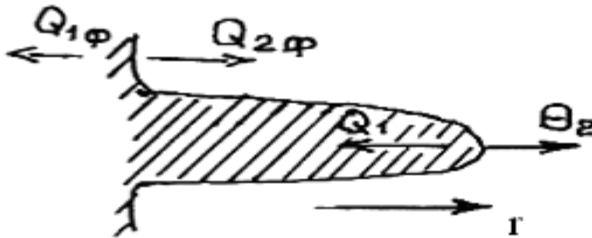
Дайте анализ этого выражения с точки зрения: а) устойчивой кристаллизации; б) неустойчивой кристаллизации.

6. Объясните основные закономерности гетерогенной кристаллизации. Этот механизм можно считать определяющим в литейной технологии?

7. Запишите энергетическое соотношение для стабильного зародыша при гетерогенной кристаллизации на плоской поверхности подложки. Назовите примеры подложек, присутствующих в расплавах.

8. Предложите способы получения мелкозернистой структуры в отливках, если кристаллизация гетерогенная

9. Объясните закономерности роста дендритных кристаллов. Запишите уравнение теплообмена (пользуясь данными рисунка), объясняющее устойчивый рост дендрита в направлении x .



10. Покажите формы роста кристаллов, которые формируются при увеличении скорости охлаждения.

11. Нарисуйте кинетические кривые в координатах $T=f(r)$ (r – расстояние от поверхности формы) и соответствующие им кристаллы для чистого металла.

12. Объясните основные закономерности кристаллизации сплавов типа твердых растворов. Нарисуйте кинетические кривые кристаллизации сплава. Запишите уравнения для коэффициента распределения. Объясните причину неоднородности состава растущих кристаллов.

13. В чем заключается модифицирующий эффект, как он влияет на кристаллизацию?

14. Поясните закономерности кристаллизации нормальной и аномальной эвтектик. Нарисуйте схемы структур: пластинчатой, зернистой, игольчатой.

15. Нарисуйте схему, отражающую положение двухфазной зоны в сплаве, затвердевающем в интервале температур. Дайте определение критерия Био и охарактеризуйте его влияние на кристаллизацию.

16. Приведите схему расположения трех зон в сплаве, закристаллизовавшемся в условиях низкой интенсивности теплообмена.

17. Охарактеризуйте влияние основных факторов на ширину двухфазной зоны. Нарисуйте соответствующие схемы.

18. Предложите условия, необходимые и достаточные для получения транскристаллитной структуры.

19. Предложите меры для реализации последовательной и объемной кристаллизации.

20. Почему процессы кристаллизации литейных сплавов можно моделировать на модельных средах? Дайте обоснование.

21. Какое влияние на процесс кристаллизации и формы кристаллов оказывают холодильники.

22. Объясните условия роста ориентированных кристаллов из расплава. Какими технологическими мерами можно обеспечить рост таких кристаллов.

23. Что такое дислокации и какое влияние они оказывают на рост кристаллов из расплава.

24. Охарактеризуйте три особенности, отличающие кристаллизацию сплавов от чистых металлов.

25. Что такое конституционное переохлаждение и какое влияние оно оказывает на формы кристаллов?

26. Что такое эвтектика? Поясните закономерности эвтектической кристаллизации.

2. ЛИКВАЦИЯ В ОТЛИВКАХ

2.1. Причины возникновения ликвации. Распределение примесей в затвердевшем металле

Ликвация является кристаллизационным дефектом, который проявляется как неоднородность химического состава, возникающая в процессе первичной кристаллизации металла. Причина образования заключается в том, что большинство сплавов кристаллизуются в интервале температур; при этом химический состав кристаллов, образовавшихся в начальной стадии, может существенно отличаться от состава кристаллов, возникших позже. Это обусловлено тем, что кристаллизация является неравновесным процессом, в ходе которого диффузионное перемещение примесей из жидкого металла в твердый не успевает полностью завершиться.

Чем шире интервал кристаллизации, тем сильнее развивается ликвация, причем наибольшую склонность к ней обнаруживают элементы, которые в наибольшей мере влияют на ширину этого интервала (в стали это S, P, C, Si и др).

Ликвация проявляется в виде вытянутых и бесформенных скоплений примесей или компонентов в отдельных частях отливки; скопления называют ликватами.

Ликвацию разделяют: по месту расположения на осевую (или V-образную), внеосевую (или $\wedge$ -образную), ликвационное пятно в верхней части отливки (под усадочной раковинной); по неоднородности состава кристаллов – внутризёрная, внутриячейная, дендритная; по причинам расслоения- гравитационная, слоистая.

Впервые ликвация исследована в слитках в 1866 г. Лавровым и Калакуцким. Для выявления ликвации используют хи-

мический анализ, металлографические методы, высокоразрешающие методы электроннографии, электронной микроскопии и др. Схема наиболее часто встречаемой в отливках зональной ликвации показана на рис. 2.1.

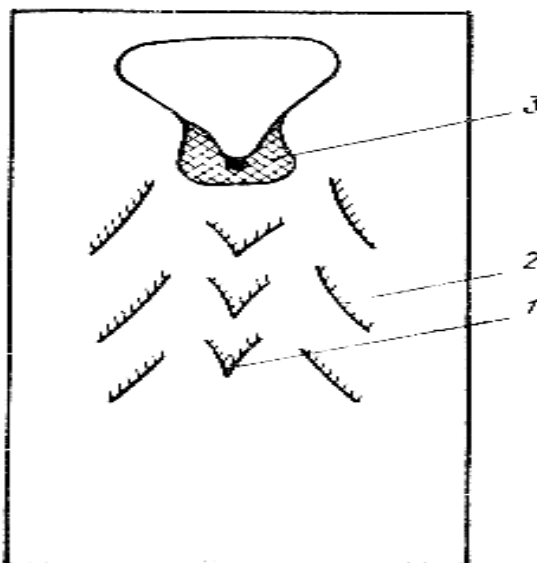


Рис. 2.1. Зональная ликвация в отливке: 1 – осевая (V - образная); 2 – внеосевая (Λ - образная); 3 – ликвационное пятно под усадочной раковинной

Распределение примесей в сплавах характеризуют коэффициентом распределения, который в общем виде равен

$$K = C_{\text{т}}/C_{\text{ж}}, \quad (2.1)$$

где $C_{\text{т}}$ и $C_{\text{ж}}$ - концентрация примеси в твердом и жидком состояниях сплава.

Схемы перераспределения примеси в кристаллизующихся сплавах эвтектического типа и непрерывных твердых растворов приведены на рис.2.2.

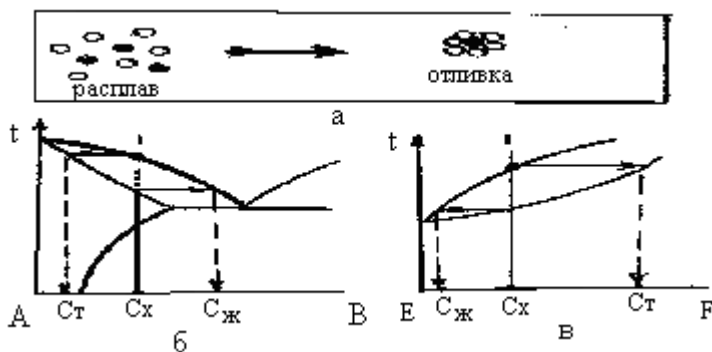


Рис. 2.2. Схемы перераспределения примеси (С) между расплавом и отливкой (а); определение концентрации примеси в жидком ($c_{ж}$) и твердом ($c_{т}$) состояниях сплавоо эвтектического типа А – В (б), непрерывных твердых растворов типа Е – F (в)

Влияние скорости движения фронта кристаллизации сплава (V), коэффициента диффузии примеси (D), ширины диффузионного слоя на фронте кристаллизации (δ) на эффективный коэффициент распределения примеси $K_{эф}$ в сплаве между жидким и твердым состояниями, определяется уравнением Бартон

$$K_{эф} = \frac{1}{1 + \left(\frac{1 - K_0}{K_0} \right) e^{-\frac{\delta}{D}}} \quad (2.2)$$

Равновесный коэффициент распределения K_0 может быть: меньше единицы (порядка от 10^{-3} до 1) для системы с близкими атомными размерами, например, редкоземельные элементы или изотопы; больше единицы (от 1 до 3)- для большинства элементов, 15- для бора в германии. Температура плавления растворителя понижается при $K_0 < 1$ или повышается при $K_0 > 1$. При очень низкой скорости кристаллизации $K_{эф} \Rightarrow K_0$

2.2. Движение металла в двухфазной области

В центральной части расплав перемещается конвективно, что является следствием разницы температур: более высокой в осевой части отливки, пониженной вблизи фронта кристалли-

зации. Конвекция продолжается достаточно долго в массивных отливках и слитках, в отливках средней и малой массы такой характер движения не является определяющим.

Двухфазную переходную область можно представить в виде капиллярно-пористого тела, поры которого заполнены жидким металлом. Полости (или поры), сохранившиеся между разрастающимися кристаллами и заполненные расплавом, имеют малые размеры вблизи наружной границы двухфазной области (со стороны затвердевшего металла). Здесь можно условно выделить слои с температурой, близкой к T_s ; они более чем на 99% заполнены твердым металлом и только около 1% пор содержат расплав. Вблизи внутренней (со стороны жидкого металла) границы преобладает жидкое состояние сплава. Твердожидкому состоянию металла соответствует от 30% до 40% твердого металла и от 70% до 60%- жидкого, рис. 2.3

Химические составы жидкости, заполняющей поры (капилляры), и жидкости в центральной части отливки, различаются. Первая из них сильно обогащена ликватами (элементами, которые на стадии кристаллизации хуже растворяются в затвердевшем металле и лучше в жидком).

Жидкий металл в центральной части отливки отвечает среднему исходному составу сплава. Известно, что кристаллы имеют низкое поверхностное натяжение на границе с собственным расплавом.



Рис. 2.3. Капиллярно-пористая структура в двухфазной области кристаллизующегося сплава (а); схема накопления примеси перед движущимся фронтом кристаллизации (б)

Поэтому поверхностное натяжение на границе основного расплава с кристаллами ($\sigma_{\text{к-Ж}_0}$) будет меньше поверхностного натяжения на границе кристаллов и расплава с ликватами ($\sigma_{\text{к-Ж}_\text{л}}$). При условии ($\sigma_{\text{к-Ж}_0} < (\sigma_{\text{к-Ж}_\text{л})$) смачиваемость поверхностей растущих кристаллов основным расплавом будет выше смачиваемости кристаллов расплавом с ликватами, т.е. будет выполняться неравенство

$$\cos\theta_1 > \cos\theta_2 \text{ и } \theta_1 < \theta_2, \quad (2.3)$$

где θ_1, θ_2 - краевые углы смачивания соответственно основным расплавом и, расплавом с ликватами.

Капиллярное давление будет стремиться вытеснить жидкость с ликватами; оно определяется уравнением

$$p_{\text{кап}} = \frac{2\sigma}{r} (\cos\theta_1 - \cos\theta_2), \quad (2.4)$$

где σ - поверхностное натяжение на границе расплавов основного и с ликватами.

При условии (2.3) и уменьшении радиуса пор (и каналов) в двухфазной области $p_{\text{кап}}$ увеличивается; в предельном случае при $r \rightarrow 0$ $p_{\text{кап}} \rightarrow \infty$. Создаются условия, способствующие перемещению основного расплава в пористую двухфазную область и вытеснению из неё (за счет более слабого пристеночного смачивания) расплава с ликватами, сначала в более крупные капилляры, а затем к центру отливки. Такое перемещение будет тем интенсивнее, чем больше: 1)различие составов расплавов – основного и с ликватами; 2) различие в межфазных натяжениях ($\sigma_{\text{к-Ж}_0}$) и ($\sigma_{\text{к-Ж}_\text{л}}$); 3) больше $p_{\text{кап}}$.

2.3. Распределение примесей при дендритной, зональной и других видах ликвации

Дендритная ликвация чаще всего проявляется в сложно-легированных железоуглеродистых сплавах, имеющих в составе элементы Fe, C, Si, Mn, Mo, Cr, Ni, S, P и др., одним из важнейших из них является углерод. В процессе кристаллизации в сплавах образуется дендритная структура, рис.2.4, а

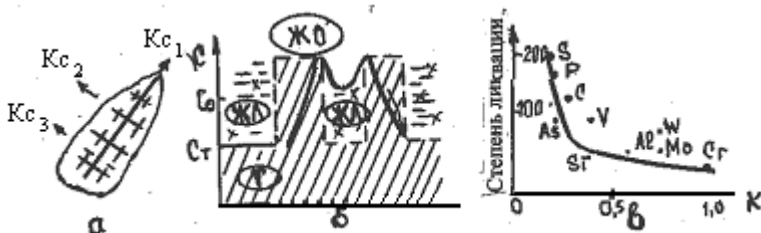


Рис. 2.4. Схемы дендрита (а): проявление дендритной ликвации при $K < 1$ (б); зависимости ликвации от коэффициента распределения K . (в) Обозначения расплавов: Жо - основного состава; Жл – с ликватами

Особенностью дендритной кристаллизации является последовательное и с разной скоростью нарастание твёрдого металла из расплава в осях 1-ого, 2-ого и 3-ого порядков. Поэтому химический состав будет разным в осях, в межосевых промежутках, по границам кристаллов, например, для углерода закономерным будет распределение, характеризующее коэффициентами $K_{c1} < K_{c2} < K_{c3}$, рис. 2.4, б. Зависимость проявления ликвации по другим элементам при дендритной кристаллизации от коэффициента распределения K приведена на рис.2.4,в. Степень ликвации зависит от склонности элемента к расширению интервала кристаллизации (например, сера), от способности к образованию соединений типа MnS или FeS , от способности к хорошему растворению в металлооснове, например, кремний, марганец и др. Причем, чем меньше величина K , тем сильнее выражена ликвация; различие по содержанию легирующих в составе составляет 3-3,5 раза.

Основной причиной образования зональной ликвации V-типа являются усадочные перемещения, протекающие на границе затвердевшего слоя и жидкотвердого металла в условиях, когда уровень жидкоподвижного сплава непрерывно опускается. Так как по мере уменьшения доли жидкой фазы скорость усадочного перемещения возрастает, то поток перемещающегося металла увлекает за собой ликваты, формируя при этом вытянутую линию распределения ликватов V-образного типа.

Таким образом, траектория является результатом протекания двух процессов – перемещения границ затвердевания металла к центру отливки и усадочного перемещения расплава с ликватами. Зональная ликвация V-типа сильнее проявляется в нижней части отливок, поэтому угол раскрытия ветвей здесь будет больше.

Внеосевая ликвация (или ликвация λ -типа) является следствием «всплытия» ликватов из межкристаллических полостей и перемещения фронта кристаллизации к центру отливки. В результате образуется траектория в виде буквы λ . Такой тип ликвации проявляется обычно в массивных отливках, затвердевающих медленно, к тому же сплавы, как правило, имеют широкий интервал кристаллизации.

Основной причиной образования ликвационного пятна под усадочной раковинной является всплывание ликвата из нижней и средней частей отливки и «погружение» ликватов из верхних слоёв металла при усадочном перемещении.

Схемы образования ликвационных траекторий рассмотренных типов показаны на рис. 2.5.

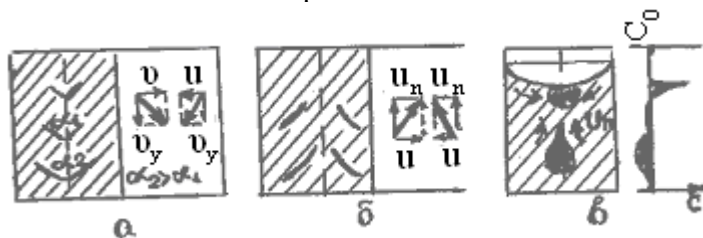


Рис. 2.5. Схемы образования ликватов типа: V (а); λ (б); ликвационного пятна (в). Обозначены: v – скорость движения фронта кристаллизации; v_y – скорость усадочного перемещения металла; v_n – скорость всплывания ликватов

Обратная ликвация проявляется в повышении содержания примесей на поверхности или в приповерхностных слоях отливок. Это характерно для сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур с образованием сильно выра-

женной пористости; проявляется в чугунах свинцовистых, бронзовых и др.

Ликвация по удельному весу образуется в сплавах цветных металлов, которые содержат компоненты, сильно различающиеся по плотности, например, в сплавах Pb-Sn.

Слоистая ликвация заключается в слоевом распределении компонентов, например, в сплавах Pb-Po. Причиной образования такого типа ликвации является изменение условий кристаллизации сплава.

2.4. Мероприятия по устранению ликвации в отливках

Из формулы (2.2) следует, что, при малых значениях K_0

$$K_{эф} \sim K_0 e^{\frac{\delta \delta}{D}} \quad (2.5)$$

$K_{эф}$ можно менять путём воздействия на коэффициент диффузии D , например путем активного перемешивания. В этих условиях уменьшается толщина диффузионного слоя δ , понижается также содержание примеси на фронте кристаллизации. Но даже при интенсивном перемешивании получить $K_{эф}=1$ не удастся; содержание примеси в части отливки, затвердевающей в последнюю очередь, будет повышенным.

Понижения ликвации можно добиться, если при кристаллизации в отливке образуется равноосная мелкозернистая структура, например, за счет модифицирования сплава или за счет его ускоренной кристаллизации.

Эффективным способом устранения ликвации в отливках является термическая обработка при температурах, существенно ускоряющих протекание диффузионных процессов, которые способствуют выравниванию концентрации примесей во всем объеме отливки.

Контрольные вопросы

1. Почему ликвация в отливках считается дефектом? Дайте обоснование.

2. Какими методами можно выявить ликвацию в литом металле?

3. Приведите уравнение, характеризующее распределение примесей в процессе кристаллизации.

4. Поясните механизм образования дендритной ликвации?

5. Дайте объяснение перемещениям расплава в пределах двухфазной области затвердевающего сплава.

6. Объясните причины образования в отливке зональной ликвации: осевой, внеосевой, обратной, слоистой? Что такое ликвационное пятно?

7. Как изменяется распределение примесей в расплаве при его активном перемешивании?

8. Какие способы эффективны для устранения ликвации в отливках?

9. Влияет ли кристаллическая структура в затвердевающем металле на развитие ликвации?

10. Назовите основные рекомендации, позволяющие уменьшить проявление ликвации в процессе первичной кристаллизации.

3. УСАДОЧНЫЕ ПРОЦЕССЫ

3.1. Физическая природа усадки металлов

Под усадочными процессами понимают совокупность явлений, сопровождающихся уменьшением размеров и объёма металла, залитого в форму, при его охлаждении. Усадка – одно из важнейших литейных свойств металла, так как в отливках могут образоваться литейные дефекты – усадочные раковины и пористость, усадочная деформация, напряжения и трещины. Металлы в большинстве своём при охлаждении испытывают усадку (за исключением Ga, Bi, Sb, Li которые расширяются).

Усадка металлов является объективным фактором и связа-

на при охлаждении с развитием ангармонических колебаний атомов относительно среднего значения, рис. 3.1.

Если при температуре T_1 атом находится на расстоянии r_1 (относительно его равновесного состояния r_0), то при охлаждении ($T(r) < T_1$) r_1 уменьшается и при $T = 273$ °С атом занимает положение с координатой r_0 , то есть происходит усадка металла. При полиморфных превращениях тела в твёрдом состоянии, сопровождающихся изменением типа и параметров кристаллической решётки, происходит скачкообразное изменение размеров (как в сторону уменьшения, так и увеличения).

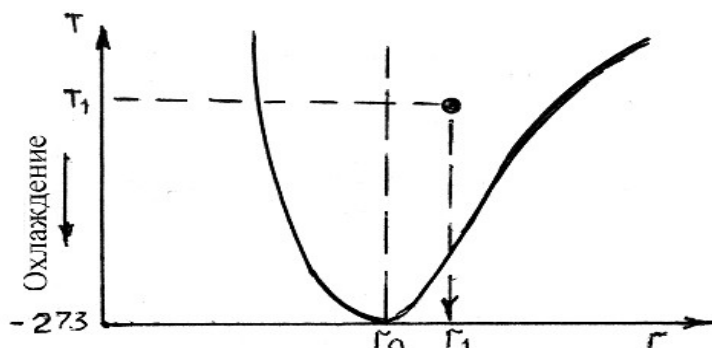


Рис. 3.1. Зависимость расстояния r между соседними атомами от температуры T при ангармонических колебаниях

Изменения размеров тела при охлаждении характеризуют коэффициентом усадки (обычно в процентах или единицах); эти изменения происходят от момента окончания заливки металла в форму до комнатной температуры. Поэтому полная усадка будет определяться уравнением

$$\xi = \xi_{\text{ж}} + \xi_{\text{кр}} + \xi_{\text{т}} - \xi_{\text{пр}}, \quad (3.1)$$

где $\xi_{\text{ж}}$, $\xi_{\text{кр}}$, $\xi_{\text{т}}$ – соответственно усадка в жидком металле (при охлаждении до температуры ликвидуса или начала кристаллизации); на этапе кристаллизации (в интервале температур лик-

видус – солидус) и в твёрдом состоянии (при охлаждении до комнатной температуры); $\xi_{\text{пр}}$ - предусадочное расширение.

Жидкий металл при охлаждении до температуры ликвидуса претерпевает объёмную усадку, в результате уровень металла опускается, а сечение формы, в которую залит металл остаётся постоянной. Для металла данного состава $\xi_{\text{ж}}$ зависит от коэффициента объёмной усадки металла, его температуры, количества выделившихся газов, химического состава сплава.

$$\xi_{\text{ж}} = \alpha_{\text{ж}} \cdot (t_{\text{ж}} - T_{\text{Л}}), \quad (3.2)$$

где $\alpha_{\text{ж}}$ - коэффициент, характеризующий усадку при понижении температуры на один градус.

Усадка при кристаллизации (затвердевании) сопровождается уменьшением объёма (и размеров) при охлаждении в интервале $T_{\text{Л}} - T_{\text{с}}$. В серых чугунах (СЧ), в Ga, Bi, Sb, Li усадка сопровождается увеличением объёма.

$$\xi_{\text{кр}} = \frac{V_{\text{жс}} - V_{\text{м}}}{V_{\text{м}}} \approx \frac{V_{\text{жс}} - V_{\text{м}}}{V_{\text{жс}}}, \quad (3.3)$$

где $V_{\text{ж}}$ и $V_{\text{т}}$ - объёмы металлов в жидком и твёрдом состояниях, соответственно.

На этой стадии изменяется агрегатное состояние, выделяется скрытая теплота кристаллизации, резко возрастает газовыделение, протекают реакции раскисления.

Усадка в твёрдом состоянии (линейная усадка) оценивается дальнейшим уменьшением линейных размеров (и объёма) отливки. Коэффициент усадки отливки в интервале температур от $T_{\text{с}}$ до температуры окружающей среды определяется по формуле.

$$\alpha_{\text{т}} = \frac{l_{\text{т}} - l_0}{l_0}, \quad (3.4)$$

где $l_{\text{т}}$ и l_0 - размеры отливки при температурах $t < T_{\text{с}}$ и окружающей среды, соответственно.

Линейная усадка (по предложению А.А. Бочвара) начинается с момента начала сокращения линейных размеров. В этом

состоянии металл способен сохранять заданную формой конфигурацию благодаря образованию сростков кристаллов, между которыми может находиться жидкий металл в малом объеме. Эта особенность наблюдается в сплавах, кристаллизующихся в интервале $T_L - T_S$; начало линейной усадки в этом случае совпадает с переходом металла из жидкотвёрдого в твёрдожидкое состояние. Интервал температур от начала перехода до T_S называют эффективным интервалом кристаллизации.

Для чистых металлов и сплавов эвтектического состава линейная усадка начинает проявляться при $t < T_S$.

3.2. Литейная усадка. Предусадочное расширение

Литейная усадка определяет усадку металла в условиях литейной формы. Основными факторами, влияющими на величину этой усадки, являются механическое торможение усадки отливки стенками формы и термическое торможение затвердевающего металла, определяемое конструкцией отливки и типом литейной формы. Механическое торможение существенно зависит от податливости литейной формы и литейных стержней, наряду с этим влияет также сложность конструкции отливки, например, наличие в ней перемычек, фланцев, и др. Термическое торможение является следствием неравномерного охлаждения массивных и тонких элементов в отливке.

Литейная усадка может быть свободной и затруднённой; свободная численно больше затруднённой.

Усадке многих сплавов предшествует предусадочное расширение. Причины этого могут быть следующие:

а) выделение газов из затвердевающего металла (с увеличением газосодержания, предусадочное расширение возрастает);

б) графитизация, особенно характерная для серых чугунов, в высокопрочных чугунах за счёт выделения карбидов с большим удельным объемом может быть значительной и составлять 0,6-0,9%;

в) капиллярное давление ликвирующей жидкости, выдав-

ливаемой в результате усадки и давления выделяющихся газов на поверхность отливки; это присуще сплавам с широким интервалом затвердевания, склонных к обратной ликвации (например, в цветных сплавах).

В литейных железоуглеродистых сплавах развитие усадки имеет особенности, обусловленные графитизацией, распадом и образованием новых фаз. На рис.3.2 приведены зависимости усадки сталей среднеуглеродистого и аустенитного классов, а также чугунов – серых, легированных магнием в широком температурном интервале.

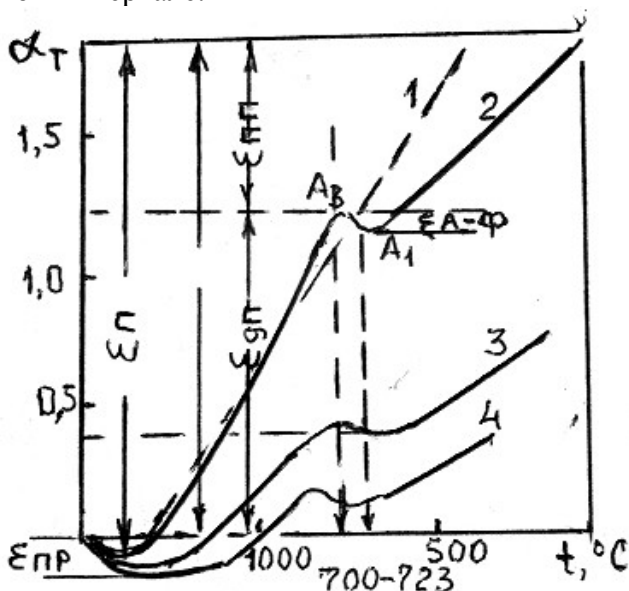


Рис. 3.2. Зависимости усадки некоторых железоуглеродистых сплавов от температуры: 1–аустенитная сталь; 2–среднеуглеродистая сталь; 3–серый чугун; 4–чугун, легированный магнием

В температурном интервале 1560 – 1000 °С проявляется предусадочное расширение: в серых чугунах графит выделяется в жидком металле; в легированных чугунах – в затвердевшем металле (вблизи T_S), поэтому результирующая усадка таких чугунов минимальна (примерно около 1%) и усадочные дефекты в

отливках выражены слабо. При температурах, близких к температуре кристаллизации, в чугунах (зависимости 3,4) наблюдается расширение.

В литейных сталях принято различать при охлаждении (после слабо выраженного расширения) три ситуации развития линейной усадки, когда в затвердевающем металле образовалось до 70% твёрдой фазы:

- а) доперлитная $\xi_{\text{gn}} = 1,3 \text{ — } 1,4 \%$ в аустенитном состоянии;
- б) расширение при фазовой перекристаллизации $\xi_{\alpha-\text{ф}} = 0,2 \%$;
- в) послеперлитная усадка $\xi_{\text{пп}} = 1,1 \%$, проявляющаяся при охлаждении до температуры окружающей среды. Иногда доперлитной усадке предшествует предусадочное расширение ($\xi_{\text{пр}} = 0,04\%$), связанное с выделением газов из затвердевающих сталей.

Расширение при распаде аустенита (α -ф) происходит в сталях при разных температурах: в углеродистых - от 700 до 720 °С; в мартенситных - при 200 °С; в сталях аустенитного и ферритного класса – в области низких температур.

Полная усадка железоуглеродистых сплавов определяется по уравнению

$$\xi_{\text{п}} = \xi_{\text{пр}} + \xi_{\text{л}}, \quad (3.5)$$

где линейная усадка $\xi_{\text{л}} = \xi_{\text{gn}} + \xi_{\text{пп}}$

3.3. Влияние добавок в составе на усадку сплава

Добавки элементов в металооснову, как правило, понижают усадку сплава (по отношению к усадке чистой металоосновы). Однако это справедливо до концентраций добавок, соответствующих точке пересечения температурных границ выливаемости и эвтектической платформы, рис.3.3. Например, усадка при кристаллизации силумина $\xi = 3,8 \%$, а для чистого алюминия $\xi_{\text{к}} = 6,6 \%$. Оценить влияние добавок на усадку сплава при кристаллизации (вблизи температур T_s) можно по диаграмме состояния.

На рис. 3.3 приведены диаграммы сплава эвтектического типа и схемы развития усадки сплава при введении компонентов А и В, различающихся численно по величине усадки.

В пределах эвтектических составов усадка изменяется по линейному закону (для компонентов с небольшой разницей по усадке), либо претерпевает "разрыв" в средней части диаграммы (для компонентов существенно различающихся усадкой).

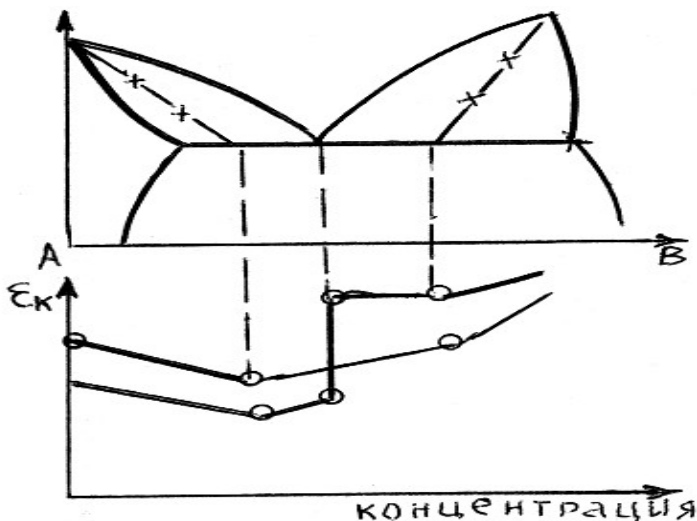


Рис. 3.3. Связь литейной усадки ξ_k с диаграммой состояния сплавов системы А–В. Обозначены: границы выливаемости (х-х); зависимости при небольшой разнице коэффициентов усадки компонентов (о-) и при значительной разнице по величине усадки

Усадка до и после разрыва определяется фазой, входящей в сплав в большем объеме. Усадка в чугунах связана с выделением графита и добавок, оказывающих влияние на графитизацию. Влияние содержания углерода на усадку чугунов в жидком состоянии отражено на рис. 3.4.

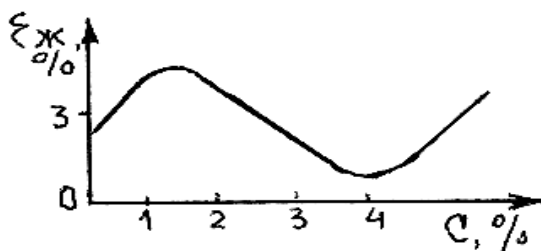


Рис. 3.4. Зависимость усадки чугунов в жидком состоянии от содержания углерода (концентрация 4,3 % отвечает эвтектическому составу)

При охлаждении чугунов в области температур кристаллизации выделяется графитная эвтектика, количество которой прямо пропорционально концентрации углерода. При выделении 1 % эвтектики объём увеличивается на 2 %.

Результирующая усадка при кристаллизации определяется из уравнения

$$\xi_{\text{ж}} = 6,9 \% - 0,9 \% (\text{цементита}) - 2 \% (\text{графита}) \quad (3.6)$$

В чугунах, кристаллизующих в интервале температур, существенное влияние на усадку в жидком состоянии оказывают графитизирующие добавки - способствующие графитизации (например Si), замедляющие графитизацию (например Mn). Влияние графитизирующих добавок можно оценить по углеродному эквиваленту

$$C_{\Sigma} = C + 1/2\text{Si} + 1/2\text{P} \quad (3.7)$$

На величину усадки сплавов в жидком состоянии оказывают также влияние технологические факторы например скорость охлаждения, поэтому можно ожидать, что $\xi_{\text{ж}}$ в металлической форме будет меньше, чем в песчано-глинистой (при одинаковом составе сплава).

3.4. Классификация усадочных дефектов в отливках

Раковины в отливке представляют собой полости различной формы и размеров, образующихся внутри отливки или на её поверхности. Раковины подразделяют на усадочные, газовые, ситовидные, песчаные, шлаковые. Газовые, песчаные, шлаковые раковины – это полости в металле, заполненные газами, шлаками или формовочной смесью. Ситовидные раковины имеют вид удлинённых тонких раковин, ориентированных перпендикулярно к поверхности отливки. Причиной их образования является повышенное содержание водорода в кристаллизующемся металле.

Усадочные раковин – наружные, внутренние, закрытые, открытые – это полости в отливке, образующиеся в результате усадки металла в жидком состоянии и на этапе кристаллизации.

Усадочная пористость является скоплением мелких пустот, сосредоточенных в определённых зонах отливки (зональная пористость), распределённых по объёму отливки (рассеянная пористость), располагающихся в местах сопряжений элементов отливки, в межсоединениях промежутках дендритов, в тепловых узлах, в области местного разогрева металла на стадии заливки. В отливках часто обнаруживаются дефекты в виде скопления мелких усадочных раковин, называемые рыхлотой.

В реальных условиях литейной технологии плавку в большинстве случаев производят в открытой атмосфере. Если расплав содержит значительное количество растворённых газов, то при охлаждении растворимость газов понижается и на стадии кристаллизации атомы газа поступают в усадочные поры, рис.3.5,а.

Газовое давление в объёме поры растёт и достигает значения, при котором жидкий металл из поры выжимается, рис. 3.5,б. На этапе смыкания (коагуляции) кристаллов, охватывающих пору, образуется газоусадочная пора, рис. 3.5,в.

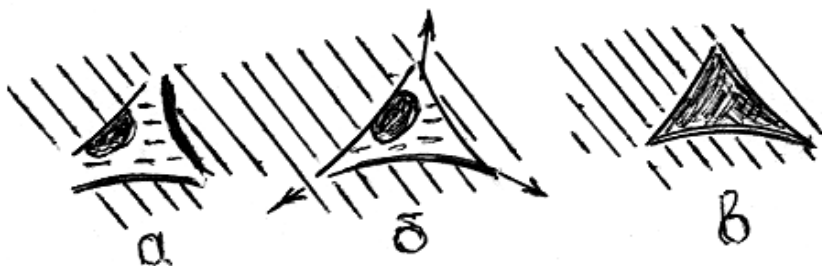


Рис. 3.5. Схема формирования газоусадочных пор. Стрелками показаны пути выдавливания расплава из поры, заполненной частично жидким металлом

Для выявления усадочной пористости применяют следующие методы:

- а) просвечивание металла отливки проникающими лучами (рентгеновскими или гамма – лучами). Как средство контроля этот метод применяют для отливок ответственного назначения;
- б) метод цветовой дефектоскопии, заключающийся в нанесении на поверхность отливки высокопроникающей краски;
- в) определение плотности металла в отливке путём гидростатического взвешивания образцов на воздухе и в воде. Образцы обычно представляют собой пластинки толщиной 2-3 миллиметра, вырезанные из различных частей отливки.

Склонность литейного сплава к образованию усадочных дефектов определяют по технологическим пробам специальной конструкции, обеспечивающей выполнение принципа направленного затвердевания.

Склонность литейного сплава к образованию усадочных дефектов определяют по технологическим пробам специальной конструкции, обеспечивающей выполнение принципа направленного затвердевания.

3.5. Расчёт зоны осевой пористости в призматических сечениях отливки

Широко распространённым дефектом в отливках является

осевая пористость, образующаяся в плоских и призматических сечениях.

Схема к расчёту осевой пористости в таких сечениях представлена на рис.3.6.

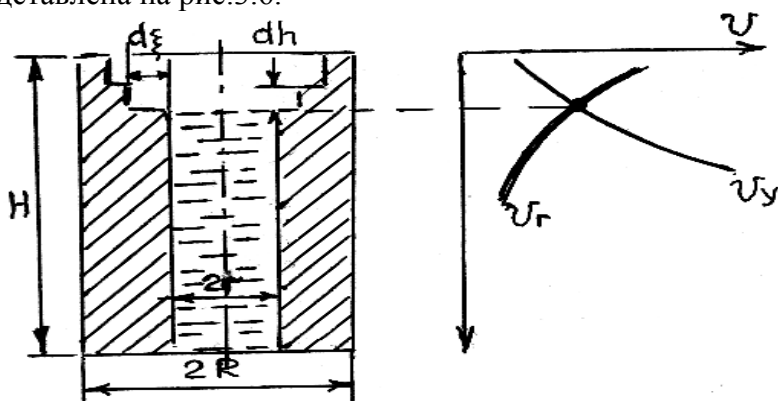


Рис. 3.6. Схема к расчёту: H и $2R$ – высота и толщина плоской отливки; $2r$ – размер жидкой части металла в осевой части; dh и $d\xi$ – понижение уровня жидкого металла и толщина затвердевшего слоя отливки в последовательные моменты времени; V_y и V_r – скорости усадочного перемещения и гидродинамического течения, соответственно

Сделаем допущения:

1) затвердевание металла плоской отливки высотой H и толщиной $2R$ происходит только по боковым поверхностям по закону квадратного корня; усадка происходит только при кристаллизации и характеризуется коэффициентом α_k ;

2) в некоторый момент времени размер жидкой части металла в осевой части становится равным $2r$; осевая часть представляет сужающийся канал, поток в его пределах становится вязким; с этого момента его течение будет ламинарным, а затем структурным;

3) усадочные процессы характеризуются скоростью V_y , перемещение питающего (компенсирующего усадку) потока – скоростью V_r .

При равенстве скоростей V_y и V_r можно записать следую-

щее равенство:

$$2r \cdot dh = 2H \cdot d\xi \cdot \alpha_k \quad (3.8)$$

Скорость усадочного перемещения V_y равна:

$$V_y = dh/dr = (H \cdot d\xi \cdot \alpha_k)/r \quad (3.9)$$

Толщину $d\xi$ находим из уравнения квадратного корня, определяющего толщину затвердевающего слоя металла:

$$\xi = R - r = k\sqrt{r} \quad (3.10)$$

Тогда скорость затвердевания:

$$d\xi / d\tau = k / (2\sqrt{r}) \quad (3.11)$$

Из уравнения (3.11) находим $d\xi$:

$$d\xi = k \cdot d\tau / (2\sqrt{r}) \quad (3.12)$$

Подставляя $d\xi$ и $\sqrt{r}$ из уравнения (3.10) в уравнение (3.9), получим:

$$V_y = \frac{H \cdot K \cdot d\tau \cdot \alpha_k \cdot K}{2(R-r) \cdot r \cdot d\tau} = \frac{H \cdot K^2 \alpha_k}{2(R-r)r} \quad (3.13)$$

Скорость гидродинамического течения металла V_r , обеспечивающего компенсацию усадки в осевой части отливки, найдём из условия ламинарного течения в канале толщиной $2a$ и шириной условно принятой за единицу, рис.3.7.

Если на единичную площадку в сечении такого канала действует сила P , а на все сечение усилие $2a \cdot P$, то при ламинарном течении выполняется равенство

$$2a \cdot P = F_{\text{тр}} \quad (3.14)$$

где $F_{\text{тр}}$ – сила внутреннего трения в канале толщиной $2a$.

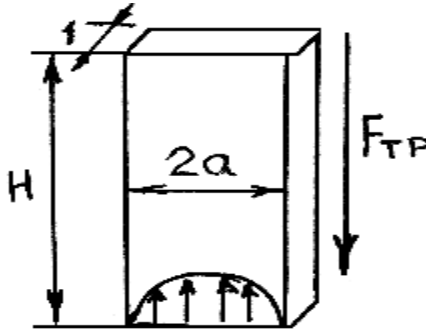


Рис. 3.7. Схема к определению скорости V_t

Силу $F_{\text{тр}}$ найдём из условия вязкого течения металла в канале с боковой поверхностью $2H \cdot 1$

$$\eta = \frac{-F_{\text{тр}}}{2H(dV/da)} \quad (3.15)$$

$$F_{\text{тр}} = -2H \cdot \eta \cdot dV/da \quad (3.16)$$

Подставляя $F_{\text{тр}}$ в уравнение (3.14) получим

$$2a \cdot P = -2H \cdot \eta \cdot dV/da, \quad (3.17)$$

откуда находим dV

$$dV = -P \cdot \left(\frac{a \cdot da}{H \cdot \eta} \right) \quad (3.18)$$

После интегрирования выражения (3.18) от 0 до V и от r до a , получим закон распределения скоростей в канале:

$$V(a) = [-P / (H \cdot \eta)] \cdot a^2/2 + C, \quad (3.19)$$

где C – постоянная интегрирования; определяется из условия $a=r$.

$$C = [P / (H \cdot \eta)] \cdot r^2/2 \quad (3.20)$$

Уравнение (3.19) с учётом (3.20) запишется:

$$V(a) = [P / (2H \cdot \eta)] \cdot (r^2 - a^2) \quad (3.21)$$

Скорость гидродинамического течения металла в канале толщиной γ определяется из уравнения:

$$V_r = Q/2r \quad (3.22)$$

Ежесекундный расход Q через поперечное сечение канала найдём после интегрирования выражения:

$$dQ = V(a) \cdot da = [P / (2H \cdot \eta)] \cdot (r^2 - a^2) \cdot da \quad (3.23)$$

$$Q = \int_0^r \frac{P}{2H\eta} \cdot [r^2 \cdot (1 - a^2/r^2)] da = (P \cdot r^3)/(3H \cdot \eta)$$

Подставляя найденное Q в уравнение (3.22) получаем уравнение для V_r :

$$V_r = (P \cdot r^3)/(3H \cdot \eta \cdot 2r) = (P \cdot r^2)/(3H \cdot \eta) \quad (3.24)$$

Анализ уравнений (3.13) и (3.24) показывает, что при $\gamma \rightarrow 0$ (что происходит в процессе затвердевания) V_y расчёт, а V_r уменьшается. Следовательно, при малых γ создаются условия, способствующие образованию пористости в плоских сечениях отливок.

Процесс её образования начинается с того момента, когда $V_y = V_r$. Исходя из этого, определим относительный размер зоны осевой пористости. Приравнивая скорости V_y (3.13) и V_r

(3.24), получим

$$\frac{H \cdot K^2 \cdot \alpha_k}{2(R-r) \cdot r} = \frac{P \cdot r^2}{3H\eta}, \quad (3.25)$$

$$\text{или} \quad H \cdot K^2 \cdot \alpha_k \cdot 3H \eta = P \cdot r^2 \cdot 2(R-r) \cdot r \quad (3.26)$$

$$H^2 \cdot K^2 \cdot 3\alpha_k/2P = R \cdot r^3 - r^4$$

Так как образование пористости происходит при малых значениях r , пренебрегаем в правой части равенства (3.26) r^4 и найдём уравнение, которое отражает половину толщины зоны осевой пористости (обозначим её r_{Π})

$$r_{\Pi} = \sqrt[3]{\frac{H^2 K^2 \cdot 3\alpha_k}{2pR}} \quad (3.27)$$

где P – характеризует совместное давление – атмосферного и металлостатического, то есть $P = P_a + \rho gH$.

Если поделить обе части равенства (3.27) на R , то получим относительный размер r_{Π} :

$$r_{\Pi}/R = \sqrt[3]{\frac{H^2 K^2 \cdot 3\alpha_k}{2(P_a + \rho gH)R^4}} \quad (3.28)$$

Полученное выражение характеризует тот момент затвердевания металла в плоском сечении отливки, когда нарушается сплошность питающего металла и начинает образовываться усадочная пористость.

3.6. Влияние технологических факторов на развитие осевой пористости и способы её устранения

Основными факторами, влияющими на возникновение усадочной пористости в осевых частях отливки, являются:

, влияющими на возникновение усадочной пористости в осевых

частях отливок являются:

1) природа сплава (коэффициент α_k) и его вязкость η в интервале затвердевания; влияние их слабое;

2) скорость затвердевания (характеризуется косвенно коэффициентом K); при увеличении скорости затвердевания развитие осевой пористости будет расти;

3) давление на затвердевающий в плоском сечении отливки металл; кристаллизация в вакууме способствует развитию осевой пористости; кристаллизация под избыточным давлением её подавляет;

4) геометрические размеры стенок отливки – высота H (длина L), толщина стенок δ ; увеличение H (или L), уменьшение δ способствует развитию пористости, причём влияние толщины более сильное, чем высоты (длины), рис.3.8,а, б. Это связано с усилением как усадки, так и ликвации;

5) конфигурация отливки, наличие в её конструкции разнотолщинных элементов, сопряжений и других элементов. В цилиндрической отливке развитие пористости выражено слабее, чем в призматической;

6) интервал затвердевания сплава, чем шире интервал, тем зона осевой пористости будет иметь большие размеры;

7) место подвода стального расплава форму; при подводе в тонкую часть отливки пористость бывает значительной;

8) температура заливаемой стали и массы расплава, пропущенного через сечение; при их росте пористость усиливается, рис. 3.8, в, г.

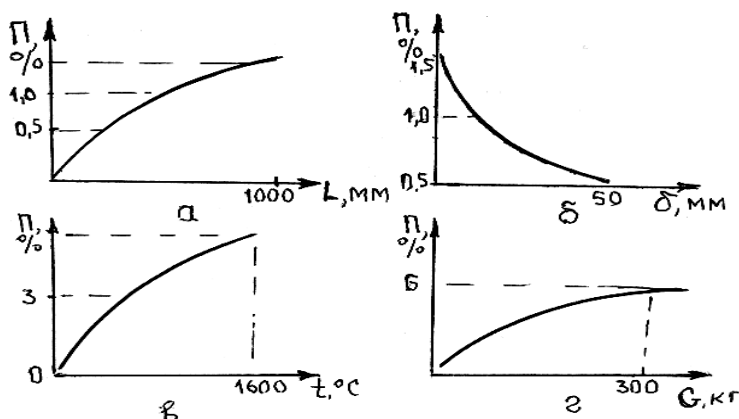


Рис. 3.8. Влияние размеров, температуры заливки и массы расплава на развитие пористости П

Для борьбы с усадочной пористостью рекомендуются следующие мероприятия:

- 1) кристаллизация металла под повышенным внешним давлением;
- 2) организация питания затвердевающего металла за счёт:
 - применения технологических напусков;
 - создания в форме перед заливкой её расплавом положительного температурного градиента, вектор которого ориентирован к источнику питания;
 - применения прибылей и холодильников;
 - применение комбинированной литейной формы, состоящей из смесей с разной теплоаккумулирующей способностью;
 - изменение скорости теплоотвода от затвердевающего металла в строгом соответствии с массой металла, сосредоточенного на отдельных участках сложной по форме отливки.

В основу способов организации питания заложен принцип направленного затвердевания – кристаллизация должна начинаться в тонкостенных элементах отливки и заканчиваться в массивных, на которые следует устанавливать дополнительный источник питания в виде прибылей.

Эти способы применяются при изготовлении ответственных отливок, например, лопастей газовых турбин из жаропроч-

ных никелевых турбин;

3) понижение температуры заливки или литье в твёрдодожидком состоянии;

4) рациональный подвод металла без перепускания большой массы расплава через один питатель (литник), например, при стальном литье подводить расплав рекомендуется в массивные части отливки;

5) выбор сплавов с узким интервалом кристаллизации.

Перечисленные рекомендации не исключают и других способов, например, электрошлаковое литьё, литьё с последовательным заполнением и направленной кристаллизацией и другие.

3.7. Концентрированные усадочные раковины в отливках. Динамика формирования области усадочной раковины

Усадочная раковина представляет совокупность пустот (или одну пустоту большого объёма), которая образуется в отливке при затвердевании и охлаждении металла.

Усадочные раковины могут иметь разные геометрические формы и объёмы, а также различные местоположения в отливке; примеры некоторых из них показаны на рис. 3.9

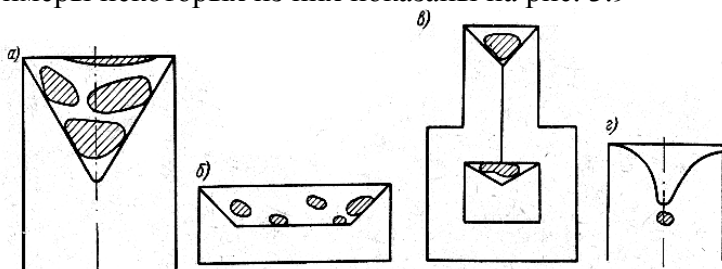


Рис. 3.9. Усадочные раковины: закрытая конусная - а; закрытая в виде усеченного конуса – б; конусная закрытая и вторичная - в; открытая - г

В закрытых усадочных раковинах имеются слои за-

твердевшего металла, разделяющие отдельные пустоты и закрывающие их сверху; их называют мостами. Часть отливки, в которой располагается усадочная раковина вместе с мостами, является областью усадочной раковины. Контур раковины зависит от особенностей затвердевания сплава, если сплав кристаллизуется в широком интервале температур, а затвердевание в области усадочной раковины происходит сверху и сбоку, то контур раковины имеет вид усеченного конуса, рис.3.9,б. Если в процессе кристаллизации какая – либо часть отливки (обычно это тепловой узел) оказывается изолированной от основного затвердевающего металла, то последовательность развития процесса охлаждения нарушается и в этой изолированной части образуется вторичная закрытая усадочная раковина, рис. 3.9, в.

Процесс перемещения жидкого металла внутри кристаллизующегося металла отливки, способствующий “залечиванию” пустот, называют питанием.

Так как усадочные раковины зависят от особенностей сплава, в частности, от интервала температур кристаллизации, то склонность сплава к их образованию определяют на технологических пробах специальной конструкции, рис. 3.10. Конструкция должна быть такой, чтобы в процессе кристаллизации максимально выполнялся принцип направленного затвердевания. Объем раковины в пробе определяют на осевом разрезе или путём заливки керосином из мерного сосуда.

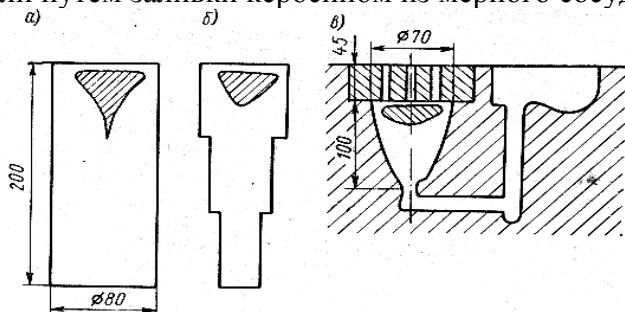


Рис. 3.10. Схемы конструкций технологических проб: а – цилиндрической, б – ступенчатой, в – конической

Для того, чтобы понять динамику процесса формирования

усадочной раковины, необходимо принять во внимание структуру двухфазного состояния металла. Усадочная раковина в отливке начинает формироваться с момента образования сплошного твёрдого слоя по всей поверхности. Усадка в жидком и двухфазном состояниях может частично компенсироваться за счет образования в затвердевшем слое металла новых фаз с большим удельным объемом. Поэтому объем усадочной раковины на этой стадии может даже уменьшиться.

В сплавах, кристаллизующихся в интервале температур, область усадочной раковины (её контур) можно определить графоаналитически. Для этого находят точки пересечения верхнего уровня жидкого металла и положений границы выливаемости в последовательные моменты времени (от окончания заливки и до выхода этой граничной температуры на ось отливки). На рис. 3.11 приведены схемы формирования контура усадочной раковины в последовательные моменты времени, отличающиеся друг от друга разным положением температурных границ в двухфазном металле.

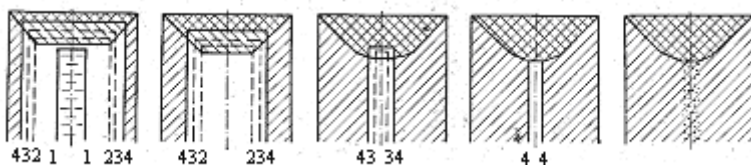


Рис. 3.11. Схемы формирования усадочной раковины

Обозначены температурные границы: 1 - ликвидуса; 2 – выливаемости; 3 – питания; 4 – солидуса

При достижении металлом на оси отливки температуры, соответствующей выливаемости, в осевой части сохраняется твердожидкий металл. За промежуток времени, в течение которого металл сохраняет это состояние, скорость формирования раковины понижается (происходит некоторая компенсация усадки). В результате контур области усадочной раковины в основании приобретает форму вогнутой поверхности. Коэффи-

циент формы области усадочной раковины является для данного сплава величиной постоянной; этот коэффициент определяется отношением:

$$n = R_p / R_o , \quad (3.29)$$

где R_p – радиус основания области усадочной раковины; R_o – радиус отливки.

Для сплавов, кристаллизующихся при постоянной температуре, коэффициент $n \sim 0$, т.к. $R_p = 0$; усадочная раковина имеет форму конуса. На последней стадии затвердевания под усадочной раковиной может образовываться усадочная пористость или рыхлота.

Геометрические формы усадочных раковин зависят от эффективности питания отливки на стадии затвердевания. Образование открытой раковины связано с дефицитом питания отливки на стадии её затвердевания, рис. 3.12, а.

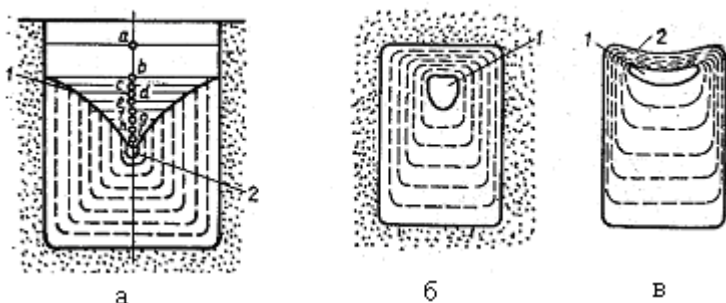


Рис. 3.12. Схемы образования усадочных раковин: а – открытой; б — закрытой концентрированной; в – закрытой распределенной. Штриховыми линиями (линии изотерм – изо-солидус) отмечено развитие процесса затвердевания

Если в литниковом канале после заливки некоторое время сохраняется жидкий металл, рис. 3.12, б, то усадка металла в отливке на начальной стадии затвердевания может компенсироваться (за счёт питания из этого канала); понижение верх-

него уровня в отливке не происходит. Затем питание прекращается, по всему контуру отливки образуется корка, а в верхней её части возникает изолированный объём жидкого металла, который затвердевает отдельно от отливки; формируется замкнутая концентрированная усадочная раковина.

Если при затвердевании отливки отсутствует внешний источник питания, рис. 3.12, в, то по всему периметру образуется корка. В верхней части отливки возникает усадочная распределенная раковина, прогиб которой обусловлен действием перепада давлений – атмосферного и пониженного в объеме раковины.

3.8. Решение задачи образования усадочной раковины в цилиндрической отливке

Элементы цилиндрической формы часто присутствуют в конструкции отливки. Для упрощения решения задачи образования усадочной раковины в таких элементах сделаем следующие допущения:

- 1) элемент имеет высоту H и диаметр $2R$, рис.3.13;
- 2) отливка выполнена из чистого металла ; усадка его происходит только при кристаллизации , коэффициент усадки α_k ;
- 3) образование осевой пористости не учитываем;
- 4) охлаждение (затвердевание) сверху и снизу не происходит;
- 5) затвердевание металла с боковых поверхностей сопровождается образованием толщины твердого слоя $x = \kappa\sqrt{\tau}$

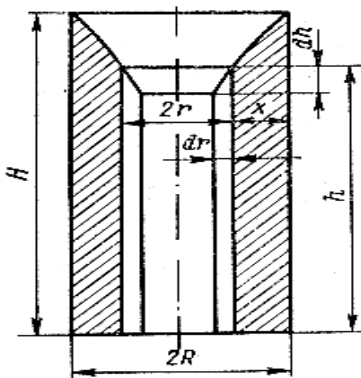


Рис. 3.13. Схема к расчету усадочной раковины в цилиндрическом элементе

Допустим, что в некоторый момент времени жидкий металл имеет высоту h и радиус r .

За следующий малый промежуток времени dt образуется слой dr , объём которого dv за счет усадки уменьшится до значения $dv \cdot \alpha_k$. При этом произойдёт компенсация усадки и уровень жидкого металла опустится на dh . Образуется зародыш усадочной раковины dV_p и можно записать следующие равенства:

$$dV_p = dv \cdot \alpha_k \quad (3.30)$$

или
$$\pi r^2 \cdot dh = 2 \pi r h \cdot dr \cdot \alpha_k \quad (3.31)$$

откуда
$$\frac{dh}{h} = \frac{dr}{r} \cdot 2\alpha_k \quad (3.32)$$

После интегрирования левой части от H до h и правой от R до r получим

$$\ln \frac{h}{H} = 2\alpha_k \ln \frac{r}{R} \text{ или } \frac{h}{H} = \left(\frac{r}{R} \right)^{2\alpha_k} \quad (3.33)$$

Полученное выражение известно как уравнение Шретера. Уравнение (3.33) удовлетворительно определяет контур усадочной раковины (параметры r , h) с большим отношением H/R .

Если в выражении (3.33) принять $r=0$ (это означает, что затвердевание металла закончилось), то h будет также равно 0 и усадочная раковина при этом должна прорасти в отливке до дна, что неоправданно. Следовательно, необходимо учитывать развитие затвердевания сверху отливки и образование мостов,

затрудняющих питание затвердевающего металла . С их учетом равенство (3.30) запишется:

$$dV_p = dV \cdot \alpha_k + dV_m, \quad (3.34)$$

объем мостов dV_m равен

$$dV_m = S_{Ms} \cdot \omega_{\downarrow} d\tau, \quad (3.35)$$

где $S_{Ms} = \pi r^2$ – площадь поверхности жидкого металла в области мостов.

Затвердевание металла сверху происходит по закону $H-h = mK\sqrt{\tau}$ со скоростью $\omega_{\downarrow}$ (m -коэффициент, равный отношению скоростей затвердевания сверху и сбоку)

$$m = \frac{\omega_{\downarrow}}{\omega_{\rightarrow}} = \frac{d(H-h)}{d\tau} \cdot \frac{1}{\omega_{\rightarrow}} = \frac{m^2 k^2}{2(H-h)} \frac{1}{\omega_{\rightarrow}} \quad (3.36)$$

После некоторых преобразований получим дифференциальное уравнение, характеризующее контур усадочной раковины в реальных условиях развития процесса затвердевания

$$\frac{dh}{d\tau} = 2\alpha_k \frac{h}{\tau} + \frac{m^2 (R-\tau)}{(H-h)} \quad (3.37)$$

3.9. Влияние технологических факторов и состава сплава на образование усадочных дефектов

Одними из важнейших факторов, влияющими на образование усадочных дефектов – раковин и пористости – являются интенсивность охлаждения металла и температура заливаемого расплава.

Для стальных отливок, затвердевающих с малой интенсивностью (критерий $Bi = \frac{\alpha}{\lambda} x \leq 1$) объем усадочных раковин можно в первом приближении определить по уравнению

(3.38)

где G – масса отливки, кг;

$\rho_{\text{т}}, \rho_{\text{ж}}$ – плотности твердого и жидкого металла, $\text{кг}/\text{м}^3$.

В остальных случаях определяющим фактором является температура заливаемого расплава. Её влияние проявляется особенно на стадии усадки металла в жидком состоянии, т.е. при потере металлом перегрева в начальной стадии затвердевания.

Относительный объём усадочной раковины можно определить по формуле Н.Г. Гиршовича и Ю.А. Нехендзи

(3.39)

где $\alpha_{\text{жт}}$ – коэффициент объёмной усадки металла в жидком и жидкотвердом состояниях;

$t_{\text{зк}}, t_{\text{зн}}$ – средние температуры металла соответственно в начальный и заключительный моменты затвердевания;

$T_{\text{кр}}$ – температура кристаллизации металла;

$\varepsilon_{\text{к}}$ – коэффициент усадки при кристаллизации, $\varepsilon_{\text{к}} \sim 0,03$;

q – коэффициент, характеризующий влияние массы твердой корки на формирование раковины (принимают $q = 1/2$);

$\alpha_{\text{т}}$ – коэффициент усадки затвердевшего металла.

Так как важно для практики знать максимальный объём усадочной раковины, то можно сделать следующие упрощения: $(t_{\text{зн}} - T_{\text{кр}}) \sim t$ (t – температура перегрева металла); $(T_{\text{кр}} - t_{\text{зк}}) \sim T/2$ (T – температурный перепад на поверхности отливки за время затвердевания).

Тогда формула (3.39) после упрощений запишется в следующем виде

$$\frac{V_{\text{ур}}}{V_{\text{отл}}} = \alpha_{\text{жт}} \cdot t + \varepsilon_{\text{к}} - 1/4 \alpha_{\text{т}} T \quad (3.40)$$

В полученном выражении можно пренебречь третьим членом, т.к., например, при литье стали его значение составляет $(1/4 \cdot 3 \cdot 10^{-5} \cdot 50) \sim 3,7 \cdot 10^{-5}$ в условиях ПГФ; $(1/4 \cdot 3 \cdot 10^{-6} \cdot 400) \sim 3 \cdot 10^{-4}$ в условиях металлических форм.

Поэтому для расчета объёма усадочной раковины можно использовать выражение

$$\frac{V_{\text{ур}}}{V_{\text{отл}}} = \alpha_{\text{уст}} \cdot t + \varepsilon_{\text{к}}, \quad (3.41)$$

из которого видно определяющее влияние температуры перегрева расплава на объём усадочных раковин.

В чугунах образование усадочной раковины связано с выделением графита и присутствием в составе кремния и фосфора. Для оценки развития усадочных дефектов необходимо учитывать коэффициент формы области усадочных раковин n и влияние углеродного эквивалента, рис. 3.14

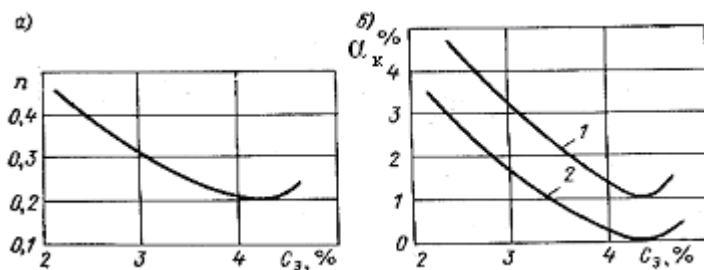


Рис. 3.14. Зависимости коэффициента n и $\alpha_{\text{к}}$ от углеродного эквивалента в процентах ($C_3 = C + 1/2 Si + 1/P$)

Прогнозировать развитие усадочных дефектов раковин и пористости в зависимости от состава сплава можно, пользуясь диаграммой состояния по методике академика А.А. Бочвара, рис. 3.15

В чистых металлах и эвтектиках (составы 1 и 4) формируются в основном усадочные раковины. При увеличении интервала кристаллизации (составы 2 и 3) наряду с раковинами об-

разуется усадочная пористость; пористость максимально образуется в сплавах состава 3, соответствующего на диаграмме состояния точке пересечения границы выливаемости с эвтектической платформой.

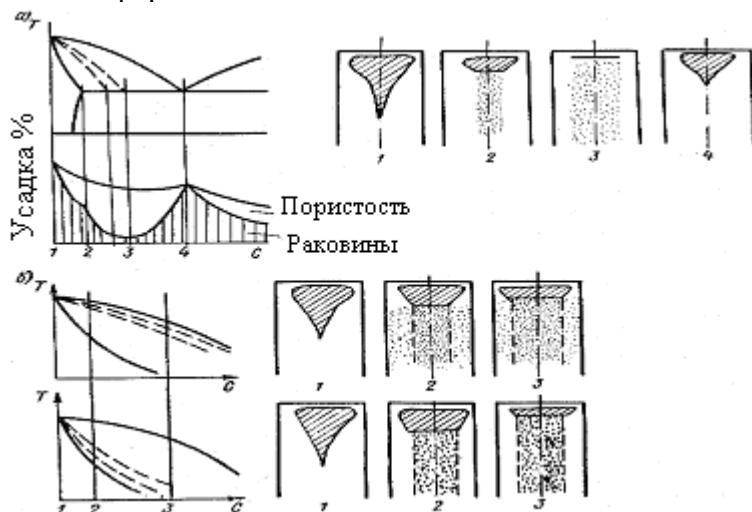


Рис. 3.15. Схема развития усадочных дефектов в сплавах составов 1–4; связь с диаграммой состояния (а); положение характеристических границ (б)

В зависимости от положения границ выливаемости и питания в области кристаллизации соотношение объёмов раковин и пористости изменяется. При смещении этих границ к линии ликвидуса зона осевой пористости сужается, а рассеянная может расширяться; при смещении этих границ к солидусу зона осевой пористости может расширяться.

На распределение усадочных дефектов существенно влияет интенсивность охлаждения отливки: при значительной интенсивности температурный перепад по сечению отливки большой, относительная ширина двухфазной зоны мала, объём усадочной раковины возрастает, а пористости уменьшается.

3.10. Прибыли в отливках: классификация, методы расчета. Способы организации питания отливок из прибылей

Одним из эффективных способов устранения усадочных раковин в отливках является применение прибылей. В процессе формирования отливки прибыль составляет с ней единое целое. В прибыли сосредоточена область усадочной раковины; прибыль отделяется от отливки в процессе обработки. Прибыль способствует также ослаблению зональной пористости.

Сложная по конструкции отливка разделяется на несколько обособленных узлов питания. В каждой отдельном узле должен выполняться принцип направленного затвердевания. Проверку этого принципа - кристаллизация должна развиваться от тонких элементов к массивным и к прибыли - осуществляют методом вписанных сфер, рис. 3.16

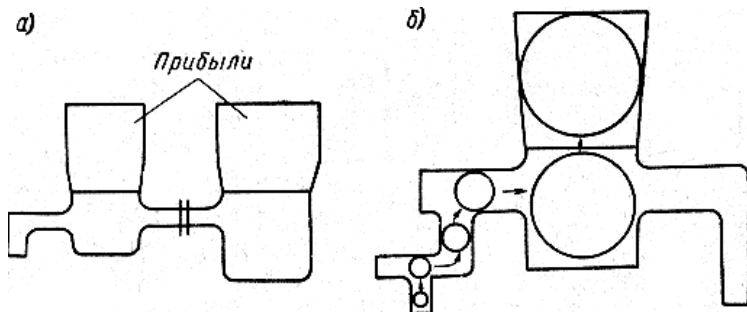


Рис. 3.16. Схемы выделения в отливке узлов питания (а); метод вписанных сфер для проверки направленности затвердевания (б)

Прибыли классифицируют:

- 1) по способу формовки - открытые, рис.3.17, а, закрытые, рис.3.17, б;
- 2) по расположению относительно узла питания- прямые 1, отводные или боковые 2, групповые, питающие несколько отливок 3;
- 3) по конструкции – цилиндрические 4, плоские 5, сферические 6, фигурные 7.

При выполнении расчетов прибылей необходимо: во-первых, чтобы вся область усадочной раковины полностью распо-

лагалась в прибыли и, во-вторых, чтобы объём прибыли был при этом экономичным. Глубину залегания усадочной раковины можно определить по уравнению

$$(3.42)$$

где v - полный объём отливки;

m - коэффициент при литье в песчаные формы: $m=2$ с применением открытых прибылей; $m=1$ с применением закрытых прибылей.

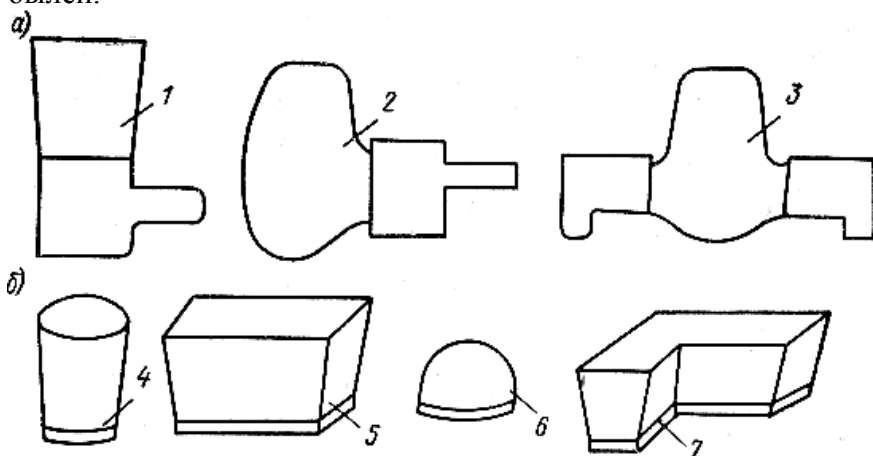


Рис. 3.17. Варианты исполнения прибылей

Средняя площадь горизонтального сечения области усадочной раковины S для каждой конфигурации прибыли определяется по уравнениям:

для цилиндрической прибыли

$$S = \pi R^2 / 3,$$

для прибыли в виде призмы квадратного сечения

$$S = \frac{4}{3} \pi R^2,$$

для плоской прибыли в виде параллелепипеда длиной l и шириной $2R$

$$S = Rl - \frac{2}{3} R^2,$$

для сплава, кристаллизующегося в интервале температур

,

β – коэффициент, учитывающий форму области усадочной раковины; $\beta = 1 + n + n^2$.

С учётом конфигурации прибыли и коэффициента β глубина залегания усадочной раковины можно определить по уравнению (3.42); например, для цилиндрической формы прибыли

$$z = \frac{3\alpha v}{2\pi R^2 \beta} + \sqrt{\left(\frac{3\alpha v}{2\pi R^2 \beta}\right)^2 + m^2 R^2 (1 - n)^2} \quad (3.43)$$

Высота прибыли $H_{\text{пр}}$ определится по уравнению

$$H_{\text{пр}} = \frac{1}{K_3 \sqrt{1 - 3\frac{\alpha}{K_3}}} mR, \quad (3.44)$$

где K_3 – коэффициент запаса.

Считают, что при стальном литье в песчаные формы можно принимать следующие значения коэффициентов в уравнении (3.44) $\alpha = 0,035$; $K_3 = 0,75$; $m = 2$ при открытой прибыли; $m=1$ (при закрытой); $h/D_{\text{пр}} = 1,5-2,0$ (для открытой); $h/D_{\text{пр}} = 1,0-1,2$ (для закрытой).

Расход металла на прибыли при стальном литье составляет от 15 % до 100 % (для фасонных отливок) от массы отливки; объём усадочной раковины не превосходит 4 %.

Регулирование работы прибыли можно осуществлять следующими способами:

1) теплоизоляция прибыли огнеупорными материалами с низкой тепловой аккумуляцией; при этом $m =$ от 0 до 0,8;

2) обогрев прибыли экзотермическими смесями;

3) создание условий для воздействия на металл в прибыли атмосферного или газового давления;

4) вибрационное или ультразвуковое воздействие на этапе формирования отливки;

5) долив прибыли свежим расплавом.

Контрольные вопросы

1. Дайте характеристику усадочным дефектам в отливках: по видам, по форме дефектов, по месту их образования. Какие способы их выявления в отливках знаете?

2. Приведите схему затвердевания отливки в призматическом сечении и образования осевой пористости. Проведите анализ выражения, определяющего зону осевой пористости.

3. Как определить склонность литейного сплава к образованию усадочных раковин по технологическим пробам? Приведите схемы проб-отливок.

4. Поясните, какие технологические факторы оказывают сильное влияние на образование усадочной пористости в отливках.

5. Приведите вывод уравнения Шретера для определения местоположения и контура усадочной раковины в отливке.

6. Поясните механизм образования концентрированной усадочной раковины в отливках: а) из чистых металлов; б) из сплавов с интервалом затвердевания;

7. Приведите вывод уравнения, характеризующего относительный размер зоны осевой пористости в отливках.

8. Поясните взаимосвязь усадочных дефектов в отливках с диаграммой состояния (по А.А. Бочвару).

9. Какие способы применяют для снижения усадочной пористости в отливках?

10. Поясните назначение прибыли, требования, которым они должны удовлетворять? Как определить места установки прибыли на отливке?

11. Как можно регулировать работы прибыли? Дайте рекомендации и обоснование их эффективности.

12. Из каких соображений назначают численное значение усадки?

13. Зависит ли соотношение усадочных дефектов – раковин и пор – от состава литейного сплава? Приведите доказательства.

14. Что такое тепловые узлы в отливках? Какое влияние они оказывают на образование усадочных дефектов и почему?

4. НАПРЯЖЕНИЯ И ТРЕЩИНЫ В ОТЛИВКАХ

4.1. Усадочные деформации

При охлаждении отливок усадка металла продолжается, что приводит к накоплению в нем напряжений; это может приводить к искривлению осей отдельных элементов, рис. 4.1, а или короблению, рис. 4.1, б.

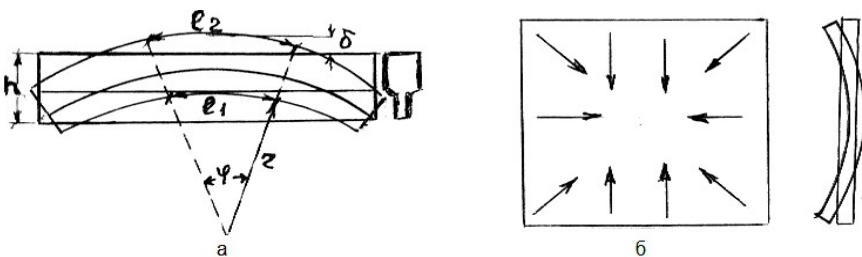


Рис. 4.1. Схемы усадочной деформации в отливках с разнотолщинными элементами (а), с неравномерным характером охлаждения (б)

При затвердевании отливки с выступающими элементами, фланцами, полостями усадка тормозится, что вызывает в металле пластическую деформацию. Такая усадка является затрудненной, уровень напряжений и деформаций будет выше, чем в отливках простых форм. Величина затрудненной усадки зависит от конфигурации отливки, табл. 4.1, также от коэффициента усадки сплава и типа литейной формы.

Таблица 4.1

Значения коэффициентов линейной усадки стальной отливки

Конфигурация отливки	Простая	Средней сложности	Сложная
Коэффициент усадки, %	1.75-2.0	1.4-1.6	1.2-1.3

В качестве примера рассмотрим деформацию отливки в виде бруса, имеющего массивный и тонкий элементы, рис. 4.1, а. Первоначальная температура отливки T_0 ; при охлаждении внешняя поверхность массивного элемента приобрела температуру T_1 , а внутренняя поверхность тонкого элемента – температуру T_2 , причём $T_2 > T_1$. Неравномерность распределения температур по сечению бруса приводит к возникновению в нём перепада температур, а также градиента температур

$$\delta T = \frac{T_2 - T_1}{h}, \quad (4.1)$$

где h – ширина бруса.

Если выделить в сечении бруса прямоугольный элемент, то вследствие неравномерного охлаждения длина внутренней вогнутой части элемента уменьшится и станет равной l_1 , а длина наружной увеличится и станет равной l_2

$$l_2 = l_1 [1 + \alpha_T(T_2 - T_1)] = l_1(1 + \alpha_T \delta T h), \quad (4.2)$$

где α_T – коэффициент усадки металла в твердом состоянии.

Длину l_2 можно определить как дугу, опирающуюся на центральный угол φ ; тогда из условия подобия:

$$\frac{l_2}{l_1} = \frac{(r + h)}{r}, \quad l_2 = l_1 \left(1 + \frac{h}{r}\right) \quad (4.3)$$

где r – радиус кривизны по внутренней поверхности бруса.

Из равенства уравнений (4.2) и (4.3) следует

$$\alpha_T \delta T = \frac{1}{r} \quad \text{и} \quad r = \frac{1}{\alpha_T \delta T} \quad (4.4)$$

Стрела прогиба бруса δ определится из выражения

$$\delta = r - \sqrt{r^2 - \left(\frac{l}{2}\right)^2}, \quad (4.5)$$

где l – средняя длина бруса.

Полученные выражения показывают, что параметры усадочной деформации (r и δ) зависят от природы сплава (α_T) и перепада температур по высоте бруса h .

Для предотвращения в отливке усадочной деформации типа коробления рекомендуется:

1) создавать конструкцию отливок с одинаковой толщиной всех элементов, обеспечивающих одинаковую скорость их охлаждения;

2) применять ребра жесткости, препятствующие развитию напряжений и деформации;

3) применять захлаживание массивных элементов для выравнивания температурного поля в отливке.

4.2. Временные и остаточные напряжения

При затрудненной усадке в металле отливки накапливаются напряжения; если напряжения превосходят предел прочности - возникают трещины. Напряжения, действующие в произвольный момент времени в отливке, называют временными. Если напряжения вызывают только упругую деформацию, то она может исчезнуть после снятия нагрузки. Если в отливке при некоторой температуре происходит пластическая деформация, то после охлаждения напряжения переходят в остаточные. Для их оценки применяются технологические пробы в виде рамки, рис.4.2,а или скобы, рис. 4.2,б

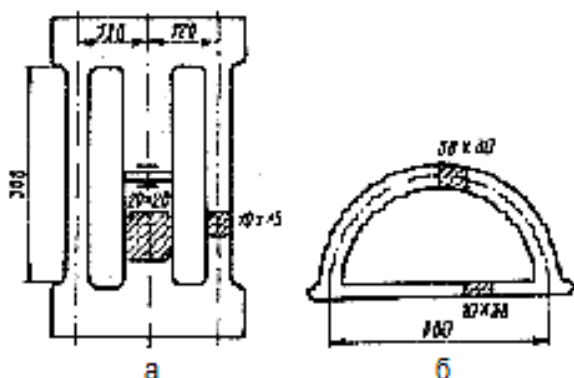


Рис. 4.2. Пробы для определения остаточных напряжений

Принцип их применения заключается в том, что при охлаждении в определенных частях образуются остаточные напряжения, которые реализуются в виде деформаций. Измеряя деформации – абсолютную (Δl) и относительную ($\frac{\Delta l}{l}$) – можно рассчитать величину напряжений, возникающих в металле, по формуле

$$\sigma = \frac{\Delta l}{l} E, \quad (4.6)$$

где E – модуль упругости металла.

В качестве примера рассмотрим технологическую пробу типа рамки. Она состоит из двух тонких элементов и одного толстого, которые жестко связаны в единую конструкцию. Тонкие элементы охлаждаются быстрее, чем толстый и в них возникают растягивающие напряжения, а в толстом – сжимающие. По мере охлаждения упругие деформации, возникающие на начальной стадии, переходят в пластические. После полного охлаждения деформация сжатия в толстом элементе и деформация растяжения в тонком приводит к прогибу массивного элемента. Вследствие пластической деформации в этих элементах возникают остаточные напряжения – растягивающие в толстом и сжимающие в тонком. Для того, чтобы определить величину остаточных напряжений, нужно разрезать толстый элемент; при этом напряжения снимутся, концы разойдутся на величину Δl , что позволит рассчитать напряжения по формуле (4.6).

Вместо рамки можно в качестве пробы использовать скобу с перемычкой, рис. 4.2,б.

Временные напряжения, возникающие в отливке при ее охлаждении, делятся на усадочные, фазовые, термические.

4.3. Усадочные, фазовые и термические напряжения в отливках

Усадочные напряжения возникают в отливках как результат усадки металла и механического торможения со стороны литейной формы. В области высоких температур, например, в отливках из черных сплавов в интервале от T_s до 700 °С деформация является пластической и усадочные напряжения развития не получают. При дальнейшем охлаждении возникают упругие деформации, которые достигают максимального значения при определенной температуре, например, в сплавах системы Fe-C при температуре около 200 °С, т. е. перед выбивкой отливок. Усадочные напряжения в отливках обычно после извлечения их из формы снимаются и не переходят в остаточные. Однако, если отливка состоит из тонких и массивных элемен-

тов, усадочные напряжения могут перейти в остаточные. Связано это с неравномерным охлаждением элементов; тонкий охлаждается с большей скоростью и раньше переходит в область упругой деформации, чем массивный. При дальнейшем охлаждении упругие деформации будут нарастать в обоих элементах, при этом упруго деформированный тонкий элемент будет вызывать торможение усадки массивного с переходом его деформации в пластическую область. Поэтому после выбивки упругие напряжения в отливке снимутся, но тонкий элемент окажется упруго сжат, а массивный упруго растянут. Особенно значительное развитие усадочные напряжения получают при литье в неподатливые литейные формы, например, металлические или керамические.

Уровень усадочных напряжений σ_y в отливках с затрудненной усадкой (например, за счет фланцев) можно оценить по уравнению

$$\sigma_y = \alpha_T E(T_y - T_x), \quad (4.7)$$

где α_T – коэффициент линейной усадки отливки в твердом состоянии;

T_y и T_x – температуры – перехода металла из зоны пластической деформации в упругую (условная) и произвольная .

Если считать, что пластическую деформацию и податливость формы можно оценить безразмерным коэффициентом $\frac{\Delta l}{l}$, то усадочные напряжения в отливках будут меньше

$$\sigma_y = E[\alpha_T (T_y - T_x) - \frac{\Delta l}{l}] \quad (4.8)$$

Пример. Стальная отливка характеризуется параметрами: $\alpha_T=12 \cdot 10^{-6}$, $E=150$ ГПа, $(T_y - T_x) \sim 700^\circ\text{C}$; $\frac{\Delta l}{l} \approx 0.5\%$ ($5 \cdot 10^{-2}$). Расчет по уравнению (4.7) дает $\sigma_y=210$ МПа; по уравнению (4.8)

$\sigma_y=135$ МПа.

Фазовые напряжения в отливках возникают в результате фазовых превращений и образования новых фаз, удельный объем которых отличается от матрицы (металлоосновы); пример изменения удельных объемов (*в см³/г*) и плотностей (*в г/см³*) в железоуглеродистых сплавах приведен в табл. 4.2.

Таблица 4.2
Удельные объемы (и плотности) фаз в сплавах системы Fe-C

Параметр	Фаза (при содержании углерода 0.9%)					
	Феррит (железо)	Аустенит	Перлит	Цементит	Мартенсит	Графит
Удельный объем	0.1271	0.1275	0.1286	0.1304	0.1310	0.445
Плотность	7.864	7.843	7.778	7.670	7.633	2.25

Фазовые напряжения являются следствием того, что при разной скорости охлаждения тонких и массивных частей в отливке образование фаз происходит в разное время, сначала в тонких и позже в массивных. В стальных отливках можно выделить следующий ход превращений:

При медленном охлаждении распад аустенита с образованием перлита происходит при высоких температурах. Выделение фазы с большим удельным объемом не приводит к росту остаточных напряжений, т.к. процесс происходит в области пластической деформации.

При более быстром охлаждении фазовое превращение

данного типа идет при низких температурах в зоне упругих деформаций, что может привести к возникновению в отливке остаточных напряжений.

При еще большей скорости охлаждения образуется мартенсит, удельный объем этой фазы значительно больше по сравнению с аустенитом. Мартенсит сначала образуется в поверхностных слоях, затем в середине отливок. В результате это вызовет возникновение растягивающих напряжений в центре и сжимающих на поверхности.

В чугунных отливках выделение графита будет происходить в массивных частях, при этом в них возникают сжимающие напряжения, а на поверхности отливок - растягивающие.

Термические (температурные) напряжения обусловлены разной скоростью охлаждения элементов и равномерным протеканием усадочных процессов в различных частях отливки. Эти напряжения имеют наибольшую величину. Приоритет в исследовании напряжений принадлежит Н. В. Калакуцкому.

Для анализа процесса развития временных напряжений примем в качестве основных две модели: А) отливка состоит из двух брусков - толстого с сечением S_M и тонкого с сечением S_T , жестко связанных по концам массивными перемычками, рис. 4.3,а; Б) отливка состоит из двух брусков, жестко связанных между собой по всей длине (модель Е. Гейна), рис. 4.3,б

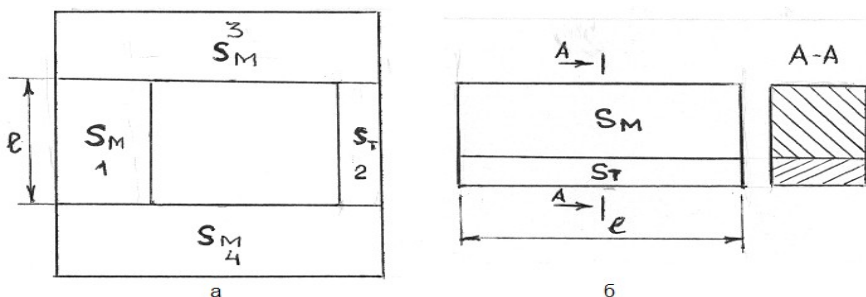


Рис. 4.3. Схемы для расчета термических напряжений: модель А (1,2 – части отливки, 3,4 – перемычки) (а); модель Б (модель Е. Гейна) (б)

Рассмотрим развитие напряжений в модели А.

Уравнение баланса деформаций в разнотолщинных элементах при их охлаждении запишем в виде суммы упругой деформации и деформации, обусловленной термическим сжатием

$$\alpha_T l(t_H - t_T) + \frac{\sigma_T l}{E} = \alpha_T l(t_H - t_M) + \frac{\sigma_M l}{E}, \quad (4.9)$$

где α_T – коэффициент усадки металла в твердом состоянии;

l – длина брусков;

t_H – начальная температура отливки;

t_T, t_M и σ_T, σ_M – температуры и напряжения соответственно в тонком и толстом элементах.

Так как элементы (1) и (2) в отливке связаны жесткой связью, то из условия равенства сил можно записать

$$\sigma_T S_T = \sigma_M S_M \quad (4.10)$$

Напряжения при этом будут равны

$$\sigma_T = \frac{\sigma_M S_M}{S_T} \quad \text{и} \quad \sigma_M = \frac{\sigma_T S_T}{S_M} \quad (4.11)$$

Решая уравнение (4.9) относительно σ_M с учетом (4.11) получим

$$\alpha_T(t_H - t_T) + \frac{\sigma_M}{E} \frac{S_M}{S_T} = \alpha_T(t_H - t_M) + \frac{\sigma_M}{E}$$

$$\sigma_M = \frac{\alpha_T(t_M - t_T)E}{1 - S_M/S_T} \quad \text{или} \quad \sigma_M = -\frac{\alpha_T(t_M - t_T)E}{S_M/S_T - 1} \quad (4.12)$$

Аналогичным будет уравнение для σ_T

$$\sigma_T = \frac{\alpha_T(t_M - t_T)E}{1 - s_T/s_M} \quad (4.13)$$

Полученные уравнения свидетельствуют о том, что в результате охлаждения в тонком элементе развиваются растягивающие, а в толстом - сжимающие напряжения; при этом разница по величине этих напряжений тем больше, чем больше соотношение $\frac{s_M}{s_T}$ и различие в температурах на стадии охлаждения. При $s_M = s_T$ и $t_M = t_T$ напряжения в элементах отливки не возникают.

В модели Е. Гейна в начальной стадии температуры толстого и тонкого элементов равны между собой. На рис. 4.4 показана схема развития остаточных напряжений при дальнейшем охлаждении разнотолщинных элементов отливки. Тонкий элемент охлаждается быстрее (зависимость T_T), массивный - медленнее (зависимость T_M); разность их температур отражена зависимостью $\Delta T(\tau)$ на рис. 4.4,а.

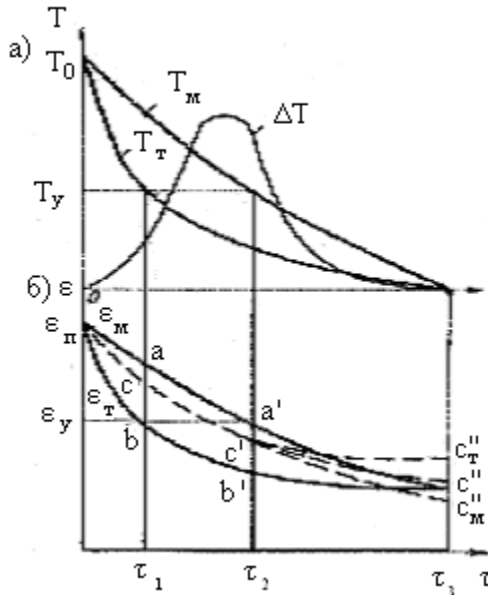


Рис. 4.4. Схемы: распределение температур в разнотолщинных элементах (а), развитие остаточных напряжений в отливке (б)

Введем условную температуру T_y , которая будет характеризовать переход металла из области пластической деформации в упругую.

Деформационные зависимости $\xi=f(\tau)$ приведены на рисунке 4.4,б.

На первом этапе охлаждения ($0 - \tau_1$) оба элемента находятся в пластическом состоянии $t > T_y$. В условиях свободной усадки тонкий элемент уменьшил бы свой размер больше, чем толстый. В условиях жесткой связи элементов, т.е. при затрудненной усадке, их фактическая деформация будет меньше за счет растяжения тонкого и сжатия толстого элемента. Кривая их совместной деформации показана на рис. 4.4,б штриховой линией. Напряжения в системе отсутствуют.

На втором этапе охлаждения от τ_1 до τ_2 тонкий элемент переходит в упругое состояние, а толстый остается в пластическом. Накопление напряжений приводит к дальнейшему растяжению тонкого элемента и сжатию толстого. Напряжения в системе разного знака, поэтому результирующие напряжения отсутствуют. Кривая совместной деформации системы элементов (СС') проходит параллельно кривой деформации тонкого элемента.

На третьем этапе охлаждения от τ_2 до τ_3 оба элемента переходят в упругую область; при τ_2 имеют одинаковую длину, но разные температуры. Если элементы разъединить и дальше охлаждать, то их длина при τ_3 достигнет значения, определяемого свободной усадкой. При этом деформация будет развиваться параллельно кривым для тонкого и толстого элементов. Но так как элементы связаны жесткой связью, то изменение их длины будет проходить в соответствии с кривой,

отражающей затрудненную усадку. В результате тонкий элемент окажется упруго сжатым, а толстый – упруго растянутым. Произойдет изменение знака действующих деформаций, остаточные напряжения в элементах будут пропорциональны их сечениям. Напряжения при этом будут характеризоваться следующими уравнениями

$$\sigma_{T_0} = - \frac{\alpha_T(t_M - t_T)E}{1 - S_T/S_M}$$

$$\sigma_{M_0} = \frac{\alpha_T(t_M - t_T)E}{1 - S_M/S_T} ,$$
(4.14)

где буквой "О" обозначены остаточные напряжения.

Остаточные напряжения не зависят от размеров отливки, пропорциональны модулю упругости (Е), коэффициенту линейного расширения α_T и разности температур между элементами отливки в момент перехода самого толстого из них из пластичного состояния в упругое. Напряжения в системе разнотолщинных элементов тем больше, чем больше отношение S_M/S_T ; в толстых элементах остаточные напряжения растягивающие, в тонких – сжимающие.

4.4. Меры по снижению уровня остаточных напряжений в отливках

При охлаждении в отливках могут одновременно действовать все виды временных напряжений, табл. 4.3.

В зависимости от стадии формирования и элемента отливок временные напряжения могут увеличиваться или уменьшаться. В разнотолщинных отливках, см. рис. 4.3,б остаточные напряжения возникают на заключительной стадии охлаждения. Поэтому рекомендуется отливки такой конструкции охлаждать с повышенной скоростью в высокотемпературной области.

Значительное снижение уровня внутренних и остаточных напряжений достигается в отливках равностенных конструкций

Элемент отливки	Вид напряжения					
	Усадочные		Фазовые			Термические
	До выбивки	После выбивки	γ - α		Графит	
			Перлит	Мартенсит		
Тонкие и наружные слои	+	0 или +	+	—	+	—
Толстые и внутренние слои	—	0 или—	—	+	—	+

и за счет создания условий охлаждения всех частей отливки с одинаковыми скоростями.

Внутренние напряжения резко возрастают на стадии выбивки отливок из форм, поэтому эту технологическую операцию рекомендуется проводить при минимально допустимой температуре.

Таблица 4.3
Показатели внутренних напряжений при охлаждении

Примечание. Обозначены напряжения: растяжения (+); сжатия (–).

Влияние температуры следующими выбивки на уровень внутренних напряжений в отливке типа втулка из ковкого чугуна характеризуется показателями, табл. 4.4.

Таблица 4.4
Уровень внутренних напряжений на этапе выбивки

Вид напряже- ния	Уровень напряжения (МПа)		
	Температура выбивки, (°C)		
	500	300	20
+	50	2.5	1.0
–	80	4.5	1.0

Остаточные напряжения высокого уровня обнаруживаются в стальных отливках, и более низкие в отливках из серых чугунов.

В часто встречаемых на производстве конструкциях отливок типа шкив, маховик, шестерня путем правильного назначения приведенных толщин основных элементов - обода, спиц, ступицы и др. - следует добиваться такого режима охлаждения этих элементов, чтобы исключалось взаимное торможение усадки, т.е. чтобы термические напряжения были минимальными.

Наибольший эффект устранения остаточных напряжений достигается при отжиге отливок. При оптимальном температурном режиме нагрева, выдержке и последующем охлаждении можно добиться снятия 90-95% напряжений; для более полного их устранения нужно повысить время отжига, например, для отливок из углеродистых сталей при температуре отжига 550 °C время выдержки составит 100 – 150 ч, при 650°C – 15 ч; при 750 °C – 0.8 ч.

4.5. Трещины в отливках, их классификация

Трещины представляют собой дефект в виде местного или полного разрушения отливки в определенном сечении, вызванного тем, что напряжения растяжения превосходят предел прочности металла. Трещины в зависимости от температурного состояния отливки делят на горячие и холодные. Первые из них образуются вблизи температуры кристаллизации, когда под затвердевшим слоем сохраняется металл в двухфазном состоянии. Холодные трещины образуются после завершения процесса формирования отливки (для сталей и чугунов при температурах ниже 700°C). Классификацию трещин проводят по следу-

ющим признакам: горячие трещины имеют в разрыве черную окисленную поверхность, холодные - блестящую поверхность обычно с цветами побежалости.

Силы, тормозящие усадку металла и приводящие к образованию трещин, разделяют на пассивные, рис.4.5,а и активные, рис.4.5,б.

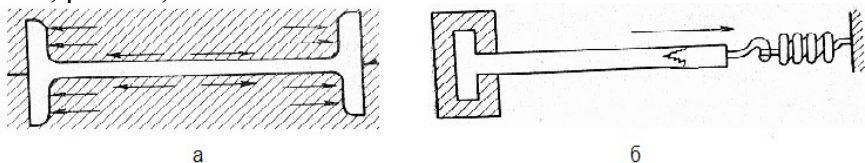


Рис. 4.5. Схема действия сил, тормозящих усадку металла: пассивных (а), активных (б)

Пассивные силы действуют во время торможения усадки металла формой, обладающей ограниченной податливостью, или на стадии охлаждения разнотолщинных элементов отливки с разной скоростью (когда возникают термические напряжения). Величина пассивных сил может значительно понижаться за счет пластической деформации.

Активные силы являются следствием возникающих упругих деформаций в отдельных частях отливки, давлений на затвердевающий металл, например, при литье под давлением, центробежном и др.

Склонность сплавов к образованию горячих трещин в отливках оценивают на технологических пробах, рис. 4.6.

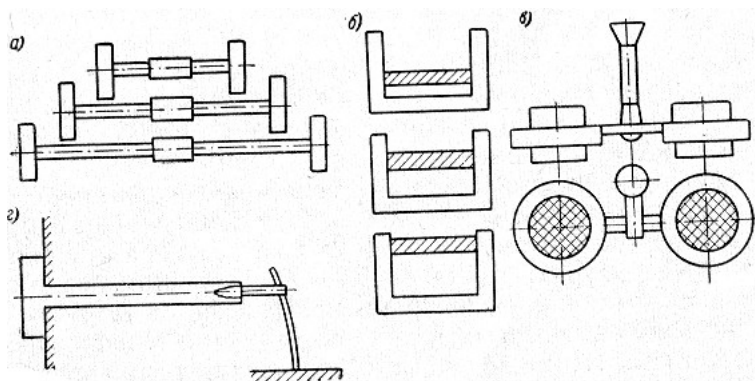


Рис. 4.6. Схемы технологических проб для испытаний сплава на трещиностойчивость

Оценку производят по следующим показателям:

1) по критической длине образца, при которой в металле образуется трещина. В конструкции образца, рис.4.6,а имеется тонкий и массивный элементы, последний из них является тепловым узлом, в нем и возникает трещина. Из сплава отливают серию образцов разной длины. Чем длиннее тонкая часть образца, тем больше ее деформация и выше уровень напряжений в тепловом узле. Длина образца, начиная с которой в металле образуются горячие трещины, является показателем трещиностойчивости сплава (чем больше длина, тем выше этот показатель). Трещиностойчивость сплава можно также оценить по образцу с распоркой, рис.4.6,б. Чем больше расстояние распорки от основания П-образного образца, тем больше плечо, способное противодействовать напряжениям изгиба, тем ниже показатель трещиностойчивости;

2) по размерам трещины (длине, ширине, площади) и количеству трещин на образце в форме кольца, отливаемого с применением металлических (неподатливых) стержней разного диаметра, рис.4.6,в;

3) по критической нагрузке, при которой в образце образуется трещина.

Пробы с тепловым узлом и с распоркой используют для черных сплавов, пробы, имеющие форму колец - для цветных.

Показатели трещиностойчивости сплавов зависят от механических свойств сплава (предела прочности, модуля упругости, пластичности) в области высоких температур, рис. 4.7.

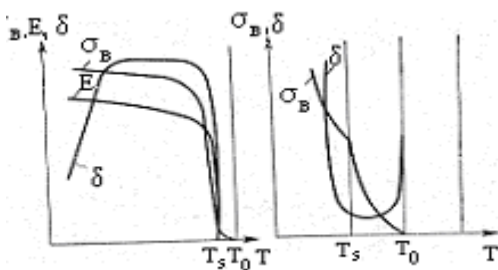


Рис. 4.7. Зависимость механических свойств сплавов от температуры T_s

Модуль упругости сплавов E (определяет развитие напряжений) и предел прочности σ_B (является критерием при разрыве) имеют очень низкие значения в области температур кристаллизации, например $E \approx (0.1-0.15)E_0$ (E_0 -модуль упругости при нормальной температуре).

При охлаждении отливок ниже T_s показатели σ_B и E растут. Пластичность сплава δ при температурах, близких к T_s , быстро понижается, что связано с оплавлением межзеренных границ. В интервале температур солидус-выливаемость пластические свойства очень низкие и поэтому эту область температур называют интервалом хрупкости; при температуре T_B пластичность сплава высокая. Интервал хрупкости соответствует температурам образования горячих трещин. При охлаждении затвердевшего сплава до температур, близких к солидусу, уровень механических свойств быстро нарастает, при дальнейшем охлаждении скорость их нарастания снижается, а пластичность δ при достижении некоторой температуры начинает быстро понижаться. При температурах ниже солидуса на $160-200^\circ\text{C}$ прочность и пластичность сплава оказываются недостаточными для того, чтобы производить выбивку отливок

без их разрушения.

4.6. Механизм образования горячих трещин в отливках

Установлено, что на образование горячих трещин в отливках оказывают влияние следующие факторы:

- 1) усадка сплава в твердом состоянии;
- 2) механические свойства сплава в области температур кристаллизации;
- 3) неравномерность нарастания толщины твердого слоя по периметру отливки;
- 4) податливость литейной формы и ее способность тормозить усадку.

По данным И.И. Новикова горячие трещины образуются в том случае, если усадочная деформация превосходит допустимую деформацию в интервале хрупкости сплава. Напряжения в затвердевшем слое сплава, усадка которого является затрудненной, будут наибольшими в области слоя с минимальной толщиной. В таких "слабых" местах (с точки зрения прочности) возникают трещины, представляющие собой серию надрывов в виде змейки. Надрыв отражает факт разрушения твердого слоя; в момент разрыва напряжения в этом месте снимаются. Жидкий и жидко-твердый металл, соприкасающийся с образовавшейся несплошностью, может заполнить ее и тем самым залечить трещину. После этого в процессе дальнейшего охлаждения в твердом слое отливки продолжается накопление напряжений и место предыдущего надрыва будет опять слабым, в нем вероятнее всего снова произойдет надрыв. Если за время полного охлаждения разрывы происходят многократно, то образуется не поверхностная, а глубоко проникающая в отливку трещина.

Как правило, горячие трещины в отливках образуются во входящих углах, в зоне местного разогрева при заливке расплава, в тепловых узлах, т.е. в местах, где процессы кристаллизации протекают замедленно. Поэтому повышение температуры и скорости заливки способствуют образованию горячих тре-

щин. Это связано с тем, что возрастает неравномерность роста твердого слоя за счет теплоотвода от расплава поверхностью формы и затвердевшим слоем.

Зависимость склонности к образованию горячих трещин можно установить по диаграмме состояния сплава, рис. 4.8.

Склонность сплава к трещинообразованию проявляется в наибольшей мере в точке диаграммы, соответствующей предельной растворимости добавки в основе сплава. Образование горячих трещин наиболее вероятно в области температур, заключенных между границами выливаемости и питания, соответствующими зоне локальных перемещений металла в двухфазном состоянии.

Склонность к горячим трещинам резко снижается, если в затвердевающем сплаве присутствует эвтектическая составляющая

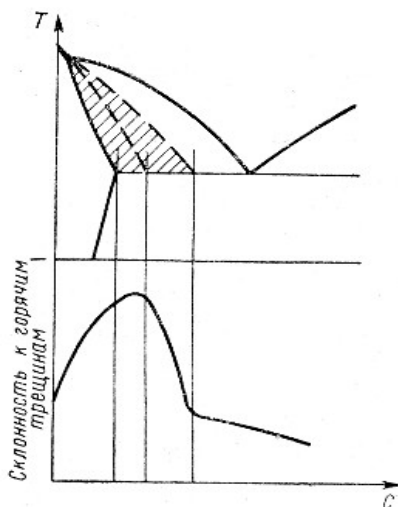


Рис. 4.8. Склонность к образованию горячих трещин и ее связь с диаграммой состояния сплава

Увеличение брака по горячим трещинам в отливках наблюдается в сплавах, имеющих пониженную пластичность. В чугунах, в которых происходит предсудачное расширение, горячие трещины почти не образуются.

4.7. Расчет напряжений в отливках при затрудненной усадке

Образованию горячих трещин в отливках в значительной мере способствует сопротивление усадке металла со стороны литейной формы. В податливых формах усадочные напряжения редко достигают предела прочности затвердевшего слоя металла на начальной стадии его затвердевания при условии, что отливка имеет простую конфигурацию, например, стержня. Если отливка имеет выступающие элементы, фланцы, то усадка металла становится затрудненной и уровень напряжений возрастает. Схема к расчету напряжений в отливке при затрудненной усадке приведена на рис. 4.9.

При охлаждении отливка будет стремиться уменьшить свои размеры, (ее деформацию при этом обозначим ε_{Me}), но этому мешает литейная форма (ее деформация ε_{Φ}).

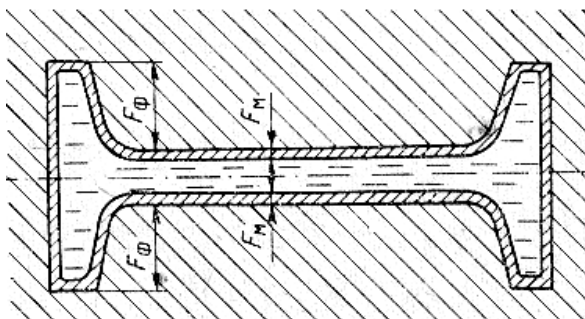


Рис. 4.9. Отливка с фланцами, испытывающая затрудненную усадку при затвердевании

Обозначены: S_{Me} и S_{Φ} – площади сечений, соответственно затвердевшего металла и участка литейной формы, затрудняющего усадку.

Результирующая деформация отливки будет равна

$$\varepsilon_p = \varepsilon_{Me} - \varepsilon_\Phi \quad (4.15)$$

Деформацию затвердевшего слоя металла можно определить по уравнению

$$\varepsilon_{Me} = \alpha_T (T_B - T_{cp}), \quad (4.16)$$

где α_T – коэффициент усадки металла в твердом состоянии;

T_B – температура выливаемости;

T_{cp} – средняя температура металла в затвердевшем слое в определенный период времени.

Так как форма и отливка связаны жесткой связью, то деформацию формы ε_Φ можно определить из условия равенства сил, возникающих в системе отливка – форма

$$\sigma_{Me} S_{Me} = \sigma_\Phi S_\Phi, \quad (4.17)$$

где σ_{Me} и σ_Φ – напряжения, возникающие соответственно в металле и форме.

Можно допустить, что возникающие в этой системе деформации находятся в упругой области, тогда напряжения и деформации связаны линейной зависимостью, определяемой по закону Гука

$$\varepsilon_p = \sigma_{Me} / E_{Me}, \quad \varepsilon_\Phi = \sigma_\Phi / E_\Phi, \quad (4.18)$$

где E_{Me} и E_Φ – модули упругости соответственно для металла и формы.

Находим ε_Φ , для этого в уравнение (4.18) подставляем σ_Φ из уравнения (4.17)

$$\varepsilon_{\Phi} = \frac{S_{Me}}{S_{\Phi}} \frac{\sigma_{Me}}{E_{\Phi}} \quad (4.19)$$

Действующие напряжения в затвердевшем слое металла найдем путем совместного решения равенств (4.15), (4.16) и (4.19)

$$\frac{\sigma_{Me}}{E_{Me}} = \alpha_T (T_B - T_{cp}) - \frac{S_{Me}}{S_{\Phi}} \frac{\sigma_{Me}}{E_{\Phi}} \quad (4.20)$$

откуда

$$\sigma_{Me} = \frac{\alpha_T (T_B - T_{cp})}{1/E_{Me} + (1/E_{\Phi})(S_{Me}/S_{\Phi})} \quad (4.21)$$

Если σ_{Me} , рассчитанное по уравнению (4.21), будет меньше предела прочности металла σ_B в течение всего процесса затвердевания, то горячие трещины в отливке не образуются. Из уравнения (4.21) также следует, что если отливка в своей конструкции не имеет элементов, затрудняющих усадку, то напряжения в отливке не возникают; при этом должно выполняться хотя бы одно из следующих условий:

$$S_{\Phi}=0 \text{ (свободная усадка металла),} \quad (4.22)$$

$$E_{Me}=0 \text{ и форма податлива (} E_{\Phi}=0 \text{)}$$

Если форма совершенно неподатлива ($E_{\Phi} \rightarrow \infty$), то напряжения в отливке достигают максимальных значений

$$\sigma_{Me} = \alpha_T (T_B - T_{cp}) E_{Me}, \quad (4.23)$$

при этом существует большая вероятность образования горячих трещин в отливке.

Для исключения горячих трещин необходимо учитывать

следующие рекомендации.

1. Создавать равнотолщинную конструкцию отливки без выступающих частей; при этом S_{ϕ} будет уменьшаться.

Пример. Отливка в виде прутка диаметром 20 мм выполнена из стали. В отливке через 40с после заливки выявлены следующие значения напряжений, табл. 4.5.

2. Упрочнять "слабые" места в отливке, например, за счет применения холодильников (внутренних или наружных), ребер жесткости, создания плавных переходов в сопряжениях.

3. Использовать оптимальный режим охлаждения разнотолщинных элементов отливки.

4. Понижать температуру и скорость заливки расплава; уменьшать роль местного перегрева в местах подвода расплава в форму.

Таблица 4.5

Форма отливки	Напряжения σ_{Me} при разрыве, МПа
Простая	2.5
с сопряжениями:	
с Т-образным	1.2
с двумя Т-образными	0.8
с Х-образным	0.5
с Т-образным и внутренним холодильником	1.8

5. Выбирать сплавы с более низким содержанием примесей, расширяющих интервал хрупкости. Некоторые примеси, например, сера сегрегирует по границам зерен; при этом образуются легкоплавкие сульфиды, играющие роль поверхностно-активных веществ, которые понижают поверхностное натяжение межзерновой границы и тем самым способствуют ее разрыву.

шению.

Сплавы с пониженными теплофизическими свойствами менее склонны к трещинообразованию. Предпочтительными считаются сплавы эвтектические и с узким интервалом кристаллизации.

Трещиностойкость металла зависит от кристаллической структуры - размеров и формы зерен. При кристаллизации с образованием зерен равноосных форм усадка, протекающая в области твердо-жидкого состояния меньше, чем в отливках со столбчатыми зернами. Повышение трещиностойкости достигается также в отливках с мелкодисперсной структурой.

6. Рекомендуются увеличивать податливость формы за счет применения формовочных смесей.

Холодные трещины в отливках возникают в хрупких сплавах при интенсивном охлаждении или ударах; они иногда обнаруживаются в неотожженных отливках из ковкого чугуна.

Контрольные вопросы

1. Приведите вывод уравнения, определяющего радиус и стрелу прогиба в отливках с разнотолщинными элементами.

2. Приведите схемы технологических проб для определения трещиностойкости литейных сплавов и поясните принцип их действия.

3. Дайте анализ уравнения, определяющего напряжения в отливке, способного привести к образованию горячих трещин.

4. Дайте анализ развития термических напряжений в системе жестко связанных по длине разнотолщинных элементов (схема по Гейну).

5. Какие способы известны для снижения уровня остаточных напряжений?

6. Приведите зависимости изменения механических свойств (E , σ_B , δ и др.) в затвердевающем металле. Что такое интервал хрупкости?

7. Приведите вывод уравнения для определения действующих термических напряжений в тонком и массивном элементах отливки.

8. Дайте анализ развития фазовых напряжений в отливках из железоуглеродистых сплавов.

9. Поясните механизм образования горячих трещин в отливках. По каким признакам можно их определить?

10. Какие способы применяются для исключения образования горячих трещин в отливках?

11. Объясните развитие усадочных напряжений в отливках; могут ли они перейти в остаточные?

12. Поясните причины возникновения напряжений в отливках. По каким технологическим пробам-отливкам можно оценить уровень остаточных напряжений?

13. Дайте анализ процессам формирования остаточных напряжений в отливках.

14. Перечислите меры по снижению горячих трещин в отливках.

15. Укажите, в какой конструкции отливки вероятность образования горячих трещин наибольшая.

16. Приведите схему распределения напряжений в технологической пробе типа «рамка»; как определить величину остаточных напряжений с ее помощью?

17. В какой области температур наиболее вероятно образование горячих трещин?

18. Поясните, какие временные напряжения способны переходить в остаточные.

19. Укажите, какой уровень напряжений будет в отливке, если: а) форма податлива; б) форма неподатлива; в) отливка типа бруска; г) отливка с фланцами на конце.

20. Укажите, где больше вероятность образования трещин: а) в отливках с мелкозернистой или столбчатой структурой; б) в отливках из сплавов с широким интервалом затвердевания или эвтектических; в) в отливках из серых чугунов или сталей.

5. ГАЗООБМЕН МЕЖДУ ОТЛИВКОЙ И ФОРМОЙ. ГАЗОВЫЕ ДЕФЕКТЫ В ОТЛИВКАХ

5.1. Взаимодействие в системе металл – форма

Отливка приобретает форму будущей детали, свойства – механические, структурные – в процессе фазового превращения жидкий – твердый металл, испытывая при этом следующие виды взаимодействия с литейной формой:

1. Механическое взаимодействие, в ходе которого формируется конфигурация отливки и ее размерная точность. Ослабление этого вида взаимодействия способствует понижению склонности сплава к накоплению напряжений, к деформации, к образованию трещин. Однако при этом снижается размерная точность отливок и повышается ее вес.

2. Теплообменное взаимодействие позволяет регулировать развитие процесса кристаллизации с целью понижения (или исключения) в отливке усадочных дефектов, раковин и пор, а также получения в металле определенной кристаллической структуры и механических свойств.

3. Физико-химическое взаимодействие в большинстве случаев необходимо предотвращать; в противном случае на отливке образуются поверхностные дефекты, например, пригар, вспилы, складчатость и др.

4. Газообменное взаимодействие может приводить к образованию в отливке газовых дефектов, особенно в тех случаях, если газообмен между отливкой и формой не контролируется.

Принято подразделять газовые раковины на два вида: раковины эндогенного характера и раковины экзогенной природы. Первые из них возникают вследствие выделения газов из охлаждающегося металла за счет понижения их растворимости при понижении температуры или протекания химических реакций, приводящих к образованию на границе раздела отливка-форма новой газовой фазы.

Газовые раковины экзогенного характера образуются в отливках за счет захвата газов из окружающей атмосферы на этапе заливки расплава или (чаще всего) путем захвата расплавом газов, выделяющихся из материалов литейной формы.

5.2. Газовые раковины эндогенного характера

В расплавах, как в жидких, так и в твердых, газы могут находиться в различных состояниях: растворенном, адсорбированном, химически связанном и свободном.

Растворимость газа в металлах и сплавах является функцией температуры, парциального давления газа над поверхностью, атомных размеров газа. Газы образуют только растворы внедрения. В наибольшей степени в металлах растворяется водород, поэтому он чаще всего является основной причиной образования в отливках газовых дефектов эндогенного характера. Водород, так же как и другие газы (если они не являются химическими соединениями), растворяется в металлах и сплавах в атомарном состоянии.

Растворимость газа в металлах характеризуется следующими уравнениями:

в общем виде

$$[\Gamma] = A \sqrt{P_{r2}} e^{-\frac{\Delta H}{RT}}, \quad (5.1)$$

при постоянном давлении законом Борелиуса

$$[\Gamma] = A \cdot e^{-\frac{\Delta H}{RT}}, \quad (5.2)$$

при постоянной температуре законом Генри

$$[\Gamma] = n \cdot P_r, \quad (5.3)$$

или законом Сивертса

$$[\Gamma] = K\sqrt{P_{H_2}} \quad (5.4)$$

где A , n , k —коэффициенты пропорциональности;

P_{r2} , P_{H_2} – парциальное давление газа в атомарном состоянии над поверхностью металла;

ΔH – теплота растворения газа в металле;

R – газовая постоянная; T - температура.

Изменение характера растворимости газов зависит от ΔH : при $\Delta H < 0$ возникает экзотермический эффект (при повышении температуры растворимость понижается); при $\Delta H > 0$ растворимость при повышении температуры повышается (эндотермический эффект).

Уравнение Борелиуса справедливо только при небольших перегревах и не для всех металлов.

Совместное влияние на растворимость водорода в чистом железе температуры и парциального давления можно оценить по эмпирической формуле М.М. Карнаухова и А.Н. Морозова

$$\lg[\Gamma]_H = 0,5 \lg P_{H_2} - \frac{1745}{T} + 0,888 \text{ мл/100г Fe} \quad (5.5)$$

Водород образует растворы почти во всех металлах, особенно в тугоплавких. Кислород с металлами образует оксиды, которые являются неметаллическими включениями, его растворимость в чистых металлах низкая.

Инертными газами являются: аргон и гелий по отношению ко всем металлам; хлор - по отношению к алюминию и магнию, азот - по отношению к меди, с которой он практически не взаимодействует.

Источниками, из которых газы могут попадать в расплав, являются.

1. Шихтовые материалы, содержащие газы в состоянии раствора или в виде окислов на поверхности.

2. Атмосфера плавильной установки при плавке, включающая азот, кислород, водород, водяные пары, окислы углерода и серы и другие.

3. Атмосфера формы на этапах заливки и начала затвердевания.

Содержание газов определяют методами газового анализа или используя методики вакуум – нагрева. Количество газов выражают в процентах или в $\text{см}^3/100\text{г}$ сплава (при нормальных условиях). О содержании газов можно судить по пористости, которая определяется по технологическим пробам и выражается в баллах.

Увеличение растворимости газов во многих металлах и сплавах при повышении температуры является причиной возникновения газовых дефектов в отливках. Это связано с тем, что при охлаждении расплава, содержащего газы (главным образом водород) в состоянии раствора, происходят процессы: в металле – затвердевание и кристаллизация, в газах – диффузионное перераспределение с образованием пересыщенного раствора. Суммарное давление газов, образующих пересыщенный раствор, может превысить давление, необходимое для разрыва жидкости, которое по расчетам должно превышать 200 МПа. Состояние пересыщенного раствора является неравновесным, т.к. происходит диффузия газов (хотя и слабо выраженная) к поверхности отливки. Кроме того, атомы газа или их комплексы адсорбируются на поверхностях – кристаллов, неметаллических включений, литейной формы, а также выделяются в усадочные раковины и поры, образовавшиеся при кристаллизации металла. Поэтому любые несплошности в отливке можно считать газоусадочными дефектами.

Общей закономерностью можно считать, что число газовых дефектов эндогенного характера в отливках значительно увеличивается с ростом количества растворенных в жидком металле газов, а также с повышением имеющихся в жидком сплаве тугоплавких неметаллических включений; с увеличением коэффициента распределения компонентов в жидких сплавах. В условиях кристаллизации железоуглеродистых сплавов может образоваться в приповерхностных слоях отливки ситовидная пористость, которая является следствием газообразования по реакции Бодуара



Газовые дефекты эндогенного характера понижают эксплуатационную надежность литых деталей, а в некоторых случаях отливки являются бракованными. Для получения качественных отливок без газовых дефектов рекомендуется целый ряд технологических мероприятий.

1. Необходимо стремиться уменьшить газосодержание расплавов за счет предварительной обработки шихтовых материалов, например, очисткой шихты от ржавчины, прогревом шихты при температурах, при которых происходит десорбция газов и влаги с поверхности.

2. Желательно проводить дегазацию сплава на этапе его получения в жидком состоянии, например, проводя плавку в вакууме или в среде инертных газов. Наиболее эффективной является дегазация расплава.

Получили применение также технологические процессы с применением вакуума на этапах заполнения форм расплавом и затвердевания и способ вакуумного всасывания.

3. Введение в расплав раскислителей, способных вступать в реакцию с кислородом и образовывать химические соединения. Например, при плавке сталей должно быть проведено раскисление с тем, чтобы уменьшить содержание в ней закиси железа, способной реагировать с углеродом. При недостаточном раскислении стали необходимо вводить элементы, например, алюминий, марганец, кремний, замещающие железо в его закиси и не вступающие в реакцию с углеродом.

4. Проведение рафинирования расплава путем обработки его химически активными флюсами, шлаками или путем фильтрации расплава через фильтры с высокой адсорбционной способностью по отношению к газам.

5. Использование продувки расплава инертными газами. При приготовлении алюминиевых сплавов применяют хлорсодержащие соединения или азот. При введении этих реагентов достигается эффект барботажа (псевдокипения); при этом газо-

вые пузырьки, образованные реагентами, захватывают растворенный водород из расплава и переносят его к свободной поверхности расплава.

6.Использование повышенного внешнего давления при производстве алюминиевых отливок ответственного назначения (способ А.А. Бочвара и А.Г. Спасского). Способ позволяет значительно уменьшить газовые дефекты в отливках за счет сохранения газов в металле в состоянии раствора. В литейном производстве применение внешнего давления на затвердевающий металл реализовано в технологии литья под давлением, кристаллизации под давлением.

7.Удаление растворенных газов из жидких медных сплавов путем их «дразнения». Расплав перемешивают деревянными шестами, выделяющими при высоких температурах газообразные вещества, которые являются продуктами сухой перегонки составных частей древесины. Барботаж сплава пузырьками выделяющегося газа приводит к значительному понижению содержания водорода, растворенного в расплаве.

5.3. Газовые дефекты экзогенного характера

Газовые дефекты экзогенного характера возникают в отливках в основном за счет газов, проникающих из формы в затвердевающий металл. Газы в литейной форме находятся в ее полости (до момента заполнения расплавом) и в объеме формовочной смеси. Для вывода газов из полости формы предусматривают вертикальные каналы (выпоры), соединяющие самые верхние ярусы полости с внешней средой. Роль выпоров могут выполнять открытые прибыли.

Форма, изготовленная из дисперсных формовочных смесей, имеет капиллярно – пористую структуру; в песчано-глинистых формах (ПГФ) пористость может составлять от 40 до 60%. Газы в порах могут находиться под значительным давлением, что приводит к их проникновению через границу раздела формы с расплавом (или тонким слоем затвердевшего металла)

в основной объем расплава. Можно выделить две причины, вызывающие повышение газового давления в порах формы, непосредственно соприкасающейся с отливкой. Первая заключается в том, что после окончания заливки поверхностные слои смеси, оформляющие полость, нагреваются до высокой температуры. Газы, заполняющие поры в таких слоях, нагреваются и должны расширяться, но в силу ограниченной возможности для расширения в соответствии с законом идеального газа $PV = RT$ произойдет повышение давления P (при этом объем поры $V = \text{const}$).

Второй причиной повышения газового давления является образование при прогреве формы дополнительного количества новых газообразных веществ: в сырых песчано – глинистых формах за счет водяных паров, сгорания, разложения связующих и вспомогательных материалов; в сухих ПГФ – в основном за счёт термодеструкции связующих. Особенно сильное газовыделение происходит после заливки расплава в сырые переувлажненные ПГФ, т.к. 1г воды при испарении образует примерно 1250 см³ пара (при пересчете к нормальным условиям). Кристаллогидратные связующие, например, бентонитовые глины, при нагреве выделяют кристаллизационную воду, которая также является источником газообразования. Органические добавки в составе смеси, например, газифицируемый угольный порошок являются газообразующими материалами. Другие органические вещества, вводимые в составы смесей в качестве связующих, при термодеструкции способны создавать на границе отливка – форма значительное газовое давление. При этом объем выделившихся газов можно рассчитать по эмпирической формуле

$$V_r = (22,4 + 82 \cdot 10^{-3} T) \cdot K_r, \quad (5.7)$$

где K_r – коэффициент, равный отношению массы связующего материала в составе смеси к атомной массе газифицируемого компонента.

Расчеты, выполненные В.И. Колотило показали, что 1г органического связующего при нагреве до 1400 °С способен выделить от 5500 до 8800 см³ газа.

Учитывая, что слой затвердевающего металла на рабочей поверхности полости формы образуется не сразу, можно допустить большую вероятность проникновения газов в расплав. После образования корки металла для проникновения газов в расплав необходимо, чтобы газовое давление достигло значений, при которых произойдет разрушение затвердевшего слоя. Величина критического давления зависит от многих факторов: состава сплава, температуры заливки, конфигурации и положения отливки в форме, способа подвода расплава и др. Экспериментально установлено, что при избыточном газовом давлении на границе с отливкой меньше 220 мм вод. столба обеспечивается получение отливок без газовых дефектов экзогенного характера практически при любом составе формовочной смеси, а при превышении этого значения в отливках образуется газовые дефекты.

Если допустить, что все газы, выделяющиеся из формы сразу после ее заливки расплавом, собираются на поверхности раздела металл-форма, то характер изменения избыточного давления будет таким, как показано на рис 5.1. Штриховая линия (зависимость 2 на рис.5.1) указывает на то, что после снижения газового давления на поверхности раздела оно вновь повышается; дефекты, связанные с этим повторным повышением, называют экзогенными газовыми раковинами II типа.

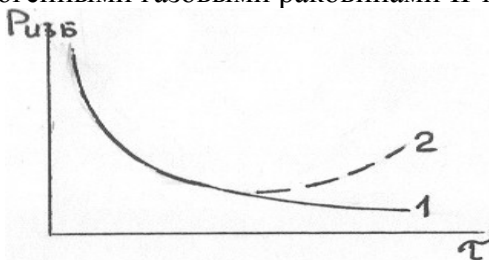


Рис. 5.1. Зависимость избыточного давления на границе металл-форма от времени: 1 – при высокой проницаемости

формы; 2 – при понижении проницаемости на определенной стадии нагрева формы

Максимальное давление газов, вызванное нагревом формы и выделением в ней газов, наблюдается в первый период контакта и формы. Так как в это время на поверхности отливки может не быть затвердевшего слоя и жидкий металл обладает пониженной вязкостью, то возможность попадания газов в отливку является значительной; за счет этого в отливке образуются газовые раковины экзогенного характера, которые классифицируются как раковины I типа. В дальнейшем давление понижается за счет прогрева формы газами, распространяющимися в глубь формовочной смеси с последующим их выходом на свободную поверхность.

Газовое давление, действующее в тонком граничном слое формы толщиной $x \rightarrow 0$ сразу по окончании заливки расплава, т.е. при $\tau \rightarrow 0$, может быть рассчитано по уравнению академика Л.С. Лейбензона

$$P(x \rightarrow 0, \tau \rightarrow 0) = \sqrt{\frac{0,89 \cdot 10^{-4} \Gamma \cdot b_{\phi} t_{\text{зал}}}{\sqrt{k \cdot m}}} + 1, \quad (5.8)$$

где Γ – коэффициент удельного газовыделения из материалов литейной формы, $\text{м}^3/\text{Дж}$;

b_{ϕ} – коэффициент тепловой аккумуляции формы, $\text{Дж} \cdot \text{с}^{1/2}/(\text{м}^2 \text{К})$;

$t_{\text{зал}}$ – температура заливки в форму расплава, К ;

k – коэффициент газопроницаемости;

m – показатель пористости формы.

Давление газов может быть понижено путем оптимизации отношения $\Gamma/\sqrt{k \cdot m}$. Другие параметры $t_{\text{зал}}$ и b_{ϕ} – уменьшать ниже определенного уровня нельзя; при низких значениях $t_{\text{зал}}$ формозаполнение может быть неполным и отливка не воспроизведет всех очертаний будущей детали. Понижение коэффициента b_{ϕ} приведет к замедлению охлаждения металла и формированию в металле крупнокристаллической структуры.

Наиболее целесообразно понижать удельное газовыделение. Этого можно достигнуть, если в составе смеси использовать: связующие материалы с высокой удельной связующей

способностью, например, бентонит (вместо каолиновой глины), синтетические смолы (вместо естественных); литейные песчано-глинистые формы с низким содержанием влаги. При слишком большом содержании влаги (больше 5-6%) и малой газопроницаемости формовочной смеси мгновенное выделение большого количества газов может привести к выбросу жидкого металла из формы в процессе ее заливки расплавом.

Большое значение для снижения газового давления имеет увеличение газопроницаемости и пористости формовочной смеси. Наибольшую пористость (до 30-40%) имеют смеси, состоящие из зерен огнеупора примерно одинакового размера. Однородными считают пески, если отношение продольных и поперечных размеров для 70% песка не более двух. Важно, чтобы пористость смеси обеспечивалась большим числом мелких пор, а не малым числом пор большого размера (иначе образуется поверхностный дефект в виде пригара).

Соотношение между коэффициентом фильтрации K_ϕ и диаметром зерен песка d характеризуется уравнением

$$K_\phi = C \frac{d^2}{\eta}, \quad (5.9)$$

где коэффициент C зависит от пористости, его можно определить из уравнения Казени

$$C = 8,2 \frac{m^3}{(1-m)^2}, \quad (5.10)$$

где m – пористость смеси;

η – вязкость газов.

Коэффициент фильтрации смесей зависит от присутствия в них влаги

$$K_\phi = 8,2 \frac{d^2}{\eta} \frac{m^{2+0,1w}}{(1-m)^{2+0,5w}}, \quad (5.11)$$

где w – влажность смеси (в массовых долях).

Коэффициент фильтрации K_{Φ} пропорционален квадрату диаметра зерна. Однако использование крупнозернистых песков может ухудшить качество поверхности отливки (повышается шероховатость, усиливается пригар). Поэтому оптимальный размер формовочного песка выбирают, руководствуясь следующими соображениями: допустимый уровень удельного газовыделения в смеси обеспечивают за счет использования связующего с низкой газотворностью в количестве, достаточном для получения требуемой прочности, а также за счет оптимальной влажности смеси. Газопроницаемость смеси на требуемом уровне достигается подбором однородного гранулометрического состава огнеупорной основы; при этом необходимо учитывать влияние на газопроницаемость (и пористость) степени уплотнения – с ее увеличением они понижаются, а коэффициент аккумуляции b_{Φ} увеличивается. Поэтому при увеличении степени уплотнения смесей рекомендуется сохранять равенство

$$\frac{\Gamma b_{\Phi}}{\sqrt{K_m}} = \text{const} \quad (5.12)$$

Образование в отливках газовых раковин II типа связано с повторным повышением газового давления на границе отливки с формой. Основной причиной при этом является повышение гидравлического сопротивления на пути газов, переносимых к свободной поверхности. Это может произойти, если в литейной форме знаки стержней имеют малые площади сечений или знаковые части стержней не участвуют в газоотводе, например, если они залиты расплавом. Возможной причиной может быть также

образование зоны конденсации влаги в сырых ППФ; эта зона располагается между поверхностью отливки и слоями смеси с температурой 100°C. Конденсация влаги из паровой фазы приводит к уменьшению числа пор, участвующих в газоотводе, понижению газопроницаемости и повышению газового давления на затвердевающий металл; в результате в отливках образуются раковины II типа.

Газовые раковины II типа удается устранить из отливок за счет изменения конструкции литейной формы: увеличивают сечения знаковых частей стержня, внутрь стержня закладывают шнуры из сгораемых материалов или металлические трубки с большим числом отверстий на образующей поверхности. Внутри крупных стержней и форм иногда делают специальные полости (опустошения, заполненные коксовой гарью), в которых собираются газы; при этом газовое давление на затвердевающий металл не увеличивается. В сырых ППФ обязательно делают для выхода газов вентиляционные каналы, связывающие области активного газовыделения в форме с внешней атмосферой.

Газовые раковины экзогенной природы I типа удается исключить из отливок путем рационального выбора состава и свойств формовочной или стержневой смесей.

5.4. Регулирование газообменных процессов в литейной форме

Для получения отливок без газовых дефектов необходимо учитывать общее количество газов в форме, скорость их выделения и газопроницаемость литейной формы. Таким образом две компоненты газообменного процесса – удельное газовыделение и газопроницаемость имеют решающее значение.

Учитывая, что количество выделенных формой газов пропорционально количеству поглощенной формой теплоты Я.И.Медведев предложил оценивать интенсивность газовыделения величиной Γ , называемой коэффициентом удельного газовыделения

$$\Gamma = \frac{G_{\Gamma}}{Q_{\Phi}} = \frac{m\sqrt{\tau}}{(2/\sqrt{\pi}) S b_{\Phi} (t - t_{\Phi n}) \sqrt{\tau}} \quad (5.13)$$

где $G_{\Gamma} = G_1 + G_2$ – масса газов: G_1 – выделившихся из формы за время τ ; G_2 – за счёт водяных паров;

Q_{Φ} – количество теплоты, переданное литейной форме со стороны расплава за время τ ;

S – площадь поверхности соприкосновения металла и формы;

b_{Φ} – теплоаккумулирующая способность формы при температуре t ;

$t_{\text{фн}}$ – начальная температура формы.

Коэффициент Γ остается постоянным в течение времени охлаждения отливки, если граница раздела между металлом и формой является плоской. Тогда

$$\Gamma = \frac{m\sqrt{\tau}}{Q_{\Phi}} = \text{const} \quad (5.14)$$

Я. И. Медведев на основании этого разработал установку для определения удельного газовыделения, схема которой приведена на рис. 5.2

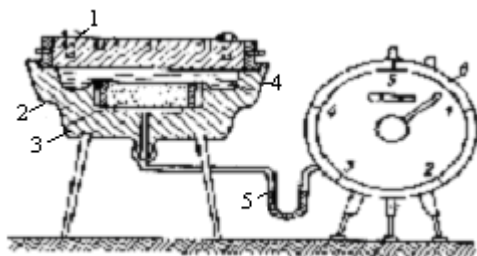


Рис. 5.2. Схема установки для определения коэффициента удельного газовыделения Γ : 1 – полуформа верх, 2 – полуформа низ, 3 – стержень из исследуемой смеси, 4 – жидкий металл, 5 – водопоглотитель, 6 – газосчетчик

После определения величины G рассчитывают количество теплоты Q_{Φ} , поглощенной формой за время τ и определяют коэффициент Γ .

Газопроницаемость – свойство любых материалов с пористой структурой пропускать через себя газы под действием перепада давлений. Величину K определяют по формуле, основанной на законе фильтрации (законе Дарси).

$$K_{\Phi} = \frac{V_{\Gamma} \cdot h}{S \cdot \Delta p \cdot \tau}, \quad (5.15)$$

где V_{Γ} – объем газов, проходящих за время τ через образец с площадью поперечного сечения S высотой h при перепаде давлений ΔP .

Если поверхность контакта отливки с формой плоская и газоперенос происходит в направлении x , перпендикулярном этой поверхности, то скорость движения газов будет убывать при увеличении x . в соответствии с уравнением

$$u = -K_{\Phi} \frac{\partial P}{\partial x} \quad (5.16)$$

Коэффициент фильтрации K_{Φ} определяется структурными особенностями смеси; его можно определить по уравнению

$$K_{\Phi} = d^2 \frac{S_n}{96(1 - m)\eta}, \quad (5.17)$$

песка;

S_n – суммарная площадь пор в плоском сечении смеси.

Если на пути газового потока создать локальный местный сужающийся канал, то движение газов будет происходить в установившемся режиме, для которого

$$\frac{\partial^2 P}{\partial x^2} = 0 \quad (5.18)$$

Тогда измерение коэффициента фильтрации K_{Φ} можно будет проводить на стандартных образцах, для которых параметры, указанные в уравнении (5.15) являются постоянными; их приняли равными следующим значениям

$$S = \frac{\pi D^2}{4} \quad (D=50 \text{ мм}), \quad h = 50 \text{ мм}, \quad V_{\Gamma} = 2 \cdot 10^3 \text{ см}^3.$$

Отношение V_T/τ для установившегося течения есть также величина постоянная, при этом работа по уплотнению смеси для всех образцов одинаковая. При использовании стандартной методики коэффициент газопроницаемости K будет равен коэффициенту фильтрации K_ϕ в уравнении (5.15).

Контрольные вопросы

1. Приведите классификацию газовых дефектов в отливках. Поясните механизм их образования.
2. Предложите меры по устранению газовых дефектов на этапе первичной кристаллизации.
3. Поясните механизм образования газовых раковин эндогенной природы и меры по их устранению.
4. Какие причины образования в отливках газовых раковин экзогенной природы?
5. Приведите уравнение Лейбензона, определяющее давление газов на границе металл-форма и дайте его анализ.
6. Какие меры следует предпринять, чтобы понизить уровень газового давления в системе металл-форма?
7. Что определяет газопроницаемость и как ее можно контролировать?
8. Как можно оценить газотворную способность формовочных и стержневых смесей?
9. Влияет ли фактор растворимости газов в жидком металле на образование газовых дефектов?
10. Поясните, почему пористость в отливках в основном является газосадочной?

6. ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ОТЛИВОК

6.1 Классификация пригара по механизму образования

Одним из видов взаимодействия расплава с литейной формой являются физико-химические процессы, протекающие не-

посредственно на границе раздела сплава и формы. В большинстве случаев стремятся создавать условия, при которых такие процессы в системе металл-форма не происходят. Это позволяет получить отливки хорошего качества .

Физико-химические процессы с участием расплава и материалов формы приводят к образованию на поверхности отливки дефекта в виде пригарной корки или пригара, прочно связанных с металлом. Толщина корки может достигать 30-40 мм. В зависимости от особенностей протекания процесса взаимодействия пригар делят на механический, химический и термический.

Механическим пригаром называют поверхностный дефект, представляющий собой корку из формовочной смеси, сцементированную жидким металлом, проникшим в смесь через поры литейной формы. После затвердевания отливки на ее поверхности образуется металлокерамическая корка, прочность которой достигает 2-2,2 МПа.

Согласно закону Пуазейля глубину проникновения металла в пористую структуру смеси можно определить по формуле

$$l = r \sqrt{\frac{\tau}{\eta} \left(H\gamma + \frac{2\sigma_{\phi_m}}{r} \cos \theta - P_r \right)}, \quad (6.1)$$

где r – средний размер пор в структуре смеси, м;

τ – время, в течение которого металл остается жидким, с;

η – вязкость жидкого металла, Па·с;

$H\gamma$ – металлостатическое давление жидкого металла, Па;

σ_{ϕ_m} – поверхностное натяжение жидкого металла на границе металл-форма, Н/м;

θ – краевой угол смачивания зерен песка расплавом;

P_r – давление газов в порах смеси, Па.

Как видно из уравнения (6.1) глубина проникновения жидкого металла зависит от следующих факторов:

размера пор (капилляров), уходящих от поверхности отливки в глубь формы;

времени взаимодействия жидкого металла с формой;

величины металлостатического давления на рабочую поверхность формы;

смачивания расплавом материалов литейной формы от вязкости расплава, заполняющего поры формы.

Влияние металлостатического давления ($H \cdot \gamma$) на толщину пригарного слоя зависит от степени уплотнения формовочной смеси (ее плотности). Пригар усиливается при применении крупнозернистых песков, т.к. при этом увеличивается размер пор ($r = 0,154 R$ при плотной структуре зерен песка и $r = 0,41 R$ при кубической упаковке зерен; R – радиус зерен).

При взаимодействии расплава с формой действуют поверхностные натяжения на границах: форма-газ ($\sigma_{\phi-g}$), форма-металл ($\sigma_{\phi-m}$), металл-газ (σ_{m-g}). От величины σ и краевого угла смачивания θ , который может определить по формуле,

$$\cos \theta = \frac{(\sigma_{\phi-g} - \sigma_{\phi-m})}{\sigma_{m-g}}, \theta < 90^\circ, \quad (6.2)$$

зависит эффект смачивания.

Если $\sigma_{\phi-g} > \sigma_{\phi-m}$, то расплав хорошо смачивает форму и проникает в капилляры даже при малых значениях $H \gamma$. Если $\sigma_{\phi-g} < \sigma_{\phi-m}$, то $\theta > 90^\circ$, то расплав слабо смачивает форму и пригар может образоваться только при достаточно больших значениях $H \gamma$.

Поверхностное натяжение $\sigma_{\phi-m}$ зависит от содержания углерода в расплаве и может быть определено по эмпирической формуле

$$\sigma_{\phi-m} = 1,6 - 0,1\%C \quad (6.3)$$

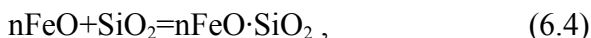
С увеличением содержания углерода $\sigma_{\text{фм}}$ уменьшается (и также уменьшается) и расплав, хорошо смачивая форму, проникает в нее на бóльшую глубину.

Сера, фосфор и в меньшей степени кремний способствуют понижению поверхностного натяжения $\sigma_{\text{фм}}$.

Поверхностное натяжение $\sigma_{\text{фм}}$ значительно снижается в сталях и чугунах, если они содержат кислород, при этом механический пригар на поверхности отливок сильно выражен.

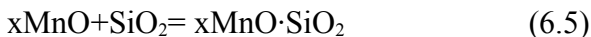
Механический пригар является трудноудаляемым с отливок, поэтому железоуглеродистые сплавы рекомендуются обязательно раскислять.

При химическом пригаре зерна песка спекаются между собой силикатами переменного состава, образующимися в результате взаимодействия оксидов железа с кварцевым песком.



где n - число молекул оксида FeO.

Значительную часть в составе железосиликатов составляет фаялит $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$. Температура его плавления равна 1178°C , что значительно ниже температуры плавления FeO (1380°C) и SiO_2 (1713°C). Понижению температуры плавления железосиликатов способствуют присутствующие в составе смесей примеси щелочных и щелочноземельных металлов (Na_2O , MgO , CaO и др.). Особенно усиливается пригар на поверхности стальных отливок, если стали содержат повышенное содержание марганца, т.к. образуются марганцовистые силикаты



Силикаты, образующиеся по реакциям (6,4) и (6,5), являются легкоплавкими соединениями, имеют высокую жидкотекучесть, легко заполняют капилляры формы. Они хорошо смачивают форму, поэтому на поверхности стальных отливок образуется пригарный слой, сильно выраженный в отливках из

высокомарганцовистых аустенитных сталей. Отливки из высоколегированных хромом и никелем сталей получают с незначительным пригаром, т.к. сплавы не склонны к окислению (к тому же оксиды хрома не взаимодействуют с SiO_2).

Химический пригар подразделяют на легко- и трудноотделимый. Трудноотделимый пригар образуется на тонкостенных отливках, изготовленных по CO_2 -процессу.

Термический пригар образуется без прямого участия заливаемого в форму сплава. Зерна песка объединены в монолитную массу легкоплавкими соединениями, которые образуются в результате реакций между компонентами смеси, например, между жидким стеклом и песком в жидкостекольных смесях. Термический пригар слабо связан с поверхностью отливки и легко удаляется. Часто термический пригар образуется на последней стадии затвердевания отливки и поэтому обнаруживается над слоем механического или химического пригара.

6.2. Мероприятия по предупреждению пригара

Пригар, если он образовался, необходимо в ходе последующих очистных операций, удалять с поверхности отливок. Практика показывает, что в среднем 12-15 % времени от общей трудоемкости изготовления отливок затрачивается на удаление пригара. Особенно трудно удалить механический пригар.

Объем металла, сосредоточенного в пригарном слое, можно определить по уравнению И.В. Куманина

$$V_m = \frac{n\pi r^3}{4} \sqrt{\frac{P_m - P_k}{\eta m}} \tau, \quad (6.6)$$

где n -число пор (капилляров), выходящих на поверхность раздела формулы с отливкой; P_m и P_k - это давление на концах капилляра со стороны металла (P_m) и капиллярное (P_k).

Если учесть, что пористость на поверхности формы с площадью S определяется из уравнения

$$m = \frac{\pi \pi \tau^2}{S}, \quad (6.7)$$

то уравнение (6,6) запишется в следующем виде

$$V_m = \frac{mSr}{4} \sqrt{\frac{P_m - P_k}{\eta m}} \tau \quad (6.8)$$

Масса металла в пригарном слое определяются по уравнению

$$G_m = \sqrt{\frac{km(P_m - P_k)}{2\eta m}} \tau \eta_{\text{газ}}, \quad (6.9)$$

где $\eta_{\text{газ}}$ - вязкость газов, заполняющих капилляр.

Можно выделить два основных направления по предотвращению пригара.

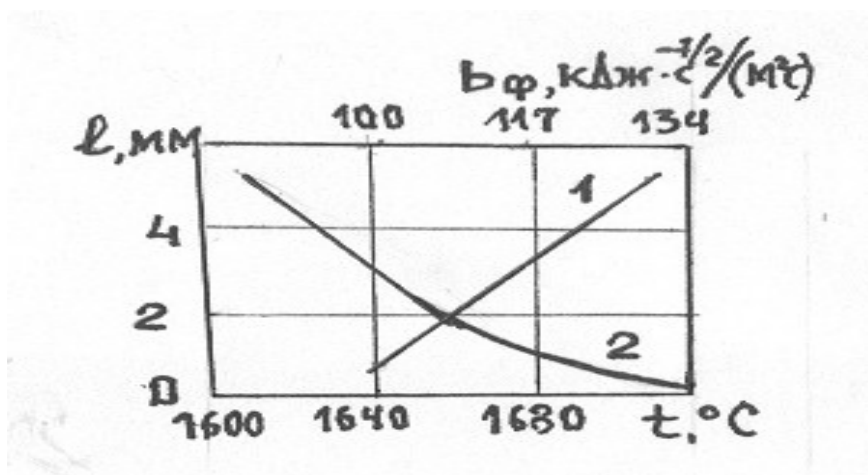
- 1) Создавать условия, затрудняющие пригарообразование.
- 2) Если направление (1) реализовать не удастся, то пригар следует получать в легкоотделяемой форме.

Выделим наиболее важные для практики следующие способы первого направления.

Рабочую поверхность формы (также стержня) окрашивают противопригарной краской; при стальном литье на основе циркония или маршалита, которые инертны к оксидам железа.

Вводят в состав формовочной смеси добавки, при разложении которых образуется восстановительная среда; при чугунном литье такой добавкой служит легкогазифицируемый угольный порошок в количестве 2-4%. Необходимо, чтобы добавки газифицировали при возможно низких температурах и образовывали восстановительную среду на границе отливка-форма на более ранней стадии охлаждения расплава.

Рекомендуют понижать температуру заливаемого сплава или повышать теплоаккумулирующую способность формы, влияние этого фактора отражено на рисунке.



Зависимость глубины проникновения жидкого металла от температуры заливки (1) и теплоаккумулирующей способности смесей (2)

Смеси с цирконовым песком (по сравнению с кварцевым) обеспечивают охлаждающую способность формы на 20% выше. Теплопроводность хромитовой формы в 5-7 раз выше, чем песчаноглинистой; по этой причине пригар в ней будет слабо выражен. Подобный эффект вызывают магнезит, хромагнезит. Повышению теплопроводности смеси способствует увеличению ее газопроницаемости за счет выполнения газоотводных каналов на расстоянии 5-10 мм от полости формы.

– Применять формовочные пески с низким содержанием слюды, полевого шпата, которые в своем составе содержат окислы щелочных и редкоземельных металлов, служащих катализаторами процесса пригарообразования.

– Изменять конструкцию отливки с целью исключения L-, T-, X-сопряжений, являющихся тепловыми узлами, в которых

образуется сильно выраженный пригар. Получение легкоотделяемого пригара при стальном литье может быть достигнуто за счет применения противопопригарных красок окислительного действия, содержащих хлориды металлов. Качество поверхностей чугунных и стальных отливок можно повышать при добавлении в смесь высших окислов железа (магнетита Fe_3O_4 и гематита Fe_2O_3), которые оказывают комплексное действие.

- Предотвращать проникновение жидкого металла в поры смесей – с жидким стеклом и самотвердеющих с синтетическими связующими.

- Способствовать образованию тонкого слоя легкоотделимого химического пригара.

- Повышать поверхностную прочность форм и стержней и их стойкость к эрозии.

- Устранять азотную пористость в отливках, изготавливаемых в формах на основе ХТС.

Высшие окислы железа применяют в пылевидном состоянии в количестве от 2 до 6% (от массы смеси). При заливке литейной формы гематит (используется чаще) превращается в устойчивый вюстит (FeO). В присутствии окислителя FeO реагирует с SiO_2 , образуя $2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$, который образует на рабочей поверхности формы тонкую пленку толщиной 0,05-0,1 мм. Положительное влияние пленки состоит в следующем :

- закрываются поры формы;

- уменьшается возможность попадания газов из формы в жидкий металл;

- обеспечивается легкое удаление пленки с поверхности отливки за счет разного теплового расширения при охлаждении отливки;

—увеличивается теплопроводность смеси и ускоряется процесс затвердевания металла.

Силы связи химического пригара с отливкой (они значительно меньше по сравнению с механическим пригаром) определяются степенью соответствия кристаллических решеток кристаллизующегося сплава и материала пригарного слоя.

При большом несоответствии напряжения на границе раздела будут значительными, что способствует легкому отделению пригара. Наибольшее несоответствие структуры металла отливки и пригара может быть в том случае, если пригар образуется в стеклообразном состоянии. В этом случае пригар является хрупким и легко удаляется. Высокую способность к хрупкому разрушению пригара обеспечивает жидкое стекло, вводимое в смесь в качестве связующего. Жидкое стекло хорошо растворяется в железосиликатах, образуется новое соединение (по составу близкое к эвтектике) с более низкой температурой затвердевания, чем железосиликаты. При незначительном переохлаждении вязкость этого соединения повышается, а при охлаждении оно затвердевает в аморфном состоянии.. Следует отметить, что толщина пригарного слоя увеличивается, но пригар остается легкоотделимым.

Силы связи на границе между отливкой и пригаром могут быть ослаблены и другими способами, например, за счет введения в смесь марганцовистой руды. При этом усиливается действие окислительной атмосферы, способствующей получению Fe_2O_3 . Несоответствие параметров кристаллических решеток этого соединения с отливкой значительное и пригар легко удаляется (способ Ю.П.Васина при стальном литье). Способ И. В. Валисовского наоборот предполагает получать в результате окислительной реакции FeO , который обеспечивает легкое удаление пригара.

Контрольные вопросы

1. Укажите основные причины возникновения пригара на поверхности отливок: механического, химического, термического.
2. Почему механический пригар является трудноотделяемым?
3. Какие меры препятствуют образованию механического, химического, термического пригара?
4. При каких условиях пригарный слой легко удаляется с поверхности отливок?
5. Приведите уравнения, характеризующие а) глубину проникновения жидкого металла в поры песчаной формы; б) количество металла, заполнившего поры поверхностного слоя песчаной формы.
6. Поясните, какие технологические факторы определяют толщину пригарного слоя на поверхности отливки?
7. Влияет ли температура заливаемого металла и теплоаккумулирующая способность формы на пригарообразование?
8. Почему при добавлении в смесь высших окислов железа удается улучшить качество поверхности чугуновых и стальных отливок?
9. Почему отливки из высокомарганцовистых и аустенитных сталей склонны к образованию выраженного пригара? Почему стальной расплав перед заливкой в форму необходимо раскислять?

7. ОСНОВЫ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

7.1. Характеристика процессов плавления сплавов

Литые детали определяют надежность и ресурс работы всего изделия в условиях его эксплуатации, прочность и др. Для этого необходимо детали изготавливать из сплавов с высокими литейными свойствами, определяющими плавку, заливку, а также затвердевание (кристаллизацию) металла. Чистые металлы и сплавы эвтектического состава переходят из твердого в жидкое состояние (процесс плавления) при определенной температуре, $T_{пл}$ которая является постоянной во время плавления для каждого металла, рис.7.1

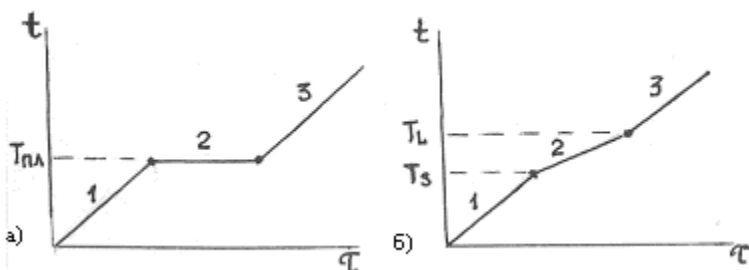


Рис.7.1. Кинетика процессов: нагрева (1), плавления (2) и кипения (3), характерная для чистых металлов и эвтектик (а), для сплавов, плавящихся в интервале температур $T_{Л}$ - $T_{с}$ (б)

Эта характеристическая температура называется температурой плавления ($T_{пл}$); она зависит от внешнего давления.

Сплавы, в отличие от чистых металлов, в большинстве случаев плавятся в некотором интервале температур, зависящем от состава сплава и внешнего давления, рис.7.2 .

Тепло, затраченное на расплавление металла (скрытая теплота плавления), расходуется на преодоление межатомных связей и увеличение объема; при кристаллизации эта теплота выделяется.

Различают молярную скрытую теплоту плавления $\Delta H_{\text{пл}}$ и удельную скрытую теплоту плавления $\Delta L_{\text{пл}}$, $\Delta H_{\text{пл}}$ имеет размерность Дж/моль, $\Delta L_{\text{пл}}$ Дж/кг.

Взаимосвязь между $\Delta H_{\text{пл}}$ и $\Delta L_{\text{пл}}$ определяется соотношением:

$$\Delta H_{\text{пл}} = \Delta L_{\text{пл}} \cdot M, \quad (7.1)$$

где M – молярная масса данного металла.

Скрытая теплота плавления $\Delta H_{\text{пл}}$ зависит как от внешнего давления, так и присутствия в составе сплава других элементов. Зависимость $\Delta H_{\text{пл}}$ от внешнего давления выражается уравнением Клаузиуса:

$$\frac{\Delta H_{\text{пл}}}{T_{\text{пл}}(V_{\text{ж}} - V_{\text{т}})} = \frac{dP}{dT_{\text{пл}}}, \quad (7.2)$$

где $(V_{\text{ж}} - V_{\text{т}})$ – разность молярных объемов в жидком ($V_{\text{ж}}$) и твердом ($V_{\text{т}}$) состояниях;

$\frac{dT_{\text{пл}}}{dP}$ – показатель изменения температуры $T_{\text{пл}}$ от давления.

Из уравнения (7.2) находим $\Delta H_{\text{пл}}$

$$\Delta H_{\text{пл}} = \frac{dP}{dT_{\text{пл}}} T_{\text{пл}} (V_{\text{ж}} - V_{\text{т}}), \quad (7.3)$$

Зависимость молярной теплоты плавления от давления и температуры плавления прямая, т.е. чем они выше, тем больше необходимо теплоты для плавления.

Влияние присутствия в сплаве примесей на теплоту плавления зависит от концентрации примесей и их атомной массы. Температуру плавления сплава можно рассчитать по уравнению:

$$T_{\text{пл}} = T_{\text{плМ}} - (\Delta T_{\text{плА}} \cdot a + \Delta T_{\text{плБ}} \cdot b + \dots + \Delta T_{\text{плi}} \cdot i), \quad (7.4)$$

где $\Delta T_{\text{плМ}}$ – температура плавления чистого металла (металлоосновы);

$\Delta T_{\text{плА}}, \Delta T_{\text{плВ}}, \Delta T_{\text{плі}}$ – численное значение понижения температуры плавления чистого металла, приходящееся на один массовый процент элементов $A; B; i$;

$a; b; i$ – массовая доля элементов A, B, i в составе сплава (в процентах).

Влияние некоторых легирующих элементов на понижение температуры плавления сплава на основе чистого железа, вызванное присутствием 1 масс % растворенного элемента, отражено в табл. 7.1

Плавление связано с изменением энтропии ΔS , при изотермическом процессе справедливо равенство

$$\Delta S = \frac{\Delta H_{\text{пл}}}{T_{\text{пл}}} \quad (7.5)$$

Таблица 7.1

Показатели понижения температуры ΔT

Элемент	$\Delta T, ^\circ\text{C}$
Хром (Cr)	1
Ванадий (V), Молибден (Mo), Марганец (Mn)	2
Алюминий (Al)	3
Никель (Ni)	3,5
Кремний (Si)	12
Титан (Ti)	18
Фосфор (P)	28
Сера (S)	30
Углерод (C)	73
Бор (B)	90

При плавлении ΔS возрастает, при затвердевании понижается.

Образование жидких сплавов сопровождается взаимным растворением элементов; для этого расходуется теплота об-

разования, которая определяется энергией, поглощенной или выделившейся при взаимном растворении двух или более элементов, взятых при одинаковой температуре. Энергию, поглощенную системой, считают положительной, а выделившуюся – отрицательной. Способность к образованию жидких сплавов характеризуют молярной теплотой смешения ΔH .

В системе двухкомпонентных сплавов (А-В) ΔH изменяется в зависимости от соотношения А/В по кривой, близкой к параболе, рис.7.2, точки экстремумов приходятся на сплавы с соотношением А:В, примерно равным 1.

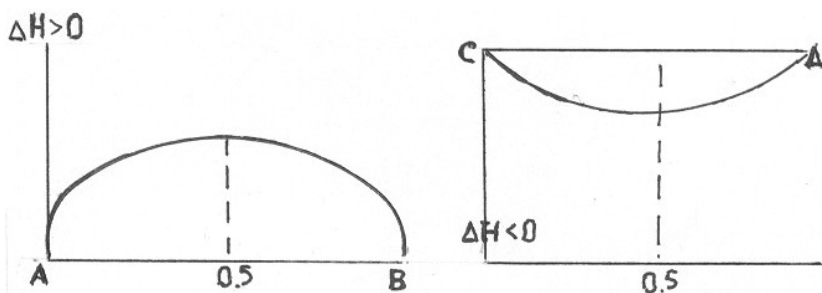


Рис.7.2. Зависимости теплоты смешения в двухкомпонентных сплавах А-В и С-Д

Характер изменения ΔH как по величине, так и по знаку зависит от того, какие фазы образуются при смешении компонентов.

Для системы типа непрерывных твердых растворов от А до В $\Delta H \sim 0$, но положительна; пример систем Au-Cu, Bi-Sb.

Если в сплавах системы А-В при кристаллизации образуются два ограниченных твердых раствора с эвтектическим превращением, то $\Delta H > 0$; пример систем: Ag-Cu, Bi-Sn, Pb-Sn.

Если при введении в жидкий металл “С” твердой компоненты “D” переохлаждения расплава не возникает, то $\Delta H < 0$; пример систем Cu-Al; Ag-Li; Mg-Sn; Fe-Si; Ni-Si и др., в которых наблюдается даже повышение температуры расплава.

7.2. Характеристика процессов кипения и испарения

Плавление металлов всегда сопровождается некоторым испарением, которое называют в литейно-металлургическом производстве угаром. Испарение сопровождается расходом энергии в виде тепла, необходимого для разрыва межатомных связей и совершения внешней работы по увеличению объема при фазовом переходе жидкость-пар. Количество тепла, необходимое для испарения 1 кг расплава, называют удельной скрытой теплотой испарения $\Delta H_{\text{п}}$, которая связана с молярной теплотой $\Delta L_{\text{п}}$ соотношением

$$\Delta H_{\text{п}} = \Delta L_{\text{п}} \cdot M \quad (7.6)$$

Испарение из расплава происходит до тех пор, пока давление его паров над расплавом не достигнет давления насыщенного пара. При этом устанавливается термодинамическое равновесие между жидким металлом и его парами. Скорость испарения определяется давлением его собственных паров, которое зависит от свойств металла, его температуры и внешнего давления над испаряющимся металлом. При этом не существует прямой зависимости между температурами плавления ($T_{\text{пл}}$) и испарения ($T_{\text{и}}$); об этом свидетельствуют данные, приведенные в табл. 7.2

Таблица 7.2

Температуры плавления и испарения некоторых металлов

Металл	Температура в градусах Цельсия	
	плавления	Испарения
Алюминий (Al)	660	2500
Железо (Fe)	1539	3200
Медь (Cu)	1083	2500
Марганец (Mn)	1240	2100
Олово (Sn)	232	260

Цинк (Zn)	419	905
-----------	-----	-----

Зависимость $\Delta H_{\text{и}}$ от давления и температуры выражается уравнения Клаузиуса

$$\frac{\Delta H_{\text{и}}}{T_{\text{и}}(V_{\text{п}} - V_{\text{ж}})} = \frac{dP}{dT_{\text{и}}}, \quad (7.7)$$

где $V_{\text{п}}$ и $V_{\text{ж}}$ – молярные объемы металла в состоянии пара и жидкости, соответственно.

Учитывая, что $V_{\text{п}} \gg V_{\text{ж}}$ и пары металла подобны идеальному газу, для которого справедливо равенство

$$PV_{\text{п}} = RT_{\text{и}}, \quad V_{\text{п}} = \frac{RT_{\text{и}}}{P}$$

можно упростить уравнение (7.7)

$$\frac{\Delta H_{\text{и}}}{T_{\text{и}} V_{\text{п}}} \approx \frac{dP}{dT_{\text{и}}} \quad \text{или} \quad \frac{\Delta H_{\text{и}}}{T_{\text{и}}} \left(\frac{P}{RT_{\text{и}}} \right) \sim \frac{dP}{dT_{\text{и}}}$$

После интегрирования, перевода натуральных логарифмов в десятичные и учитывая, что газовая постоянная $R = 8,31 \frac{\text{Дж}}{\text{моль} \cdot \text{К}}$, получим выражение

$$\lg P = - \frac{\Delta H_{\text{и}}}{19,12 T_{\text{и}}} + B \quad (7.8)$$

Обозначим $\frac{\Delta H_{\text{и}}}{19,12} = A$ и получим известное уравнение Августа

$$\lg P = - \frac{A}{T_{\text{и}}} + B$$

где A и B – термодинамические постоянные для определенного металла.

При проведении плавки металла или сплава важно знать давление паров при $T_{\text{пл}}$; перегрев металла обычно не является значительным. Из всех металлов периодической таблицы Д.И.Менделеева можно выделить группу легкоиспаряющихся – цинк, магний, кальций, марганец, хром, - давление паров которых при $T_{\text{пл}}$ составляет 0,1 мм рт.ст (13,3 Па). Чтобы уменьшить скорость испарения металла его поверхность покрывают

шлаком или флюсом. Плавку в закрытых плавильных установках проводят в атмосфере инертных газов при постоянном их давлении.

При проведении плавки в вакуумных установках ($P \sim 10^{-3} - 10^{-6}$ мм.рт.ст. необходимо учитывать возрастающее испарение компонентов из жидкого металла. Особенно активно испаряются легкоиспаряющиеся элементы и хром, который испаряется даже из твердого состояния. Поэтому плавку в таких установках производят с участием инертных газов.

Массу испарившегося металла из расплава (M) за время (τ) с поверхности (S) можно определить по уравнению Ленгмюра: для чистых металлов и испарении одиночных атомов:

$$M = P \cdot S \cdot \tau \sqrt{\frac{A_1}{2\pi RT}} \quad (7.9)$$

для чистых металлов и испарении комплекса атомов:

$$M = P \cdot S \cdot \tau \sqrt{\frac{n \cdot A_1}{2\pi RT}} \quad (7.10)$$

для сплавов и испарении элемента с атомной долей N_A :

$$dM = \gamma \cdot P \cdot S \cdot d\tau \cdot N_A \sqrt{\frac{n \cdot A_1}{2\pi RT}}, \quad (7.11)$$

где n – число атомов в испаряющемся комплексе;

γ – коэффициент активности; для совершенных растворов $\gamma=1$;

P – давление пара данного металла над свободной поверхностью.

Парциальное давление металла (A) равно $P_A = \gamma \cdot p \cdot N_A$, скорость его испарения определяется как $dm/d\tau$; вследствие изменения N_A в процессе испарения скорость также меняется.

Если из расплава одновременно испаряются несколько металлов, то давление паров над расплавом будет равно сумме парциальных давлений металлов, определяющих состав сплава. При этом согласно закону Дальтона суммарное давление будет определяться уравнением:

$$P_{\Sigma} = P_A + P_B + \dots P_i \quad (7.12)$$

Нагрев жидкого металла до температуры, при которой давление собственных паров становится равным атмосферному (760

мм. рт.ст), сопровождается кипением металла. Если давление насыщенных паров металла и атмосферное становятся одинаковыми, то происходит кипение металла во всем объеме. Этот способ применяют для дегазации сталей; при этом кипящая сталь переходит в спокойную.

7.3. Методика определения состава сплава с требуемым уровнем механических и литейных свойств

Легирующие элементы для получения сплава выбирают пользуясь двойной диаграммой состояния основа сплава - элемент. Имеющиеся диаграммы систематизированы и позволяют делать прогноз относительно показателей этих свойств.

На рис.7.3 показана схема зависимости механических свойств от состава двухкомпонентных сплавов и термообработки.

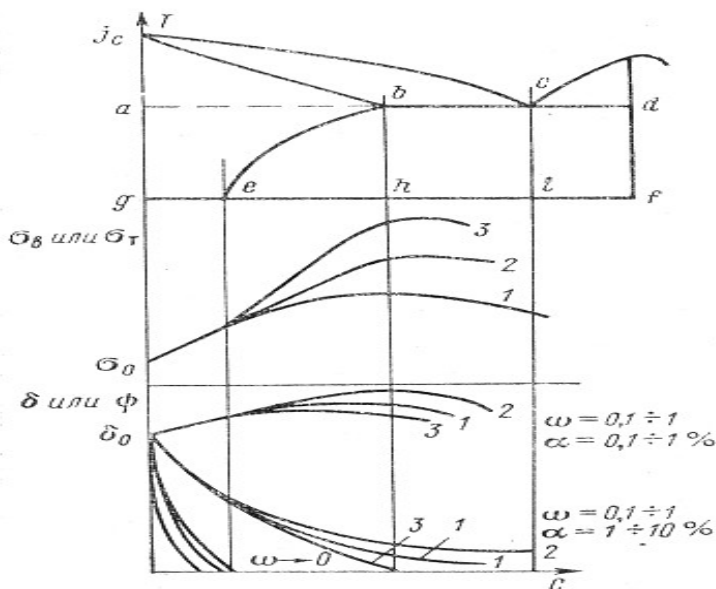


Рис.7.3. Связь механических свойств сплава с диаграммой состояния: 1-медленное охлаждение; 2-закалка; 3-закалка и старение

Прочность сплавов всегда возрастает при небольшой концентрации легирующего элемента (участок Ae); термическая обработка при этом не оказывает влияния на показатели прочности. На участке концентраций eh прочность продолжает расти, но при этом проявляется влияние термообработки (зависимости 2 и 3 на рис.7.3). Это связано с тем, что закалка фиксирует в сплаве выделение высокотемпературной фазы и прочность растет (до точки h, характеризующей предельную растворимость легирующего элемента в основе сплава). Старение после закалки (зависимость 3) сопровождается выделением новой фазы в виде дисперсных частиц, которое приводит к упрочнению сплава. Влияние закалки и старения на прочность проявляется тем сильнее, чем больше изгиб линии предельной растворимости (на диаграмме это линия be). При этом появляется возможность оценить склонность сплава к упрочнению за счет такой термообработки по отношению отрезков bd/ef: чем больше это отношение, тем менее эффективна термообработка.

Медленное охлаждение сплавов с концентрацией легирующего, не превышающей предельную растворимость, приводит к незначительному росту прочности, т.к. при этом в сплаве выделяются грубые структурные составляющие. При превышении предельной растворимости прочность понижается, но в разной мере, в зависимости от способа термообработки.

Пластичность сплава зависит как от концентрации легирующей добавки, так и от ее распределения, характеризуемого коэффициентом распределения ω в процессе первичной кристаллизации. Если коэффициент распределения очень низкий ($\omega \rightarrow 0$), то добавка сегрегирует по границам зерен и показатели пластичности быстро понижаются (происходит хрупкое разрушение). При средних значениях коэффициента распределения ($\omega \approx 0,1-1\%$) пластические свойства с увеличением добавки понижаются, но более медленно; большее влияние при этом оказывает закалка и старение, меньшее – просто закалка и еще меньшее – медленное охлаждение. Введение в сплав некото-

рых добавок, имеющих коэффициент распределения, близкий к единице, приводит к росту как прочности, так и пластичности, достигая максимума в районе предельной растворимости.

Таким образом, на диаграмме состояния можно выделить следующие характеристические показатели:

предельную растворимость α в атомных процентах при температуре эвтектики или перитектики (по отрезкам ab или gf);

коэффициент распределения ω в атомных процентах (по отношению ab/bc);

влияние термообработки (по отношению отрезков bd/ef).

Легирующие добавки вводят в состав сплавов главным образом с целью повышения уровня механических и эксплуатационных свойств металла, при этом они оказывают влияние на литейные свойства сплавов. Установить связь состава сплава с его наиболее важными литейными свойствами – жидкотекучестью Λ , склонностью к образованию в отливках усадочных дефектов (раковин и пористости) C_y и горячих трещин C_t – в первом приближении можно пользуясь метастабильной диаграммой состояния сплава. На рис.7.4 приведены схемы взаимосвязи указанных литейных свойств с диаграммой состояния.

Сплавы, имеющие состав, близкий к пределу растворимости имеют пониженный уровень литейных свойств: жидкотекучесть невысокая, склонность к образованию пористости и горячих трещин повышенная; механические свойства таких сплавов хорошие.

Сплавы доэвтектические с узким интервалом кристаллизации сочетают удовлетворительные литейные свойства со средними показателями механических свойств.

Сплавы эвтектических составов имеют самые лучшие литейные свойства, однако для таких сплавов характерны низкая пластичность и невысокая прочность.

Для сплавов заэвтектических составов закономерным (по отношению к эвтектическим) является понижение как литейных, так и механических свойств. Сравнительно хорошие литейные свойства и высокую пластичность имеют сплавы с низ-

кими концентрациями добавок, но уровень механических свойств таких сплавов низкий.

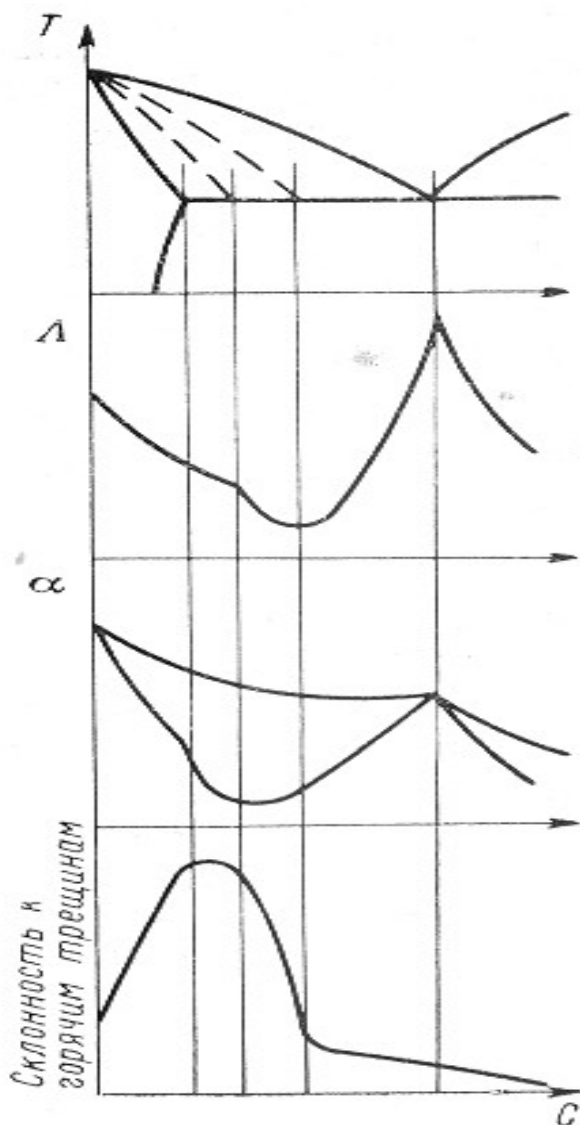


Рис.7.4. Схемы взаимосвязей литейных свойств сплавов с диаграммой состояния

Состав сплавов определяют в зависимости от характера работы изделия и технических требований, предъявляемых к литым деталям. На рис. 7.5 показаны зависимости предела прочности σ_B , относительного удлинения ψ и ударной вязкости a_H от пористости (рис. 7.5, а), скорости затвердевания и объемной доли неметаллических включений (рис. 7.5, б) для стали 40 ХЛ.

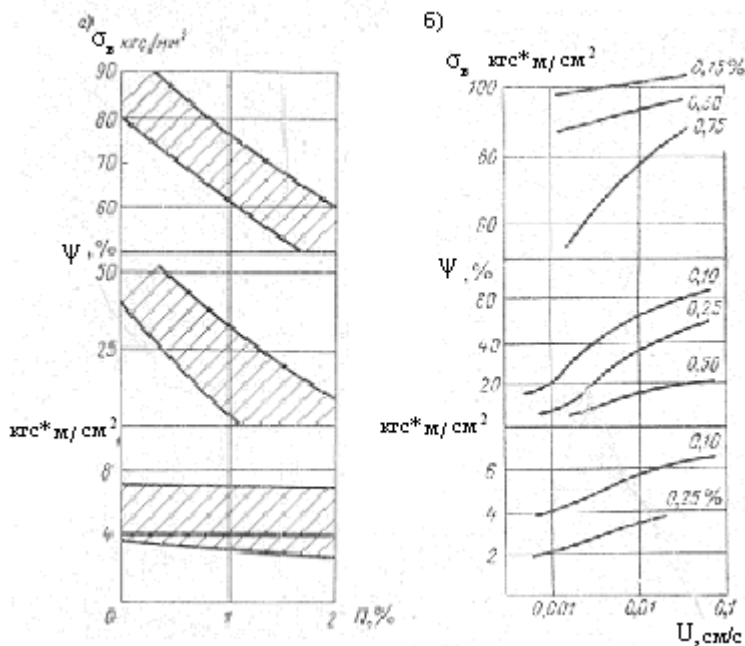


Рис. 7.5. Зависимость механических свойств стали 40 ХЛ от пористости (а), скорости затвердевания v и объемной доли неметаллических включений НВ (б)

Пористость снижает уровень механических свойств: пластичности – значительно, прочности – в меньшей мере, ударной вязкости – незначительно, рис. 7.5 а. Сталь при пористости на уровне 1,5-2% разрывается практически без удлинения; при

уровне пористости, приводящей к понижению относительного удлинения до нуля, предел прочности уменьшается примерно в 2 раза. Прочность в осевых частях отливки уменьшается по сравнению с поверхностными слоями в 2-3 раза больше, т.к. в осевых частях пористость преобладает.

Повышение скорости затвердевания и степени чистоты металла по неметаллическим включениям (НВ) значительно увеличивает пластичность, меньше влияет на ударную вязкость и еще меньше на прочность (если доля НВ мала). Таким образом, эффективным средством повышения прочности металла в отливках является создание технологических условий для снижения пористости и неметаллических включений.

7.4. Основные типы литейных сплавов

Базовые диаграммы состояния и положение характеристических точек на них являются важнейшими характеристиками для общей оценки свойств литейных сплавов. Основные типы диаграмм состояния (на начальных участках) представлены на рис.7.6; Превращения на рис.7.6, а-е относятся к твердому состоянию сплава.

Непрерывные твердые растворы, рис.7.6, а с повышающимся (или понижающимся) ликвидусом и солидусом редко используются в качестве основы литейных сплавов. Элементы, таких составов применяются в качестве основных и вспомогательных добавок.

Эвтектическое превращение в системе с ограниченным твердым раствором, рис.7.6, б наиболее характерно для литейных сплавов.

Если концентрация Sr пренебрежимо мала ($Sr < 0,05\%$), то диаграмма приобретает вид, показанный на рис.7.6, в. Элементы, образующие с базовым компонентом эвтектический сплав, рис.7.6, б широко используются в качестве основных и дополнительных добавок. Элементы, образующие составы со

смещенной эвтектикой, рис.7.6, в могут быть вредными примесями.

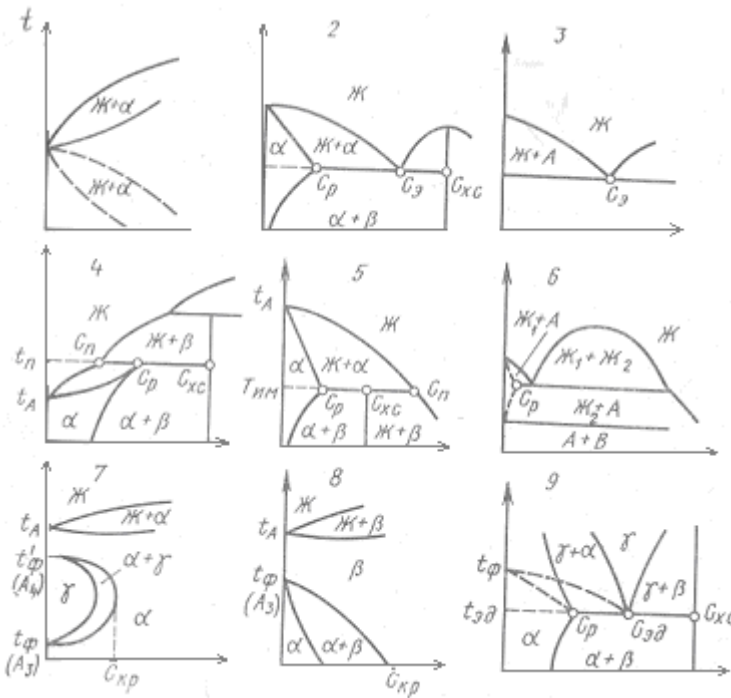


Рис.7.6. Основные типы начальных участков диаграмм состояния литейных сплавов

Литейные сплавы с перитектическим превращением рис.7.6, г применяются значительно реже, чем с эвтектическим. В большинстве случаев при перитектическом превращении имеет место небольшая предельная растворимость компонентов в твердом состоянии и образование металида. Элементы, входящие в такие сплавы, являются по отношению к базовому компоненту вспомогательными легирующими добавками и модификаторами I рода. В результате перитектического превращения также может образоваться инконгруэнтно плавящийся металид, рис.7.6, д.

Монотектическое превращение (расслоение в жидком состоянии), рис.7.6, е для получения конструкционных литейных сплавов не применяется, т.к. легкоплавкие компоненты значительно понижают прочностные свойства сплавов.

В твердом состоянии в литейных сплавах в процессе их охлаждения могут происходить фазовые превращения.

Полиморфное превращение в базовом компоненте, рис.7.6, ж,и характерно для сталей и титановых сплавов. Это превращение, основанное на фазовой перекристаллизации, обычно происходит в процессе термической обработки. Эвтектоидное превращение, рис.7.6,к происходит по схеме $\gamma = \alpha + \beta$, рис.7.6, к. В эвтектоидной смеси обычно одна из фаз – металлид или его твёрдый раствор – обеспечивает упрочнение сплава. Элементы эвтектоидной системы могут быть использованы в качестве основных или вспомогательных добавок в сталях и чугунах, а также в некоторых титановых и медных сплавах.

Положение некоторых особых точек на диаграмме состояния позволяет рассчитать концентрацию и температуру сплава в этих точках. Предельная растворимость в твёрдом состоянии (C_p) определяет возможность упрочнения сплава. С понижением температуры растворимость существенно уменьшается [$C_p > (1 \div 2,5)\%$], образуется металлидная фаза, способствующая упрочнению за счёт дисперсионного выделения после термической обработки. Величина C_p косвенно связана с интервалом кристаллизации сплава, а, следовательно, с жидкотекучестью, усадочными и ликвационными процессами. Концентрация, соответствующая эвтектической ($C_э$) или перитектической (C_p) определяет растворимость добавки в жидком состоянии при $T_э$ или T_p .

Коэффициент распределения K определяет склонность сплава к ликвации и распределение компонента по зёрнам твёрдого раствора. Величина коэффициента K зависит от положения точек C_p и $C_э$ или (C_p) на диаграмме состояния.

Температура плавления эвтектики $T_э$ или инконгруэнтно плавящегося металлیدا позволяет произвести оценку литей-

ных свойств сплава. Ширина температурного интервала кристаллизации оказывает большое влияние на показатели жидкотекучести и формозаполнения, а также на развитие усадочных и ликвационных процессов; от этого фактора зависит плотность литого металла.

7.5. Общие принципы получения жидких сплавов

Получение сплавов с заданным уровнем механических свойств реализуется в процессе трёх основных операций: плавки сплава, внепечной обработки, т.е. обработки различными способами в жидком состоянии, термической обработки.

Плавкой называют процесс переработки материалов, главным образом металлов в плавильных печах с целью получения продукта в жидком состоянии. В литейном производстве плавка включает весь комплекс физико-химических процессов, обеспечивающих получение жидкого сплава с определённым химическим составом, с оптимальными литейными свойствами; при этом необходимо получить отливку требуемого качества.

Для проведения плавки необходимо иметь два обязательных элемента, обеспечивающих процесс: рабочее пространство (тигель; шахта, облицованная огнеупорными материалами) и источник генерации тепловой энергии. Выделение тепловой энергии может происходить:

- при сжигании твёрдого топлива, например кокса;
- при сжигании газа или нефтепродуктов;
- при дуговом разряде;
- при плазменно-дуговом разряде;
- при резистивном нагреве (резистором является спираль из сплава с высоким удельным сопротивлением);
- за счёт тока, индуцированного в металле;
- за счёт индуктора канального типа;
- за счёт джоулева тепла в шлаковой зоне;
- за счёт облучения металла электронами высокой энергии.

В литейном производстве используют следующие плавильные агрегаты:

- топливные: вагранки (коксовые, газовые), тигельные газовые печи;

- пламенные (стационарные, поворотные, вращающиеся);

- электрические печи (дуговые промышленной и повышенной частоты; постоянного тока; плазменные; печи резистивного нагрева; индукционные тигельные печи; индукционные канальные печи);

- комбинированного нагрева (индукционно-плазменные печи; индукционные канальные печи и др.).

Плавку стали производят в электрических дуговых печах, в электрических индукционных печах, при этом дуговые печи, особенно с кислой футеровкой, используют значительно чаще. Это связано с высокой производительностью и достаточно высоким качеством жидкого металла. Однако при кислой футеровке шихтовые материалы должны содержать не более 0,04-0,05% фосфора и серы.

Большая часть чугуна выплавляется в вагранках, которые характеризуются простотой конструкции и высокой производительностью. Кроме вагранок для плавки чугуна применяют электрические дуговые и индукционные печи, реже – пламенные. Иногда используют комбинированный способ: вагранка – пламенная печь; вагранка – электрическая печь; дуговая электропечь – индукционная печь и др. Этот способ плавки называют дуплекс-процессом. Вагранка при этом применяется в качестве дешевого плавильного агрегата, повторная плавка позволяет получить чугун с необходимой температурой перегрева и с уточнённым химическим составом и улучшенными свойствами (за счёт легирования, модифицирования, дегазации).

Для плавки цветных сплавов применяются:

- печи камерные, барабанные и тигельные, отапливаемые твёрдым, жидким или газообразным топливом;

- печи электрические: дуговые, резистивные, индукционные (тигельные и канальные), электролучевые, плазменные.

В камерных и барабанных печах можно плавить все цветные сплавы, за исключением магниевых, титановых (они легко окисляются под воздействием пламени) и никелевые (они имеют высокую температуру плавления).

Электрические печи имеют широкое применение; они обеспечивают хорошее качество металла, минимальный угар при плавке, характеризуются более высоким КПД. Электрические резистивные печи применяют для плавки алюминиевых, цинковых сплавов; электронно-лучевые и плазменные – для плавки сплавов с высокой температурой плавления.

На качество выплавленного металла оказывают влияние качество шихтовых материалов, тип плавильного агрегата, в котором производится плавка и технология проведения плавильного процесса.

Последовательность проведения плавки в общем случае может быть следующей. Сначала в печь загружают шихтовые материалы, доля которых в шихте наибольшая, а также наиболее тугоплавкие компоненты; легколетучие, сильно окисляющиеся и малые добавки желателно вводить в виде лигатур. При необходимости на первую порцию шихты следует сразу же засыпать специальный шлак или флюс. После расплавления всех компонентов для надёжного их растворения следует расплав перемешивать.

По завершении плавки проводят (при необходимости) рафинирование и раскисление. Заключительной операцией обычно является модифицирование. Перед разливкой расплав выдерживают в раздаточном ковше в спокойном состоянии от 10 до 20 минут для того, чтобы произошло всплытие частиц шлака; оксидов и других неметаллических включений, а также газовых пузырьков. Температура расплава перед разливкой в литейные формы обычно выше температуры ликвидуса сплава на 80-250 °C (в зависимости от сплава).

Плавку под шлаком или флюсом проводят с целью защиты расплава от взаимодействия с газовой атмосферой. Кроме этого, они могут оказывать рафинирующее действие. Для плавки железоуглеродистых сплавов применяют шлаки на

основе CaO-SiO_2 , например, известняк, мел и др.; для плавки никелевых сплавов – составы систем $\text{CaO-SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$ и CaO-CaF_2 ; для плавки медных сплавов – составы системы $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$ с добавками хлоридов и фторидов натрия, кальция, буры; для магниевых сплавов – флюсы, основой которых является карналлит ($\text{KCl}\cdot\text{MgCl}_2$); для алюминиевых сплавов – карналлит с добавками хлоридов и фторидов натрия и кальция.

Полученные расплавы подвергают внепечной обработке: рафинированию, раскислению, модифицированию. Рафинирование проводят с целью удаления из расплава продуктов взаимодействия кислорода, азота, водорода с компонентами сплава, а также частиц футеровки ковша и шлака.

Используют следующие способы рафинирования:

отстаивание расплава в ковше; при этом более легкие, но относительно крупные (размером больше 5 мкм) частицы всплывают и переходят в шлак. Частицы с меньшими размерами захватываются конвективными потоками и поэтому остаются в расплаве;

обработка расплава рафинирующими шлаками или флюсами в процессе перемешивания. При этом неметаллические включения адсорбируются на поверхности шлаков или растворяются в них. Рафинирующие шлаки должны быть более легкоплавкими, чем расплав и содержать Na_2O , CaF_2 , Na_3AlF_6 (криолит), которые эффективно растворяют оксиды;

продувка расплава инертными по отношению к расплаву газами: аргон, гелий – для всех сплавов, азотом – для медных и алюминиевых сплавов; летучими хлоридами – для алюминиевых сплавов. Хлориды образуются при введении в расплав таблеток, а также гексахлорэтана. Рафинирование достигается за счет переноса неметаллических включений мелкими пузырьками газа на свободную поверхность расплава;

фильтрование расплава при заливке через зернистые спеченные пористые материалы с размером пор примерно 3 мм. Отделение инородных частиц от расплава происходит как за счёт механического задержания, так и за счёт адгезии частиц к пористым материалам;

вакуумирование (вакуумная дегазация) и вымораживание. В первом случае над расплавом создаётся разрежение, способствующее выделению газов из расплава. Для удаления азота и водорода достаточным является разрежение $P \sim 2 \cdot 10^{-4}$ Па. Способ вымораживания заключается в медленном охлаждении расплава до температуры затвердевания и последующем быстром его нагреве до температуры, при которой происходит заливка.

Раскисление проводят с целью понижения в расплаве содержания кислорода до необходимого уровня. После завершения плавки в расплаве имеется определённое количество кислорода в форме оксидов. За счёт раскисления необходимо в расплаве (до его заливки в форму) обеспечить такое содержание кислорода, чтобы при вторичном окислении (в форме) и ликвации (при затвердевании) его уровень не превышал допустимого значения. Операция раскисления является обязательной при выплавке сталей. По степени раскисления стали подразделяют на 3 группы: а) спокойные стали; б) кипящие стали (кипение происходит за счёт окисления углерода); в) полуспокойные стали. Для получения отливок применяют только спокойные стали, для получения слитков – кипящие и полуспокойные.

Раскисление чаще всего проводят в два этапа:

предварительное (перед выпуском расплава из печи), раскислители способствуют образованию в расплаве легкоплавких соединений;

окончательное (перед выпуском расплава из печи или чаще всего в ковше), раскислители должны обладать большим сродством к кислороду.

Различают следующие способы раскисления:

осаждающее раскисление (в печи или ковше). Процесс заключается в том, что в расплав вводят элементы, имеющие большее, чем металлооснова сродство к кислороду. В результате образуются твёрдые, жидкие или газообразные соединения, нерастворимые в расплаве и всплывающие в шлак или уходящие в атмосферу. Количество раскислителя должно быть ре-

гламентировано, т.к. его избыток будет являться легирующим элементом и тем самым влиять на механические свойства. Очень сильными раскислителями являются Al, Ti, Zr; средними – Si, C; слабыми Mn, V;

диффузионное раскисление (проводится только в печи). Оно учитывает состояние системы: равновесное – для системы расплав-шлак и неравновесное для системы расплав с повышенным содержанием кислорода – шлак. Нарушение равновесного распределения кислорода между расплавом и шлаком приводит к диффузии кислорода в шлак и далее в атмосферу. Недостатком диффузионного раскисления является большая продолжительность, т.к. диффузионные процессы протекают с очень малой скоростью;

раскисление синтетическими шлаками (осуществляют в ковше). Жидкотекучий шлак определенного химического состава, расплавленный в специальной печи, в количестве 4,5-8,5% от массы стали заливается в ковш, в который затем с высоты (4÷6)м заливают в жидкую сталь. Происходит активное перемешивание шлака со сталью; при этом достигается значительное увеличение поверхности взаимодействия (в 10^3 - 10^5 раз). В результате реакция дегазации между шлаком и расплавом завершается за очень короткое время.

С целью получения мелкокристаллической структуры и повышения уровня механических свойств в отливках проводят модифицирование, которое заключается во введении в расплав небольшого количества (доли процента) специальных добавок, называемых модификаторами. Различают модификаторы, которые препятствуют активному росту кристаллов (ингибиторы), и модификаторы, которые увеличивают число центров кристаллизации (инокуляторы). Модификаторы широко применяют при производстве отливок из чугуна, силуминов и других сплавов. В отличие от легирования эффект модифицирования является кратковременным, поэтому модифицирование осуществляют при сливе расплава из ковша или при заполнении полости формы расплавом (внутриформенное модифицирование).

7.6. Шихта и её характеристика

При плавке для получения расплава заданного химического состава используют смесь разных металлов, сплавов, которые называются шихтовыми материалами или шихтой. В состав шихты входят: первичные и вторичные материалы; специальные добавки в виде легирующих элементов, лигатур, ферросплавов. Подбор шихтовых материалов производится по принципу наличия в выбранном материале требуемых для получения сплава элементов. Первичными материалами являются продукты металлургического производства, полученные из руды и поставляемые в литейный цех обычно в чушках. Вторичные материалы – это продукция вторсырья, собственные отходы в виде бракованных отливок, литников, прибылей, стружки. Для организации плавки важными являются как химический состав шихтовых материалов, так и их температура плавления, насыпная плотность, удельная поверхность. Насыпная плотность определяет объём рабочего пространства, занимаемого шихтой в плавильном агрегате. Компоненты шихты могут иметь удельную поверхность, отличающуюся в десятки или сотни раз, что оказывает влияние на угар. Большую удельную поверхность имеют стружка, мелкий лом, которые сильно окисляются. Шихтовые материалы могут быть окислены, поражены ржавчиной, загрязнены маслом и песком. В процессе плавки окислы металлов могут сплавляться с материалами футеровочной и формовочных смесей, При этом образуются новые соединения в виде шлака, в составе которого присутствуют компоненты сплава в связанном или свободном состояниях. Это приводит в сочетании с испарением металла при плавке к потере массы расплава по сравнению с шихтой). Потери составляют до нескольких процентов, а некоторые, например, марганец угорает до 40%.

Для уточнения состава жидкого сплава используют ферросплавы, лигатуры. Ферросплавы применяют при выплавке

сталей и сплавов, в которых содержание железа и углерода не имеют ограничения снизу; при этом они легче растворяются в основе сплава, чем отдельные легирующие элементы и меньше угорают. Ферросплавы содержат более 10% железа и не менее 10% легирующего или раскисляющего элемента.

При выплавке цветных металлов широко применяют двойные и тройные лигатуры, например лигатура (67% Al + 33% Cu). Это позволяет избежать перегрева основного металла и связанного с этим повышенного угара, т.к. такая лигатура плавится при температуре 548°C, в то время как алюминий при 660°C, а медь – при 1083°C. Лигатуры применяют также при выплавке сплавов с малым содержанием легирующего элемента, степень усвоения которого в сплаве незначительная.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Процессы кристаллизации определяют первичную структуру, существенно влияющую на физико-механические и эксплуатационные свойства литых изделий.

Изучение процессов перехода металлов и сплавов из жидкого состояния в твердое в процессе охлаждения, сопровождаемое затвердеванием и кристаллизацией, является сложной задачей.

Несмотря на многоплановую работу металловедов над общей молекулярно-физической теорией кристаллизации, многие вопросы остаются недостаточно изученными. Между тем, техника требует решения задачи активных регулирования процессов кристаллизации в следующих основных направлениях.

Уточнение теории жидкого (предкристаллизационного) состояния металлов, а также их свойств в этом состоянии – вязкости, поверхностного натяжения, диффузии и др.

Изучение свойств сплавов с широким интервалом кристаллизации в области жидко-твердого и твердо-жидкого состояний.

Изучение процессов, протекающих на поверхности растущего кристалла и в его окрестности, заполненной расплавом.

Разработка новых методов исследования процессов кристаллизации и широкое привлечение к изучению этих процессов прогрессирующих методов компьютерного моделирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов / Б.Б. Гуляев. Л.: Машиностроение, 1976. 214 с.
2. Баландин Г.Ф. Теория формирования отливки. Основы тепловой теории. Затвердевание и охлаждение отливки / Г.Ф. Баландин. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1998. 360 с.
3. Вейник А.И. Теория затвердевания отливки / А.И. Вейник. М.: Машгиз, 1960. 435 с.
4. Трухов А.П. Литейные сплавы и плавка / А.П. Трухов, А.И. Маляров. М.: Академия, 2004. 336 с.
5. Воздвиженский В.М. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении: учеб. пособие / В.М. Воздвиженский, В.А. Грачёв, В.В. Спасский. М.: Машиностроение, 1984. 432 с.
6. Производство стальных отливок: учебник для вузов / Л.Я. Козлов, В.М. Колокольцев, К.Н. Вдовин и др. Магнитогорск: Изд-во МГТУ, 2010. 352 с.
7. Производство чугунных отливок: учебник для вузов / В.Д. Белов, К.Н. Вдовин, В.М. Колокольцев и др. Магнитогорск: МГТУ, 2011. 521 с.
8. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А.В. Курдюмов, М.В. Пикунов, М.В. Чурсин и др. ; под ред. А.В. Курдюмова. М.: Изд-во МИСИС, 1996. 502 с.
9. Трухов А.П. Технология литейного производства. Литье в песчаные формы / А.П. Трухов. М.: Изд. центр Академия, 2005. 528 с.
10. Теоретические основы литейной технологии: учеб. пособие / под ред. А.В. Ветишки. Киев: Виц шк., 1981. 320 с.

11. Аммер В.А. Теория литейных процессов. Ч.1.: За-
твердевание из расплава: учеб. пособие / В.А. Аммер, С.В.
Жеглов. Воронеж: ВГТУ, 2008. 147 с.
12. Аммер В.А. Лабораторный практикум по теории ли-
тейных процессов: учеб. пособие / В.А. Аммер, А.А.Щетинин.
Воронеж: ВГТУ, 2004. 155 с.
13. Куманин И.Б. Вопросы теории литейных процессов
/ И.Б.Куманин. М.: Машиностроение, 1976. 216 с.
14. Специальные способы литья: справочник / В.А.
Ефимов, Г.А. Анисович, В.Н. Бабич и др.; под общ.ред. В.А.
Ефимова. М.: Машиностроение, 1991. 436 с.
15. Портной К.И.. Дисперсноупрочненные материалы /
К.И.Портной, Б.Н.Бабич. М.: Metallurgy, 1974. 123 с.
16. Структура и свойства композиционных материалов /
К.И. Портной, С.Е. Салибеков, Л.И.Светлов и др. М.: Маши-
ностроение, 1979. 253 с.
17. Чечулин В.А. Усадка металлов и сплавов / В.А. Чечу-
лин. Свердловск: УПИ, 1983. 48 с.
18. Гольштейн М.И. Дисперсионное упрочнение стали /
М.И.Гольштейн, В.М.Фарбер. М.: Metallurgy, 1979. 208 с.
19. Никитин В.И. Наследственность в литейных сплавах
/ В.И. Никитин. Самара: СГТУ, 1995. 135 с.
20. Константинов Л.С. Напряжения, деформации и тре-
щины в отливках. / Л.С. Константинов, А.П. Трухов. М.: Ма-
шиностроение, 1981. 199 с.
21. Голиков И. И. Дендритная ликвация в сталях и спла-
вах. / И.И. Голиков, С.Б. Масленков. М.: Metallurgy, 1977.
217 с.
22. Композиционные материалы / под ред. Д.М. Карпи-
носа. Киев: Наукова думка, 1985. 521 с.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	3
1. Закономерности первичной кристаллизации из расплава	4
1.1. Предкристаллизационное состояние расплава	4
1.2. Основные положения теорий зарождения и кристаллизации	5
1.3. Решение задачи роста кристаллов	12
1.4. Особенности кристаллизации чистых металлов, сплавов, твердых растворов, эвтектик	14
1.5. Влияние переохлаждения на формирование структуры металла	23
1.6. Температурно-временные поля при последовательной и объемной кристаллизации. Влияние на кристаллическую структуру отливок	25
1.7. Активность примесей к зарождению	29
1.8. Эффекты наследования структурных свойств в литейных сплавах	30
1.9. Принципы и способы воздействия на теплообменные и кристаллизационные процессы в системе металл-форма	33
Контрольные вопросы	37
2. Ликвация в отливках	40
2.1. Причины возникновения ликвации. Распределение примесей в затвердевшем металле	40
2.2. Движение металла в двухфазной области	42
2.3. Распределение примесей при дендритной, зональной и других видах ликвации	44

Контрольные вопросы	48
3. Усадочные процессы	48
3.1. Физическая природа усадки металлов	48
3.2. Литейная усадка. Предусадочное расширение	51
3.3. Влияние добавок в составе на усадку сплава	53
3.4. Классификация усадочных дефектов в отливках	56
3.5. Расчет зоны осевой пористости в призматических сечениях отливки	57
3.6. Влияние технологических факторов на развитие осевой пористости и способы ее устранения	62
3.7. Концентрированные усадочные раковины в отливках. Динамика формирования области усадочной раковины	65
3.8. Решение задачи образования усадочной раковины в цилиндрической отливке	69
3.9. Влияние технологических факторов и состава сплава на образование усадочных дефектов	71
3.10. Прибыли в отливках: классификация, методы расчета. Способы организации питания отливок из прибылей	75
Контрольные вопросы	78
4. Напряжения и трещины в отливках	80
4.1. Усадочные деформации	80
4.2. Временные и остаточные напряжения	82
4.3. Усадочные, фазовые и термические напряжения в отливках	84
4.4. Меры по снижению уровня остаточных напряжений в отливках	91
4.5. Трещины в отливках, их классификация	93

4.6. Механизм образования горячих трещин в отливках	96
4.7. Расчет напряжений в отливках при затрудненной усадке	98
Контрольные вопросы	103
5. Газообмен между отливкой и формой. Газовые дефекты в отливках	104
5.1. Взаимодействие в системе металл-форма	104
5.2. Газовые раковины эндогенного характера	105
5.3. Газовые дефекты экзогенного характера	110
5.4. Регулирование газообменных процессов в литейной форме	116
Контрольные вопросы	118
6. Образование дефектов на поверхности отливок	119
6.1. Классификация пригара по механизму образования	119
6.2. Мероприятия по предупреждению пригара	123
Контрольные вопросы	127
7. Основы приготовления литейных сплавов	128
7.1. Характеристика процессов плавления сплавов	128
7.2. Характеристика процессов кипения и испарения	132
7.3. Методика определения состава сплава с требуемым уровнем механических и литейных свойств	135
7.4. Основные типы литейных сплавов	140
7.5. Общие принципы получения жидких сплавов	143
7.6. Шихта и ее характеристика	149
Заключение	151
Библиографический список	152

Учебное издание

Аммер Владимир Алексеевич

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛА
В ОТЛИВКАХ

В авторской редакции

Компьютерный набор К. В. Дегтярёва

Подписано к изданию 05.03.2012.

Объём данных 8,1 Мб

ФГБОУ ВПО «Воронежский государственный
технический университет»
394026 Воронеж, Московский просп., 14