

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
ГЛАВА 1	1
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ	9
1.1. Строение и свойства металлических расплавов	9
1.2. Зарождение и рост кристаллов (Основные сведения из общей теории кристаллизации металлов)	12
1.2.1. Начальные сведения	12
1.2.2. Самопроизвольное зарождение кристаллов	13
1.2.3. Рост кристаллов	16
1.2.4. Воздействие примесей	16
1.2.5. Активированные нерастворимые примеси	21
1.2.6. Основные представления общей теории кристаллизации	24
1.3. Теория кристаллизации отливок	23
1.3.1. Строение металлического слитка	21
1.3.2. Основные представления современной теории кристаллизации отливок	21
1.4. Взаимосвязь макростроения отливки с видом диаграммы состояния сплавов	27
1.5. Легирование и модифицирование сплавов	21
ГЛАВА 2	25
ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ	25
2.1. Общие положения	25
2.2. Жидкотекучесть сплавов	36
2.3. Усадка сплавов	35
2.3.1. Общие сведения	35
2.3.2. Усадочные раковины	37
2.3.3. Усадочная пористость	38
2.3.4. Меры борьбы с усадочными пороками в отливках	40
2.4. Литейные напряжения, деформации и трещины в отливках	40
2.4.1. Виды литейных напряжений	41
2.4.2. Трещины	42
2.5. Ликвация в отливках	46
2.6. Газы и неметаллические включения	46
2.6.1. Общие сведения	46
2.6.2. Растворение газов в металлах	48
2.6.3. Газовые раковины эндогенного характера	51
2.6.4. Газовые раковины экзогенного характера	53
2.6.5. Неметаллические включения	53

ГЛАВА 3

ПРИНЦИПЫ РАЗРАБОТКИ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ 56

3.1. Основные определения	56
3.2. Методы оценки взаимодействия элементов с базовым компонентом	57
3.3. Влияние элементов на структуру и механические свойства сплавов	60
3.4. Экономическая характеристика элементов	65
3.5. Нахождение оптимального легирующего комплекса	65

ГЛАВА 4

ЧУГУНЫ 68

4.1. Классификация чугунов	68
4.2. Формирование структуры чугунов при затвердевании	80
4.2.1. Кристаллизация серого чугуна	80
4.2.1.1. Кристаллизация первичного аустенита	80
4.2.1.2. Кристаллизация первичного графита	80
4.2.1.3. Эвтектическая кристаллизация $J \rightarrow A + Gr$	86
4.2.1.4. Эвтектическая кристаллизация доэвтектических чугунов	91
4.2.1.5. Эвтектическая кристаллизация заэвтектических чугунов	93
4.2.1.6. Влияние примесей на структурообразование в сером чугуне	93
4.2.2. Кристаллизация белого и половинчатого чугунов	95
4.2.2.1. Кристаллизация цементита первичного и эвтектики	95
4.2.2.2. Влияние примесей на кристаллизацию белого чугуна	96
4.2.2.3. Кристаллизация половинчатого чугуна	99
4.3. Структурные изменения в чугунах после затвердевания	100
4.3.1. Выделение графита и цементита из аустенита	100
4.3.2. Графитизация карбидов	100
4.3.3. Эвтектоидный распад аустенита	103
4.4. Некоторые особенности структуры матрицы чугунных отливок	105
4.5. Виспечная обработка жидкого чугуна	108
4.5.1. Модифицирование	108
4.5.2. Ковшовое легирование	114
4.5.3. Электрошлаковая обработка	114
4.5.4. Прочие методы виспечной обработки	115
4.6. Серый чугун	115
4.6.1. Общая характеристика микроструктуры и свойств	115
4.6.2. Марка чугуна и основные свойства	117
4.7. Ковкий чугун	119
4.7.1. Общая характеристика структуры и свойств	119

4.7.2. Марки чугуна и основные механические свойства	121
4.7.3. Модифицирование	122
4.7.4. Термическая обработка	123
4.8. Чугун с шаровидным графитом	126
4.8.1. Общая характеристика структуры и свойств	126
4.8.2. Марки чугуна и основные свойства	128
4.8.3. Применение	130
4.8.4. Сфероидизирующая обработка и инокудирование	131
4.8.5. Термическая обработка	136
4.9. Чугун с вермикулярным графитом	140
4.9.1. Общая характеристика структуры и свойств	140
4.9.2. Марки чугуна и основные свойства	141
4.9.3. Применение	141
4.9.4. Получение	142
4.10. Конструкционный алюминиевый чугун	144
4.11. Легированные чугуны со специальными свойствами	145
ГЛАВА 5	
ЛИТЕЙНЫЕ СТАЛИ	148
5.1. Углеродистые литейные стали	148
5.2. Легированные конструкционные литейные стали	151
5.3. Высоколегированные литейные стали со специальными свойствами	156
ГЛАВА 6	
СПЛАВЫ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ	161
6.1. Сплавы на основе меди	161
6.1.1. Общие сведения	161
6.1.2. Классификация	164
6.1.3. Особенности литейных свойств	165
6.1.4. Примеры медных сплавов	165
6.2. Сплавы на основе никеля	167
6.3. Сплавы на основе цинка	170
6.4. Сплавы на основе алюминия	174
6.4.1. Общие сведения	174
6.4.2. Сплавы системы Al-Si	177
6.4.3. Сплавы системы Al-Cu	179
6.4.4. Сплавы системы Al-Mg	179
6.4.5. Другие алюминиевые литейные сплавы	180
6.5. Сплавы на основе магния	180
6.6. Сплавы на основе титана	187
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	192

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ

1.1. Строение и свойства металлических расплавов

Рассмотрим, как изменяются строение и свойства металлов при давлении.

Как известно, на рентгенограммах твердых кристаллических веществ имеются четкие (острые) максимумы при определенных углах отражения Θ (Рис. 1.1). Аналогичные, но размытые максимумы наблюдаются в жидком состоянии вблизи температуры плавления. С повышением температуры размытие максимумов увеличивается и, при достаточно большом перегреве (близко к температуре кипения), максимумы исчезают.



Рис. 1.1 Схема рентгенографических спектров твердого (1) и жидкого (2) металла. (Изменение интенсивности I в функции радиального распределения $\sin \theta/\lambda$)

Таким образом, температуры плавления $T_{пл}$ и кипения $T_{кип}$ являются двумя пороговыми величинами: при $T_{пл}$ разрушается дальний порядок, характерный для кристаллического строения, но остается ближний порядок, т.е. закономерное расположение атомов в пределах нескольких межатомных расстояний; при $T_{кип}$ разрушается ближний порядок, и металл полностью утрачивает свойства, характерные для твердого состояния. Сопоставление $T_{пл}$ и $T_{кип}$ показывает, что их различие для основных промышленных металлов достигает 1000 К и более. Поэтому технологический перегрев металла на 100-200 К выше $T_{пл}$ при литье можно рассматривать как небольшой и считать, что металл находится “вблизи от температуры плавления”.

При плавлении металлов сохраняется высокое значение координационного числа K . Так, у плотноупакованных металлов в твердом состоянии $K = 8-10$. Следовательно, в жидком состоянии частично сохраняется относительное расположение атомов, характерное для твердого состояния. При этом межатомное расстояние и плотность металла изменяются не более, чем на 3-6%.

Теплота плавления металлов значительно меньше теплоты испарения. Если первая у большинства металлов лежит в пределах 5-20 кДж/моль, то вторая составляет 100-450 кДж/моль; разница более, чем на порядок. Это косвенно показывает, что при плавлении сохраняется тип связи, т.е. металлическая связь, а при испарении металли-

Современные модели строения жидких металлов в той или иной степени развивают представления Я.И. Френкеля о квазикристаллической структуре жидкости. В жидкой фазе различают два вида флуктуаций: *гомофазные флуктуации*, не имеющие поверхности раздела с окружающей их матричной фазой, и *гетерофазные флуктуации* (группировки атомов), отделенные от матричной фазы поверхностью раздела. То есть *отдельные группировки сохраняют упорядоченное расположение атомов, характерное для твердого тела, но не имеют постоянной формы, размеров и поверхности раздела*. Центральная часть группировки отличается более упорядоченным строением, чем периферия, которая непрерывно обменивается атомами с окружающей неупорядоченной жидкостью. Для каждой температуры существует некоторое динамическое равновесие, которое позволяет установить среднестатистический размер группировок. Обычно это величины субмикроскопического порядка, размер группировок составляет 2-5 мкм; следовательно, в них входит от 500 до нескольких тысяч атомов [10]. С повышением температуры количество и размеры группировок уменьшаются, а объем неупорядоченной жидкости быстро растет. Продолжительность "жизни" каждой группировки очень мала; она определяется интенсивностью теплового движения атомов и прочностью межатомных связей. Чаще всего эти группировки называют "кластерами". По-видимому, в расплаве возможно одновременное существование нескольких типов кластеров, соответствующих структуре фаз твердого металла (в чугунах, например, типа ГЦК и Fe_3C).

Сплавы отличаются от чистых металлов в жидком состоянии рядом характерных особенностей строения. Главная из них - *сохранение микрогетерогенности химического состава при плавлении многофазных сплавов*, содержащих в структуре избыточные выделения металлов или эвтектики. Иначе говоря, в сплавах в жидком состоянии сохраняются микрообъемы с повышенной концентрацией одного или нескольких компонентов. Кроме того, может существовать субмикроскопическая неоднородность состава вследствие различной растворимости компонентов в кластерах и межкластерном объеме. С повышением температуры перегрева разность концентраций выравнивается, и сплав становится более однородным по химическому составу. Микрогетерогенность в жидком состоянии наиболее стойко сохраняется в сплавах эвтектического состава и близких к нему. Как следствие этого наблюдается явление наследственности структуры при переплаве металла (с небольшим перегревом).

Другая важная особенность сплавов и металлов технической чистоты - наличие большого количества микроскопических и субмикроскопических частиц твердой фазы - в основном окислов, нитридов, сульфидов и интерметаллидов, а в чугунах - графита. По приближенным оценкам в 1 мм^3 жидкой стали содержится *несколько миллионов твердых частиц*. Таким образом, реальный жидкий сплав во многих случаях по существу является коллоидной системой, в которой дисперсная твердая фаза обладает чрезвычайно большой поверхностью раздела. Частицы твердой фазы вследствие взаимодействия с окружающей жидкостью имеют на поверхности особые *сольватные оболочки* и могут приобретать определенный заряд. При изменении внешних условий возможно либо дальнейшее диспергирование твердой фазы, либо коагуляция (слипание) отдельных частиц в более крупные конгломераты. Предполагают, что дисперсные частицы могут быть окружены оболочкой из множества кластеров, образуя устойчивую группировку - поликластер.

Обе рассмотренные выше особенности строения реальных жидких сплавов оказывают существенное влияние на процесс кристаллизации и формирование структуры.

Свойства расплавов определяют процессы при рафинировании сплавов, влияют на заполнение полости литейной формы и теплообмен в затвердевающей отливке.

Вязкость (внутреннее трение) η [Па·с] - это свойство жидкости, характеризующее сопротивление действию внешних сил, вызывающих ее течение. С понижением температуры вязкость расплавов увеличивается, причем наиболее существенно при переходе сплава в жидкое состояние при температуре ликвидуса. Наличие микрогетерогенности химического состава и коллоидных частиц твердой фазы приводит к возрастанию вязкости.

Поверхностное натяжение σ [Н/м] - это работа образования единицы площади поверхности раздела фаз. Температура слабо влияет на величину поверхностного натяжения. Важнейшей характеристикой для литейщиков является поверхностное взаимодействие расплава с твердой подложкой - смачивание, определяемое углом смачивания. В большинстве случаев металлические расплавы плохо смачивают материал формы. Различная степень смачиваемости поверхности определяет проникновение жидкого металла в поверхность формы и величину пригара.

Поверхностное натяжение расплавов промышленных сплавов зависит от их химического состава, так как одни добавки или примеси являются поверхностно-активными и понижают σ , а другие -

1.2. Зарождение и рост кристаллов.

(Основные сведения из общей теории кристаллизации металлов)

1.2.1. Начальные сведения,

Как было отмечено выше, для кристаллов характерно наличие так называемого дальнего порядка в расположении атомов, то есть в кристаллах существует строго определенное геометрически правильное расположение атомов, которое наблюдается на любом расстоянии от произвольно выбранного атома кристаллической решетки вплоть до границы кристаллов. При плавлении кристаллов дальний порядок нарушается и сохраняется так называемый ближний порядок в расположении атомов, т.е. в расплаве сохраняется некоторая упорядоченность в расположении атомов лишь вблизи выбранного атома; по мере удаления от данного атома степень упорядоченности быстро падает. Характер упорядоченности атомов (в пределах ближнего порядка) в расплаве, не слишком перегретом над температурой плавления, у большинства веществ близок к упаковке атомов в кристаллической решетке.

Известно, что система, состоящая из большого числа атомов или молекул, стремится к такому состоянию, которому в данных условиях соответствует минимальное значение величины свободной энергии. Такое состояние будет стабильным (устойчивым). Если вещество (система) может существовать в жидком и твердом кристаллическом видах, то устойчивость в данных условиях жидкой и твердой фазы определяется относительной величиной свободной энергии обеих фаз. При температуре T_0 (Рис. 1.2.) система находится в термодинамическом равновесии, так как свободная энергия обеих фаз одинакова, и система может находиться либо в жидком, либо в твердом состоянии. С понижением или повышением температуры T относительно T_0 равновесие нарушится и начнется превращение, в результате которого система придет в стабильное состояние.

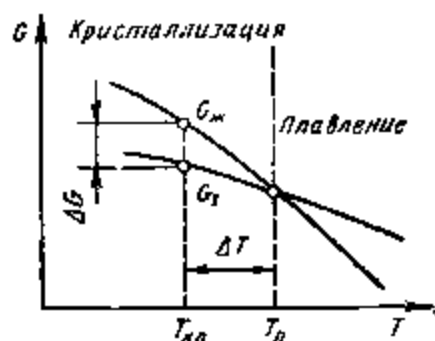


Рис. 1.2. Изменение свободной энергии жидкой $G_{ж}$ и твердой $G_{т}$ фаз в зависимости от температуры

При любой температуре T , меньшей температуры T_0 , расплав дол-

жен кристаллизироваться, так как устойчивой будет твердая кристаллическая фаза. Однако для начала кристаллизации в переохлажденном расплаве должны появиться зародыши кристаллов.

1.2.2. Самопроизвольное зарождение кристаллов

Центры кристаллизации (зародыши кристаллов) могут возникнуть в переохлажденном расплаве самопроизвольно вследствие наличия в нем фазовых (или гетерофазных) флуктуаций.

Фазовые флуктуации - это процесс, в результате которого в расплаве периодически образуются участки, имеющие такое же расположение атомов, как и в кристалле, т.е. участки, в которых устанавливается дальний порядок в расположении атомов и, следовательно, создается поверхность, отделяющая эти участки от остального расплава. Фазовые флуктуации в переохлажденном расплаве возможны вследствие флуктуации энергии расплава, т.к. для образования в переохлажденном расплаве участков, обладающих свойствами кристаллов, необходимо затратить работу, равную разности энергии, требующейся на создание поверхности раздела, и энергии, выделяющейся при переходе данных участков расплава из метастабильного состояния в стабильное [1, 2].

Если размеры таких участков (по существу - кристалликов) очень малы, то дальнейший рост их будет невозможен, т.к. затрата энергии на создание поверхности раздела будет превышать энергию, выделяющуюся при переходе участков переохлажденного расплава в стабильное состояние; это приведет к увеличению свободной энергии кристалликов, и они, возникнув, сразу распадутся. Если размер кристалликов равен или больше критического, то при их росте выигрыш энергии будет превышать затрату; такие кристаллики станут зародышами кристаллов (центрами кристаллизации).

Расчеты показывают, что для образования зародыша критического размера необходимо затратить работу A_k , равную одной трети свободной энергии поверхности кристаллика:

$$A_k = \frac{1}{3} \sum_i S_i \sigma_i, \quad (1)$$

где S_i - поверхность i -грани зародышевого кристаллика;
 σ_i - поверхностное натяжение расплава на этой грани.

Если равновесной формой кристаллика является куб, то

$$A_k = 8\sigma r_k^2, \quad (2)$$

где r_k - радиус сферы, вписанной в куб критического размера.

Снижение энергии при переходе объема металла из жидкого со-

стояния в твердое можно подсчитать как произведение изменения удельной объемной энергии ΔG_v на объем сферы зародыша:

$-\Delta G_v \cdot 4/3 \pi r^3$, повышение энергии вследствие образования поверхности раздела фаз выразится произведением изменения удельной поверхностной энергии ΔG_s на величину поверхности: $\Delta G_s \cdot 4 \pi r^2$. Если ΔG_v ($\Delta G_v = L \cdot \Delta T / T_0$) выразить через теплоту кристаллизации

$L = \frac{\rho q}{M}$ и относительное переохлаждение $\Delta T / T_0$, а ΔG_s - через поверхностное натяжение ($\Delta G_s = \sigma$), то суммарное изменение свободной энергии зародыша

$$\Delta G_{\Sigma} = -\left(L \frac{\Delta T}{T_0}\right) \cdot (4/3) \pi r^3 + \sigma 4 \pi r^2.$$

Для вычисления $r_{кр}$ приравняем нулю первую производную от ΔG_{Σ} по r и, проведя сокращения, получим

$$r_{кр} = 2 \sigma T_0 / (L \Delta T).$$

Для расчета величины r_k используется следующая формула:

$$r_k = \frac{2 \sigma M T_0}{\rho q (T_0 - T)}, \quad (3)$$

где M - молекулярная масса вещества кристаллика;

ρ - плотность вещества;

q - теплота плавления одной моли вещества.

Очевидно, что с увеличением переохлаждения $T_0 - T$ расплава критический размер зародыша уменьшается (Рис. 1.3.) и, следовательно, повышается вероятность его возникновения, т.к. с увеличением переохлаждения расплава существенно уменьшается работа образования зародыша:

$$A_k = 32 \sigma^3 \left[\frac{M T_0}{\rho q (T_0 - T)} \right]^2, \quad (4)$$

Увеличение размера зарождающегося кристалла вначале приводит к росту свободной энергии (т.к. отношение поверхности к объему велико). Но при некотором критическом значении увеличение размера зародыша приводит к уменьшению свободной энергии.

Формула для определения критического размера зародыша показывает роль двух важнейших факторов, позволяющих изменить $r_{кр}$ и регулировать в литейных сплавах размер зерна и размер структурных составляющих - поверхностного натяжения и переохлажде-

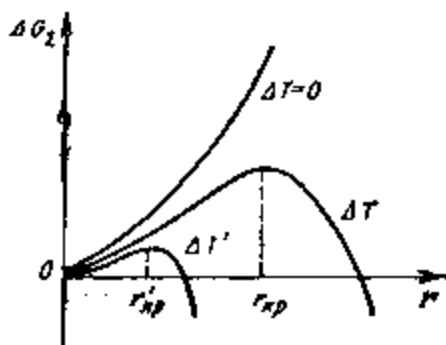


Рис 1.3. Изменение свободной энергии и критического размера сферического зародыша $r_{кр}$ с увеличением переохлаждения ($\Delta T > \Delta T'$)

зации и происходит измельчение зерна сплава.

Другим важным фактором является поверхностное натяжение на границе раздела фаз. Снижение σ уменьшает $r_{кр}$ и вызывает также измельчение структуры сплава. На практике снижение межфазного натяжения достигается введением растворимых поверхностно-активных добавок.

Таким образом, анализ даже простейшей модели процесса зародышеобразования при кристаллизации позволяет указать основные направления взаимодействия на расплав с целью изменения его структуры и свойств в твердом состоянии.

Выражение, характеризующее зависимость скорости n зарождения центров кристаллизации от переохлаждения $\Delta T = T_0 - T$ расплава, имеет вид:

$$n = K_1 \exp\left(-\frac{U}{RT}\right) \cdot \exp\left[-\frac{B\sigma^3}{T(\Delta T)^2}\right], \quad (5)$$

где K_1 - множитель пропорциональности, равный приблизительно $K_1 \approx 10^{23}$ к числу атомов в рассматриваемом объеме расплава (для одной модели);

U - энергия активации атомов в расплаве;

R - газовая постоянная;

$B = \frac{2}{k} \left(\frac{4MT_0}{\rho q} \right)^2$ - постоянная вещества, где k - постоянная

Больцмана.

С ростом переохлаждения скорость зарождения увеличивается.

достигает максимума и с дальнейшим ростом переохлаждения уменьшается до нуля (Рис. 1.4.). Непосредственно вблизи температуры плавления имеется область переохлаждения, в которой скорость зарождения практически равна нулю; заметное увеличение скорости начинается только по достижении определенного переохлаждения. Интервал температур, в котором центры кристаллизации практически не возникают, является интервалом метастабильности расплава в данных условиях.

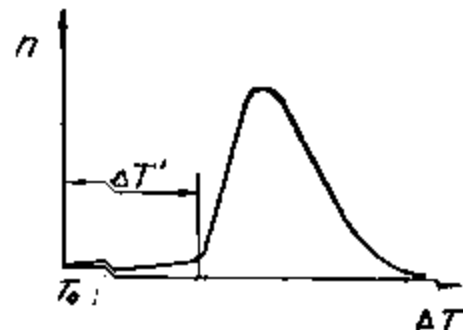


Рис. 1.4. Изменение скорости зарождения центров кристаллизации в зависимости от переохлаждения ΔT

Приведенная теоретическая кривая обладает всеми свойствами так называемой таммановской кривой, полученной экспериментально.

Очевидно, что увеличение скорости зарождения с уменьшением температуры расплава при малых переохлаждениях вызывается действием второго множителя; физически это отвечает повышению вероятности зарождения с уменьшением температуры и соответственно - уменьшению критического размера зародыша с удалением от температуры равновесия.

Первый экспоненциальный множитель отражает действие факторов, тормозящих процесс зарождения: при более глубоких переохлаждениях скорость зарождения уменьшается, т.к. понижение температуры вызывает уменьшение скорости обмена атомами между зародышами и расплавом.

1.2.3. Рост кристаллов

С позиций современной теории кристаллизации рост кристаллов осуществляется по-разному в зависимости от состояния поверхности их граней. Для атомарно-гладких поверхностей характерен плоский рост путем образования на гранях двумерных зародышей, которые затем разрастаются вдоль этих граней. Разрастание происходит за счет присоединения атомов расплава на ступенях, возникающих между гранью кристалла и образовавшимися на ней двумерными зародышами.

При росте двумерного зародыша вдоль грани кристалла требуется наименьшая энергия активации процесса, т.е. наименьшее увеличение свободной энергии в сплаве, окружающем кристалл. Д.Кан

и У.Хильярд установили, что изменение плотности в чистом металле, соответствующее переходу жидкой фазы в твердую, происходит не резко на границе раздела, а в пределах области толщиной в несколько межатомных расстояний. Образующаяся при этом область раздела названа диффузной. Граница раздела, параллельная плоскости кристалла, будет принимать равновесное состояние при смещении на несколько межатомных расстояний вглубь кристалла. С точки зрения минимального повышения свободной энергии наиболее вероятным оказывается появление "ступеней" на поверхности растущего кристалла. Эти ступени и представляют собой двумерные зародыши.

В этом случае линейная скорость роста кристаллов будет определяться вероятностью образования двумерных зародышей и выразится аналогичной формулой:

$$\dot{v} = K_2 \exp\left(-\frac{U'}{RT}\right) \exp\left[-\frac{E(\sigma')^2}{T\Delta T}\right], \quad (6)$$

где K_2 - множитель пропорциональности, равный приблизительно к числу атомов на поверхности рассматриваемого объема (для одной моли $K_2 \approx 10^{26}$);

U' - некоторая энергия активации, аналогичная U , определяющая скорость обмена атомами между двумерным зародышем и расплавом ($U' \approx 1/4 U$); E - постоянная вещества, аналогичная по смыслу величине $B[E(\sigma')^2 \approx 10^3 B \sigma^2]$;

σ' - граничное натяжение расплава на периферии двумерного зародыша.

Кривая зависимости линейной скорости $\dot{v}$ роста кристаллов от переохлаждения ΔT аналогична кривой скорости зарождения (Рис. 1.5.). Восходящий участок кривой определяется вероятностью зарождения, нисходящий - замедлением перехода атомов из расплава в кристалл при увеличении переохлаждения. Рост кристалла начинается только при определенном переохлаждении. Однако это переохлаждение $\Delta T''$ значительно меньше интервала метастабильности расплава при зарождении центров кристаллов, т.к. величины K_2 ,

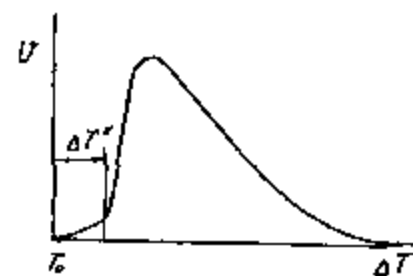


Рис. 1.5. Изменение скорости роста кристаллов и в зависимости от переохлаждения ΔT

U' и $E(\sigma')^2$, определяющие переохлаждение $\Delta T''$, значительно меньше K_1 , $\dot{v}$ и $B \sigma^2$.

Для атомарно-шероховатых поверхностей грани кристаллов характерен так называемый нормальный рост за счет беспорядочного присоединения атомов расплава к любым точкам таких поверхностей. В результате грань перемещается однородно, нормально к самой себе.

1.2.4. Воздействие примесей

Экспериментальными исследованиями В.И. Данилова доказано, что самопроизвольную кристаллизацию можно наблюдать только тогда, когда расплавы практически полностью освобождены от примесей, как правило, резко увеличивающих скорость зарождения центров кристаллизации в области малых переохлаждений (т.е. сокращающих интервалы метастабильности).

Различают две группы примесей, могущих оказать влияние на процесс кристаллизации: *растворимые в расплаве и нерастворимые* (механические).

Если исходить из описанной теории зарождения и роста кристаллов, то увеличение скорости зарождения центров кристаллизации при малых переохлаждениях (сокращение интервала метастабильности) под воздействием растворимых и нерастворимых примесей возможно только тогда, когда эти примеси будут способствовать уменьшению работы обрешивания критических зародышей.

Работа A_k самопроизвольного зарождения может быть уменьшена в результате уменьшения поверхностного натяжения σ на границе переохлажденного расплава с кристаллом. Экспериментальные исследования показали, что уменьшение величины поверхностного натяжения наблюдается при введении *некоторых веществ, растворимых в расплаве*. Малые добавки этих веществ вызывают резкое уменьшение переохлаждения, при котором самопроизвольно начинают возникать центры кристаллизации, и, следовательно, измельчают зерно в отливках и слитках. Например, введение 0,005-0,008 % В в сталь вызывает резкое измельчение зерна в слитке.

Однако согласно формуле (5) скорость зарождения (величина интервала метастабильности) зависит не только от величины работы A_k образования зародышей, но и от величины энергии U активации атомов в расплаве. Увеличение U приведет к уменьшению скорости зарождения и, следовательно, к расширению интервала метастабильности. Увеличение энергии активации возможно также в результате действия растворимых примесей.

Очевидно, если примесь растворима в жидкой фазе и не растворима в твердой, то рост кристаллов будет сопровождаться вытесне-

нием примеси в жидкую фазу и образованием у границ кристаллов слоя расплава с повышенной концентрацией атомов примеси. Это в любом случае должно увеличивать энергию активации, т.к. слой расплава с повышенной концентрацией атомов, не принимающих участие в построении кристаллической решетки твердой фазы, будет затруднять поступление атомов кристаллизующегося вещества из жидкой фазы в твердую.

Увеличение энергии активации происходит и в том случае, если растворимая примесь поверхностно-активна к кристаллизующемуся веществу, т.е. понижает поверхностное натяжение на границе кристалл - расплав. Такая примесь вследствие поверхностной активности будет адсорбироваться на поверхности растущих кристаллов и, естественно, затруднять переход атомов кристаллизующегося вещества из жидкой фазы в твердую.

Таким образом, эффект действия малой растворимой примеси на процесс кристаллизации определяется наложением ее влияния на поверхностное натяжение и энергию активации. При этом поверхностно-активными примесями можно сократить интервал метастабильности вещества, т.е. повысить скорость самопроизвольного зарождения центров кристаллизации в области малых переохлаждений; одновременно вследствие повышения энергии активации из-за адсорбции примеси на гранях кристаллов можно уменьшить скорость роста этих кристаллов. Поверхностно-активные примеси, способные оказывать такое комплексное воздействие на процесс кристаллизации, являются модификаторами I-го рода, которые вводят в расплав для измельчения зерен в отливках и слитках. Например, Na, K, Li, Bi являются модификаторами I-го рода для сплавов алюминия; Sn, Sb - модификаторы I-го рода для сплавов меди, В - для сталей и т.д.

Нерастворимые (механические) примеси могут оказывать так называемое контактное (инокулирующее) действие на процесс зарождения центров кристаллизации, заключающееся в сокращении интервала метастабильности расплава. Объясняется это тем, что в присутствии твердых частиц примеси работа образования центров кристаллизации уменьшается, т.к. зародыши могут возникать не в объеме переохлажденного расплава, а на готовой поверхности раздела фаз.

Работа зарождения кубического кристалла на поверхности примеси может быть выражена:

$$A_k = 16 \left[\frac{MT_0\sigma_{12}}{\rho_l(T_0 - T)} \right]^2 (\sigma_{12} - \sigma_{13} + \sigma_{23}), \quad (7)$$

где σ_{12} , σ_{13} , σ_{23} - соответственно поверхностное натяжение на границе переохлажденный расплав-кристалл, переохлажденный расплав-примесь, кристалл - примесь.

Если, как и раньше, механизм зарождения принять флуктуационным, то для металлов скорость зарождения центров кристаллизации на частицах примеси

$$n = K'_2 \exp \left[- \frac{B \sigma_{12}^2 (\sigma_{12} - \sigma_{13} + \sigma_{23})}{T(\Delta T)^2} \right], \quad (8)$$

где K'_2 - множитель аналогичный по смыслу K_2 в формуле (6). [Для металлов, фактор U/RT , тормозящий процесс зарождения кристаллов, играет весьма малую роль, т.к. атомы металлов достаточно подвижны (U достаточно мала, а температура плавления большинства металлов сравнительно высока). Поэтому первый экспоненциальный множитель можно принять приблизительно равным единице].

Согласно формуле (8) контактное действие нерастворимой примеси (сокращение интервала метастабильности расплава в присутствии примеси) будет иметь место при $\sigma_{13} \ll \sigma_{23}$, т.е. в том случае, когда поверхностное натяжение σ_{23} между возникающим зародком и примесью намного меньше поверхностного натяжения σ_{13} между переохлажденным расплавом и примесью.

Согласно формуле (8) интервал метастабильности будет равен нулю, если $\sigma_{23} = 0$, т.е. если в расплав данного вещества в виде примеси введены твердые частицы того же вещества, т.к. в этом случае

$\sigma_{13} = \sigma_{23}$. Это означает, что ядра и расплав нерастворимых примесей со свойствами, близкими к свойствам кристаллов вещества, т.е. примеси, обладающие величиной σ_{13} , близкой к величине σ_{12} , возможно снизить интервал метастабильности расплава до переохлаждения, в котором скорость роста кристаллов становится малой. По данным П.Д.Данкова, такое действие оказывают примеси, обладающие структурным сходством с кристаллизующимся веществом (примеси, изоморфные с кристаллизующимся веществом и имеющие параметры кристаллической решетки, близкие к параметрам решетки, этого вещества). Нерастворимые примеси, изоморфные с кристаллами расплава, являются модификаторами 2-го рода, которые специально вводятся для измельчения зерен в отливках и слитках. Например, NaCl - модификатор 2-го рода для Al ; Ti - для Cu ; графит - для чугунов и т.д.

1.2.5. Активированные нерастворимые примеси

Контактное действие нерастворимых примесей на процесс зарождения центров кристаллизации наблюдается и в том случае, когда нерастворимые примеси не обладают структурным сходством с данным веществом. Такие примеси получили название активированных. Частицы примеси становятся активными для данного вещества только после того, как они некоторое время находились в твердой фазе, вращая в нее при кристаллизации.

Контактное действие нерастворимой примеси возможно только в том случае, если выполняется условие $\sigma_{21} < \sigma_{11}$. В этой связи контактное действие активированных примесей можно объяснить, если предположить, что между частицами примеси и твердой фазой закристаллизовавшегося вещества возникает молекулярный контакт, т.е. образуется пограничный слой, который, естественно, будет обладать определенным для каждого сорта примеси структурным сходством с кристаллами данного вещества.

Если температура плавления такого слоя выше температуры плавления основного вещества, то после расплавления этого вещества частицы примеси сохраняют переходный слой на своей поверхности (станут активными) и при кристаллизации могут оказывать влияние на процесс зарождения центров кристаллизации.

Активированные примеси, всегда имеющиеся в технических сплавах, определяют характер кристаллизации отливок. Прежде всего это касается зависимости кристаллического строения отливок от величины перегрева расплава при плавке: зерно в отливках и слитках с увеличением перегрева расплава укрупняется. Это явление можно объяснить дезактивацией примесей, т.е. исчезновением с увеличением температуры расплава (расплавлением) того активированного слоя на поверхности частиц примеси. Температура дезактивации поверхности частиц для каждого сорта примесей различна. Поэтому с увеличением перегрева расплава количество дезактивированных примесей увеличивается, а зерно укрупняется.

Величина кристаллического зерна в отливках, согласно общей теории кристаллизации, должна определяться скоростью n зарождения центров кристаллизации (безразлично, имеем ли мы дело с самопроизвольным зарождением или с зарождением на примесях) и линейной скоростью V роста появившихся кристаллов. Исходя из анализа размерности величин n и V , средний размер зерна для случая изотермической кристаллизации может быть выражен пропорциональностью вида

$$d = h \sqrt[3]{\frac{V}{n}}, \quad (9)$$

где V - линейная скорость роста кристаллов в м/сек;

n - скорость зарождения центров кристаллизации в единице объема переохлажденного расплава в $\text{м}^{-3}/\text{сек}^{-1}$.

Коэффициент h - безразмерная величина, значение которой определяется числом кристаллов N , появившихся в течение времени полной кристаллизации некоторого ограниченного объема V_0 расплава. Если принять, что кристаллы имеют кубическую форму, то с помощью формулы (9) получим

$$N = V_0 \frac{1}{h^3} \left(\frac{n}{V} \right)^{\frac{3}{4}}, \quad (10)$$

1.2.6. Основные представления общей теории кристаллизации

Таким образом, общая теория кристаллизации дает следующее представление о процессах зарождения и роста кристаллов.

Возможно самопроизвольное зарождение центров кристаллизации в переохлажденном расплаве; скорость зарождения зависит от величины поверхностного натяжения расплава на границе с зародышем и подвижности атомов вещества при переходе их из расплава в твердую фазу.

Скорость самопроизвольного зарождения может быть увеличена введением в расплав небольших количеств растворимых в нем поверхностно-активных к кристаллизующемуся веществу примесей. Поэтому реально самопроизвольное зарождение в металлах удается наблюдать только в присутствии поверхностно-активных веществ (модификаторов 1-го рода).

В подавляющем большинстве случаев кристаллизации сплавов зарождение кристаллов происходит на нерастворимых в расплаве примесях; скорость зарождения и в этом случае зависит от величины переохлаждения расплава, но зарождение на примесях начинается при гораздо меньших переохлаждениях, чем самопроизвольное. Различают два вида нерастворимых примесей: изоморфные с кристаллизующимся веществом (модификаторы 2-го рода) и активизирующиеся в данном веществе (практически всегда имеющиеся в технических металлах и сплавах). Активированные примеси определяют характер кристаллизации отливок в реальных условиях литья; активность примесей исчезает при определенном для каждо-

го их сорта перегрева расплава.

Рост кристаллов может быть послойным и нормальным. Зависимость скорости роста от переохлаждения в этих случаях будет различной. Но во всех случаях скорость роста уменьшается при наличии в расплаве растворимых примесей.

1.3. Теория кристаллизации отливок

1.3.1. Строение металлического слитка

Описание строения стального слитка впервые дано в 1878 г. Д.К.Черновым. Основные характерные черты в строении литого металла были отмечены тогда Д.К.Черновым, хотя многочисленные последующие исследования вскрыли много новых деталей.

Структура литого слитка состоит из трех зон. Первая зона - наружная мелкозернистая корка (зона замороженных кристаллов). Вторая зона - зона столбчатых кристаллов. Третья зона - зона равноосных кристаллов. В придонной части слитка имеется конус из мелких равноосных кристаллов (конус осаждения).

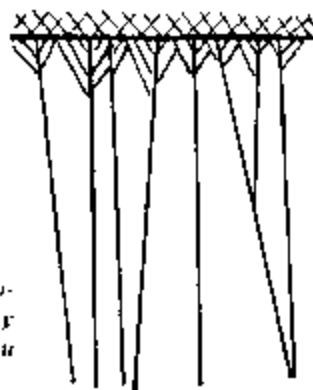
Теории кристаллизации отливок не одинаково хорошо согласуются между собой при объяснении отдельных сторон процесса формирования кристаллического строения отливок и слитков. Наиболее серьезные разногласия обнаруживаются при попытках теорий объяснить причины прекращения роста столбчатых кристаллов в реальных условиях литья. В то же время теории содержат представления, объединение которых в систему образует основу современной теории кристаллизации отливок. Эти представления сводятся к следующим.

1.3.2. Основные представления современной теории кристаллизации отливок

Самопроизвольное зарождение центра кристаллизации в реальных условиях литья технических металлов и сплавов невозможно. Зарождение происходит только на активных нерастворимых примесях, всегда имеющихся в технических металлах и сплавах.

Кристаллизация отливок начинается у поверхности стенок формы (Рис. 1.6.) в ре-

Рис. 1.6. Схема образования мелких кристаллов у поверхности слитка и столбчатых кристаллов



зультате зарождения центров кристаллизации в пристеночном объеме термически переохлажденного расплава. В этом объеме при большой скорости зарождения центров кристаллизации на активных нерастворимых примесях возможно образование обособленной зоны мелких кристаллов (зоны замороженных кристаллов).

Обособленная зона мелких кристаллов у поверхности слитка не образуется, если в расплаве имеется небольшое количество активных нерастворимых примесей. В этом случае число кристаллов, возникающих в пристеночном объеме переохлажденного расплава, будет недостаточным, чтобы помешать росту тех кристаллов, которые появляются на самой поверхности стенки формы. Такие кристаллы получают возможность беспрепятственно расти вглубь расплава, образуя фронт кристаллизации.

Если величина переохлаждения расплава, при которой начинается зарождение центров кристаллизации на активных нерастворимых примесях больше, чем величина переохлаждения перед фронтом кристаллизации, то столбчатые кристаллы будут расти до центра слитка. Если величина переохлаждения расплава, при которой начинается зарождение центров кристаллизации, меньше переохлаждения расплава перед фронтом кристаллизации, то впереди столбчатых кристаллов будут зарождаться и расти так называемые свободные кристаллы.

Переохлаждение расплава перед фронтом транскристаллизации чистого металла обусловлено величиной скорости роста столбчатых кристаллов, т.е. величиной скорости отвода от фронта теплоты кристаллизации, выделяющейся при росте столбчатых кристаллов. Это термическое переохлаждение перед фронтом транскристаллизации тем больше, чем больше скорость охлаждения расплава в форме, а протяженность объема расплава, переохлажденного перед фронтом, тем больше, чем меньше скорость охлаждения и чем меньше перегрев расплава в момент заливки его в форму.

Переохлаждение расплава перед фронтом транскристаллизации сплавов обусловлено повышением концентрации растворенного компонента, который во время роста столбчатых кристаллов вытесняется в расплав. Величина этого концентрационного переохлаждения, а также протяженность области переохлажденного расплава перед фронтом транскристаллизации тем больше, чем больше концентрация растворенного компонента и шире интервал кристаллизации сплава. Уменьшение перегрева расплава в момент заливки и увеличение скорости охлаждения расплава в форме расширяют область концентрационного переохлаждения.

Свободные кристаллы, зарождающиеся и растущие в объеме расплава, переохлажденном перед фронтом транскристаллизации, начинают принимать участие в формировании фронта и этим останавливают транскристаллизацию в момент, когда число и размеры свободных кристаллов станут сравнимыми с числом и поперечными размерами столбчатых кристаллов на границе фронта с расплавом. Для того, чтобы свободные кристаллы достигли определенного размера, необходимо определенное время их роста, а следовательно, и определенная протяженность объема расплава, переохлажденного перед фронтом транскристаллизации. Число кристаллов будет зависеть от количества активных примесей, сохранивших активность при плавлении. Поэтому, если во время плавки общее количество активных примесей в расплаве остается неизменным, то с увеличением перегрева расплава в момент заливки, а также с увеличением скорости охлаждения расплава протяженность зоны столбчатых кристаллов в слитке возрастает. При литье сплавов протяженность зоны столбчатых кристаллов возрастает также с уменьшением количества растворенного компонента и сужением интервала кристаллизации сплава.

Увеличение количества активных нерастворимых примесей приводит к сокращению протяженности зоны столбчатых кристаллов. Она может вовсе отсутствовать.

Перемешивание расплава во время затвердевания отливки оплавляет и разрушает фронт кристаллов, растущих от стенок формы. Это ускоряет охлаждение незатвердевшего расплава и расширяет область расплава переохлажденного перед фронтом транскристаллизации. Если перемешивание расплава продолжается и после исчезновения перегрева в незатвердевшей части слитка, то образующиеся обломки кристаллов становятся затравками для роста кристаллов перед фронтом транскристаллизации. То и другое приводит к сокращению зоны столбчатых кристаллов в отливках и слитках тем большему, чем интенсивнее движение расплава при перемешивании независимо от способа перемешивания.

При обработке затвердевающего расплава вибрацией и ультразвуком, кроме указанных явлений, следует ожидать и другие, специфические для условий распространения в расплаве упругих колебаний.

1.4. Взаимосвязь макростроения отливки с видом диаграммы состояния сплавов

Характер затвердевания сплавов и формирование макроструктуры и микродефектов связаны с типом базовой диаграммы состояния

и шириной температурного интервала кристаллизации $\Delta t_{кр} = t_L - t_S$ [6].

Это послужило основанием для условного разделения сплавов на узкоинтервальные ($\Delta t_{кр} \leq 10-30^\circ \text{C}$), среднеинтервальные и широкоинтервальные ($\Delta t_{кр} \geq 100-150^\circ \text{C}$).

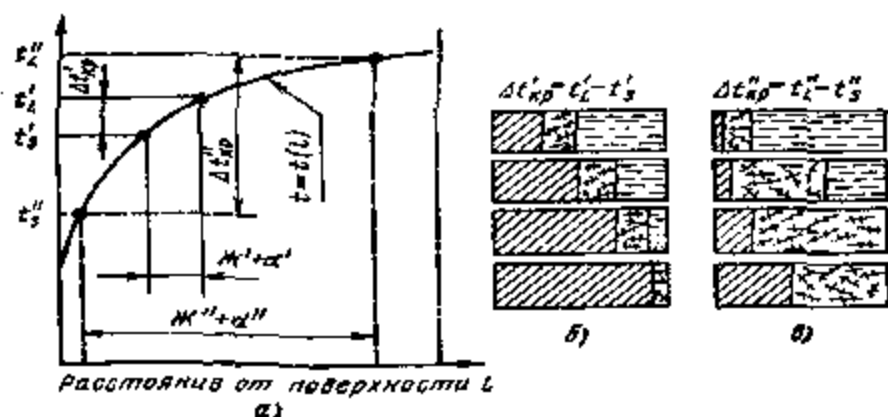


Рис. 1.7. Распределение температуры по сечению отливки (а) и схемы последовательного (б) и объемного (в) затвердевания сплавов; t_L , t_S - температуры ликвидуса и солидуса

Если сравнить однотипные сплавы с различным $\Delta t_{кр}$ в условиях одинаковой скорости охлаждения, т.е. одинакового градиента температур по сечению стенки отливки, то выявляются следующие закономерности.

При формировании отливок из узкоинтервальных (Рис. 1.7, б) сплавов обычно отмечается узкая зона твердожидкого состояния. По мере охлаждения эта зона последовательно смещается от поверхности к осевой части отливки. Затвердевание идет преимущественно путем перемещения фронта раздела между твердой и жидкой фазами. Такой тип формирования отливки называется *последовательным затвердеванием*. Узкоинтервальные сплавы склонны к образованию столбчатой структуры с повышенной плотностью; примеси оттесняются в осевую часть отливки, где возможно возникновение значительных рыхлотов. Примером узкоинтервальных сплавов могут служить латуни, малоуглеродистые стали.

При формировании отливок из широкоинтервальных сплавов (Рис. 1.7, в) область твердожидкого состояния может распространяться на большую часть сечения отливки, в результате чего в большом объеме или по всему объему формируются разветвленные дендриты с различной ориентировкой. Такой тип формирования отливки назы-

вается объемным. При этом затвердевании обычно образуется равноосная макроструктура с сильно развитой усадочной пористостью, равномерно распределенной по сечению отливки. Широкоинтервальные сплавы склонны к образованию различных литейных дефектов и поэтому обладают посредственными литейными свойствами, в частности жидкотекучестью. Примером широкоинтервальных сплавов могут служить алюминиевые сплавы с 5-10% Cu, высокоуглеродистые стали.

В чистом виде последовательное затвердевание (без зоны твердожидкого состояния) или объемное затвердевание (с областью твердожидкого состояния по всему сечению отливки) на практике не наблюдаются. Протяженность области твердожидкого состояния зависит не только от величины $\Delta t_{кр}$ и теплофизических свойств сплава, но и от скорости охлаждения отливки. С увеличением температурного градиента по сечению отливки зона твердожидкого состояния уменьшается; таким образом даже в отливках из широкоинтервальных сплавов при большой скорости охлаждения можно получить узкую зону твердожидкого состояния и обеспечить последовательное затвердевание вместо объемного.

1.5. Легирование и модифицирование сплавов

1. Легирование. Легированием принято называть введение в расплавленные или затвердевающие металлы легирующих элементов, чтобы получить сплав необходимого химического состава и придать ему требуемые механические, физические или химические свойства.

Когда легирующие сплавы вводят в жидкий металл, легирование называют объемным (объемным), а когда в поверхностные слои затвердевшей или затвердевающей отливки, легирование называют поверхностным. Известно также понятие микролегирования, под которым понимают введение в сплав легирующих элементов, остаточное содержание которых не превышает 0,1%. Легирующие элементы могут попадать в сплав и из шихты. Такие сплавы называют природнолегированными.

Легирующие элементы можно вводить в сплав в виде технических чистых элементов, лигатур и солей, в состав которых они входят. Лигатурами пользуются: когда по условиям производства допустимо и выгодно одновременное введение в сплав двух и более элементов; когда необходимо обойти ряд трудностей технологических, связанных с большой разницей в температурах плавления или в плотностях компонентов, или с другими свойствами сплавляемых элементов (возгораемостью, окисляемостью и т.д.).

Несмотря на многообразие методов легирования, можно выделить два принципиально различных случая влияния легирующих элементов на свойства сплавов: 1 - когда легирующие элементы входят в состав существующих фаз, образуя твердые растворы; 2 - когда образуются новые фазы (интерметаллиды, карбиды, нитриды и др.).

Легирующие элементы могут расширять или сужать области на диаграмме состояния. Например, Ni, Co, Mn, Cu расширяют γ -область в железоуглеродистых сплавах, а остальные сужают.

Характерной особенностью элементов, используемых для микролегирования, является их высокая химическая активность, т.е. способность взаимодействовать с O_2 , N_2 , H_2 и другими примесями и таким образом нейтрализовать их вредное влияние. Образовавшиеся твердые химические соединения могут оказывать контактное действие на образование центров кристаллизации и выступать таким образом в роли модификаторов 2-го рода.

2. Модифицирование. Модифицированием называется процесс измельчения структуры литого металла под воздействием малых количеств специально вводимых добавок. Вводимые при этом добавки называют модификаторами.

Как правило введение в расплавы модификаторов способствует кристаллизации структурных составляющих в округлой форме, значительному их измельчению и равномерному распределению по объему.

Во многих процессах модифицирования действие модификаторов часто является кратковременным (этим, в частности, они отличаются от элементов, используемых при микролегировании).

Для некоторых сплавов было замечено, что наличие в них ничтожно малых количеств тех или иных химических элементов тормозит процесс модифицирования. Например, наличие в чугунах Ti, Bi, Pb, Sb, Sn и др. препятствует образованию шировидного графита при модифицировании Mg. Такие элементы называются демодификаторами.

Если в чугун, который был демодифицирован в результате добавки демодификаторов, ввести некоторые другие элементы типа, например, La, Ce, Th, Y и др., действие демодификаторов может быть подавлено и эффект модифицирования может быть восстановлен. Такие элементы называют ремодификаторами.

Механизмы действия модификаторов 1-го и 2-го рода нами были рассмотрены ранее.

ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ

2.1. Общие положения

Не все известные сплавы в одинаковой степени удобны для изготовления из них фасонных отливок. Из одних сплавов (оловянной бронзы, силумина, серого чугуна и др.) без особо труда можно получить фасонное литье заданной конфигурации и соответствующих свойств, из других (титановых, легированных сталей и др.) получение отливок сопряжено с большими технологическими трудностями [13].

Из определенной группы сплавов либо нельзя изготовить фасонные отливки, либо для решения этой задачи требуется применение специальных мер (например, литье в вакууме, применение защитных атмосфер, высокое давление).

Возможность и трудности получения из металлов и сплавов доброкачественных тонкостенных отливок сложных по форме или крупных по размерам, без раковин, трещин, пригара и др. литейных пороков, предопределяются их литейными свойствами. Таким образом, литейными свойствами являются такие технологические свойства металлов и сплавов, которые прямо и непосредственно влияют на получение качественных отливок заданной конфигурации, на эксплуатационные показатели и получение поверхностей необходимого качества [15].

Литейные свойства проявляются в области жидкого состояния, при затвердевании в жидко-твердой и твердо-жидкой областях и твердом состоянии. Литейные свойства могут совпадать с физическими и химическими свойствами сплава (например, температуры ликвидуса и солидуса, вязкость, склонность к поглощению газов и др.) и могут представлять собой сложный комплекс физических и химических свойств (например, жидкотекучесть, ликвация и др.). Некоторые литейные свойства сплавов должны рассматриваться в связи со свойствами и воздействием на сплав литейной формы.

Нами будут рассматриваться следующие литейные свойства:

а) жидкотекучесть сплава и заполняемость формы;

б) усадка (объемная и линейная) и склонность к образованию усадочных раковин и газоусадочной пористости;

в) склонность к поглощению газов и образованию газовых включений;

г) склонность к образованию неметаллических включений;

д) склонность к образованию трещин и литейных напряжений;

2.2. Жидкотекучесть сплавов

Заполнение литейных форм жидким металлом, течение его в полости и каналах формы является сложным физико-химическим и гидромеханическим процессом, важным этапом формирования отливки. Следует различать жидкотекучесть сплава и заполняемость формы.

Заполняемость расплавом полости литейной формы в общем случае зависит от свойств расплава (плотность, вязкость, теплоемкость, теплопроводность, поверхностное натяжение, интервал кристаллизации и др.), свойств литейной формы (начального теплосодержания, теплоаккумулирующей способности, шероховатости стенок и др.) и условий заполнения (величины металлостатического или внешнего давления, давления газов в полости литейной формы, скорости заливки и др.). Жидкотекучесть поэтому можно рассматривать как составляющую этого комплекса, определяющую качество сплава как литейного материала.

Для сравнения жидкотекучести сплавов различного состава с различными температурами ликвидус и солидус Ю.А. Нехсидзи предложил следующие способы.

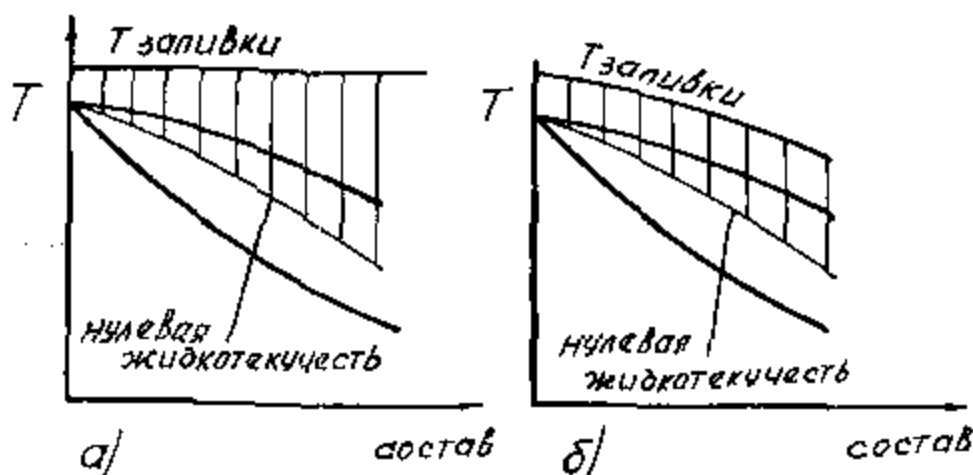


Рис 2.1 Схемы температур заливки при определении практической (а) и условно-истинной (б) жидкотекучести

Практическая жидкотекучесть (Рис. 2.1., а) определяется при одинаковой температуре заливки сплавов данной системы. По мере увеличения концентрации добавки температура ликвидус чаще всего будет понижаться, а перегрев и, следовательно, жидкотекучесть возрастать.

Условная или условно-истинная жидкотекучесть (Рис. 2.1., б) определяется при одинаковом перегреве над ликвидусом сплавов данной системы. Этот способ оценки должен лучше выражать физико-химическую сущность явления.

Кроме того применяется понятие *истинной* жидкотекучести, которая определяется при постоянном перегреве над линией нулевой жидкотекучести на диаграмме состояния. Однако определение истинной жидкотекучести довольно затруднительно и она мало отличается от условной.

Расплав при заполнении формы непрерывно отдает ей тепло и, охлаждаясь, затвердевает. Поэтому время заполнения ограничивается продолжительностью пребывания сплава в жидком состоянии. Последнее целиком зависит от скорости охлаждения сплава и его первоначального теплосодержания. Улучшению заполнения формы способствуют все факторы, увеличивающие теплосодержание расплава и снижающие интенсивность его охлаждения. Наиболее эффективными из них, успешно применяемыми на практике, являются повышение температуры заливки и перегрева сплава, начальной температуры формы, нанесение на поверхность формы малотеплопроводных покрытий.

Сплав может течь как в жидком состоянии, так и после образования некоторого количества затвердевшего металла. Возможности течения металла после начала кристаллизации определяются характером затвердевания, обусловленного прежде всего интервалом кристаллизации. Чистые металлы и эвтектические сплавы, кристаллизующиеся при постоянной температуре, затвердевают с последующим нарастанием твердой корки возле стенок. Прекращение течения расплава в этом случае происходит в результате того, что в передней части потока зарастает сечение заполняемого канала. Сплавы с большим интервалом кристаллизации затвердевают с образованием как твердой корки, так и свободных кристаллов в объеме расплава. Такие сплавы теряют способность течь в результате частичного зарастания поперечного сечения канала и одновременного накопления (от 5 до 30%) твердой фазы в головной части потока. Притом сплавы с широким интервалом кристаллизации перестают течь при меньшем развитии кристаллизационных процессов из-за образования более разветвленных дендритов. Поэтому чистые металлы и эвтектические сплавы при равном перегреве лучше заполняют литейную форму, чем сплавы с широким интервалом кристаллизации.

Качественную характеристику влияния различных факторов на

жидкотекучесть дает следующая формула:

$$\lambda_{\text{ср}} = A \cdot \rho \frac{c(t_{\text{ж}} - t_0) + L}{t_{\text{ж}} - t_{\text{ф}}},$$

где: A - константа, зависящая от физико-химических и технологических свойств металла и формы;

ρ - плотность металла;

c - теплоемкость металла;

$(t_{\text{ж}} - t_0)$ - перегрев заливаемого металла над нулевой жидкотекучестью;

L - скрытая теплота кристаллизации твердой фазы, которая обуславливает нулевую жидкотекучесть;

$(t_{\text{ж}} - t_{\text{ф}})$ - характеризует теплообмен между металлом и формой.

Влияние вязкости. Необходимо различать динамическую вязкость (коэффициент внутреннего трения) η г/см·сек и кинематическую $\nu = \eta/\rho$ см²/сек. Динамическая вязкость в значительной степени зависит от строения жидкого металла и влияет на жидкотекучесть в полной мере. Кинематическая вязкость влияет главным образом на характер движения металла, особенно в каналах малого сечения. Для того, чтобы металл сохранял ламинарный характер движения, скорость должна быть меньше критической. (Она определяется числом Рейнольдса $Re_{\text{кр}} = U_{\text{кр}} \cdot D/\nu$, где D - диаметр канала, U - скорость). Иногда даже выгодно иметь несколько повышенную вязкость металла, так как может быть допущена более высокая скорость заливки без перехода ламинарного потока в турбулентный. Все факторы, снижающие вязкость расплава (повышение температуры; очищение сплава от неметаллических включений; повышение в сплаве содержания элементов, образующих легкоплавкие эвтектики и др.) повышают жидкотекучесть.

Влияние поверхностного натяжения. Непосредственного влияния на жидкотекучесть не оказывает. В узких каналах необходим несколько больший напор для движения металла. Значительно большее влияние оказывает поверхностное натяжение и смачивание на получение четких очертаний формы и хорошей поверхности отливки.

Низкая плотность и теплоемкость и высокая теплопроводность сплава ухудшают его жидкотекучесть.

Влияние температуры перегрева. Из всех факторов, увеличивающих жидкотекучесть сплава, перегрев металла имеет наибольшее значение.

В области (I) малых перегревов (Рис. 2.2.), вблизи температуры

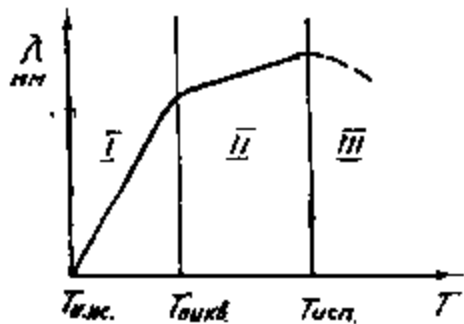


Рис 2.2. Влияние температуры перегрева сплава на жидкотекучесть

При дальнейшем повышении температуры (область II) темп увеличения жидкотекучести снижается, так как преобладают тепловые факторы. При дальнейшем повышении температуры (область III) (зависящей от давления) начинается испарение сплава или какого-нибудь из компонентов и жидкотекучесть резко падает.

Для оценки жидкотекучести на практике применяют различные технологические пробы. Достоинством проб является то, что они определяют конечные результаты влияния на жидкотекучесть известных и неизвестных факторов, воздействующих на металл. Конструкции проб изложены в лабораторном практикуме.

2.3. Усадка сплавов

2.3.1. Общие сведения

Под *усадочными процессами* понимают совокупность явлений **сокращения** размеров и объема металла, залитого в форму, при его затвердевании и охлаждении. Усадочные процессы вызывают появление в отливках различных дефектов, к которым относятся: усадочные пустоты (раковины и пористость), усадочные деформации (коробление), трещины, остаточные напряжения.

При затвердевании объем металлов обычно сокращается, однако для *галлия, сурьмы, висмута и лития* затвердевание сопровождается не сжатием, а расширением. В отдельных случаях, при кристаллизации литейных сплавов происходит выделение новых фаз с большим удельным объемом, что уменьшает усадку на отдельных этапах формирования отливки.

Численные характеристики изменений размеров тел при охлаждении называют *коэффициентами усадки*. Коэффициенты усадки могут выражаться в объемных или линейных величинах, в долях единицы или в процентах. Для оценки усадки в жидком состоянии и при затвердевании естественно использовать объемные единицы, усадка в твердом состоянии, как правило, оценивается в линейных едини-

ливквидус, в сплаве имеется много субмикрообразований ближнего порядка, неметаллических включений и газовых пузырьков. Из-за "осветления" металла с повышением температуры резко увеличивается жидкотекучесть. При дальнейшем повышении температуры (область II) темп увеличения жидкотекучести снижается, так как преобладают тепловые факторы. При дальнейшем повы-

цах. Фактически любая усадка является объемной.

Применяются следующие виды коэффициентов усадки, выражаемые в долях единицы.

1. Коэффициент усадки в жидком состоянии

$$\alpha_{ж} = \frac{V_T - V_0}{V_0(T - T_0)},$$

где V_0 и V_T - объемы в исходном состоянии при температуре T_0 и при нагреве образца до температуры T .

2. Коэффициент усадки при затвердевании. Здесь возможны две системы его оценки:

$$\alpha_3 = \frac{V_{ж} - V_T}{V_{ж}} \quad \text{и} \quad \alpha'_3 = \frac{V_{ж} - V_T}{V_T}$$

где $V_{ж}$ и V_T - объемы в жидком и твердом состоянии.

Чаще применяется первая система. Поскольку значения коэффициентов α_3 и α'_3 малы по сравнению с единицей, то разница между этими системами не имеет практического значения.

Объемная усадка в интервале температур кристаллизации $\epsilon_{v,3}$ складывается из усадки при образовании твердой фазы, т.е. в результате изменения агрегатного состояния ϵ_3 , усадки еще остающейся жидкости $\epsilon'_{v,ж}$ и усадки образовавшейся твердой фазы $\epsilon'_{v,т}$:

$$\epsilon_{v,3} = \epsilon_3 + \epsilon'_{v,ж} + \epsilon'_{v,т}.$$

В связи с тем, что при охлаждении сплава в интервале затвердевания количество жидкой фазы меняется от 1 до 0, а твердой наоборот, условно можно считать, что во всем интервале ликвидус - солидус претерпевает усадку половина общего объема сплава в жидком состоянии и половина в твердом, т.е.

$$\epsilon'_{v,ж} + \epsilon'_{v,т} = \frac{\alpha'_{v,ж} + \alpha'_{v,т}}{2} (t_{л} - t_{с}),$$

где $\alpha'_{v,ж}$ - средний коэффициент усадки жидкой части сплава в интервале кристаллизации;

$\alpha'_{v,т}$ - средний коэффициент усадки затвердевшей части сплава в интервале кристаллизации;

$t_{л}$ - температура ликвидус;

$t_{с}$ - температура солидус.

3. Коэффициент усадки в твердом состоянии:

$$\alpha_T = \frac{l_T - l_0}{l_0(T - T_0)},$$

где l_0 и l_T - соответственно линейные размеры тела при температурах T_0 и T .

Полная объемная усадка сплава складывается из усадки в жидком состоянии, при затвердевании и в твердом состоянии.

Линейная усадки начинается не с момента полного затвердевания отливки, а несколько раньше, когда образуется достаточно прочный скелет из дендритов, способный противостоять давлению жидкого металла. Применительно к сплавам, затвердевающим в интервале температур, установлено, что усадка начинается, когда имеется примерно 75-95% твердой фазы. В табл.2.1 приведены коэффициенты усадки некоторых металлов.

Таблица 2.1

Величины коэффициентов усадки, доли единиц

Основы литейных сплавов	$\alpha_v \cdot 10^3$, объемная	α_l , объемная	$\alpha_l \cdot 10^4$, линейная
Алюминий	-40	0,066	21
Магний	-35	0,051	29
Мель	20	0,044	20
Железо	9	0,030	18
Титан	-	0,010	10

4. Коэффициент литейной усадки:

$$\alpha_n = \frac{l_0 - l}{l_0} \cdot 100\%,$$

где l_0 - размер полости формы при заливке;

l - размер отливки при температуре цеха.

Литейная усадка отличается от линейной, так как она зависит не только от свойств и состояния металла, но и от конструкции отливки и формы и других факторов. Усадке отливки может препятствовать так называемое механическое торможение (т.е. трение отливки о стенки формы, наличие выступающих частей и пр.), а также термическое, которое обусловлено различными скоростями охлаждения отдельных частей отливки. В связи с наличием торможения принято различать свободную и затрудненную усадку.

2.3.2. Усадочные раковины

Усадка жидкого и кристаллизующегося сплава обуславливает образование в отливках незаполненных металлом полостей (усадочных раковин и пор). Вид усадочных пороков в отливках зависит от характера кристаллизующегося сплава и условий охлаждения отливки в период ее затвердевания.

Формирование отливки начинается с возникновения ее внешних контуров. До появления твердой корки на отливке усадка проявляется в виде понижения уровня расплава в литейной форме (Рис. 2.3.). После образования контура отливки размеры этого контура должны уменьшаться вследствие понижения температуры от $T_{\text{сст}}$ до температуры окружающей среды. Жидкость, заключенная в контурной оболочке, претерпевает значительно большую усадку, так как она сначала должна отдать теплоту перегрева, затем закристаллизоваться и лишь потом остыть от $T_{\text{сст}}$ до температуры окружающей среды. Поэтому внутри отливки окажутся усадочные полости, не заполненные металлом - усадочные раковины и поры.

Усадочной раковиной называют концентрированную группу пустот (или одну пустоту), образующуюся в результате усадки при охлаждении и затвердевании жидкого металла. Усадочные раковины характерны для сплавов, кристаллизующихся при постоянной температуре. В этом случае отливка при всех условиях охлаждения затвердевает послойно от поверхности к середине, при этом между жидкой

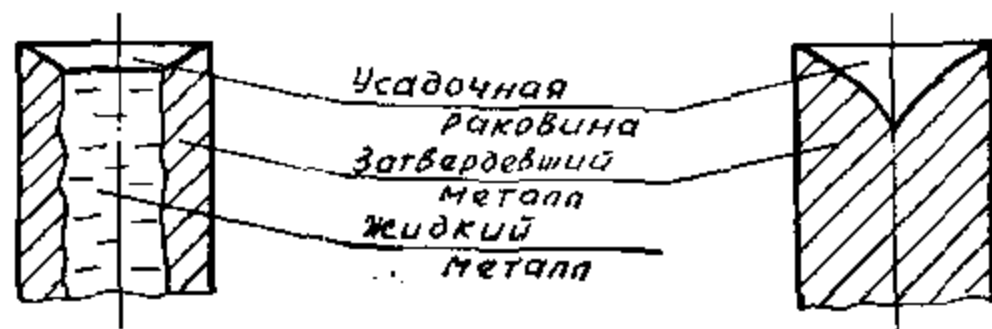


Рис. 2.3. Схема формирования усадочной раковины в сплавах, кристаллизующихся при постоянной температуре

сердцевинной и нарастающей твердой коркой не возникает двухфазной твердо-жидкой зоны, фронт кристаллизации хорошо пропитывается расплавом. Поэтому в таких отливках образуется концентрированная усадочная раковина без пористости.

Слои металла, разделяющие отдельные пустоты усадочной раковины и закрывающие ее сверху, называются мостами. При наличии моста, закрывающего усадочную раковину сверху, она называется закрытой, при отсутствии моста - открытой. Усадка затвердевшего металла может выжимать жидкость из средней части отливки и способствовать сокращению объема раковины. Образование в твердом и жидком металле новых фаз, изменяющих удельный объем, может в той или иной степени компенсировать усадку в жидком состоянии и

при затвердевании.

Можно сделать следующие выводы:

- размер усадочной раковины зависит от коэффициента усадки сплава в жидком состоянии $\alpha_{\text{ж}}$, который изменяется в зависимости от природы и химического состава сплава;

- чем выше температура расплава к началу затвердевания отливки (моменту образования поверхностной корки), тем больше размер образующейся усадочной раковины. Эта температура в свою очередь зависит от ряда факторов - теплопроводности сплава, температуры заливки, весовой скорости заполнения формы, интенсивности теплоотвода;

- усадка сплава в жидком состоянии и при затвердевании зависит только от природы и состава сплава и не поддается никакому внешнему технологическому воздействию.

2.3.3. Усадочная пористость

Усадочной пористостью называют скопление мелких пустот, образующихся в результате усадки при затвердевании небольших объемов металла, изолирующих в процессе формирования отливки от источников питания жидким металлом. Формирование пор происходит на микроструктурном уровне и связано с фильтрацией жидкого металла между твердыми кристаллами в области затвердевания (Рис. 2.4.).

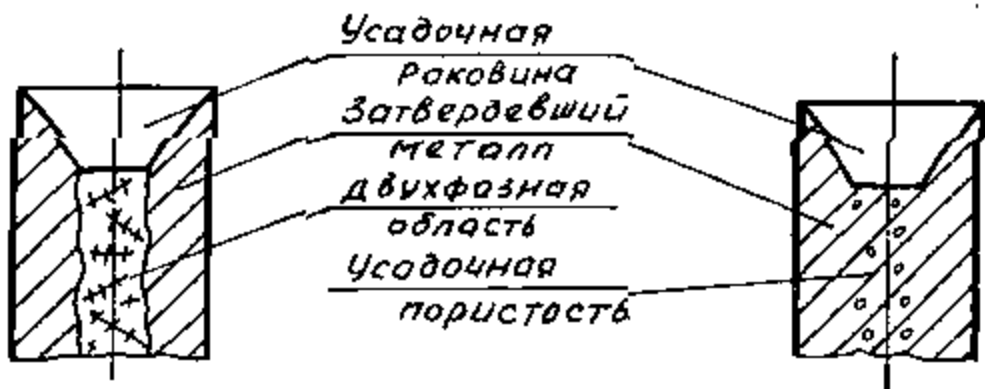


Рис. 2.4. Схема формирования усадочной раковины и пористости в сплавах, кристаллизующихся в интервале температур

Усадочная пористость характерна для сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур. В этом случае в затвердевающей отливке образуется двухфазная твердо-жидкая зона. В начальный период затвердевания, пока в сердцевине имеется полностью жидкая

область, объемная усадка выражается в образовании усадочной раковины, которая возникает за счет понижения уровня расплава в жидкой сердцевине. Когда же двухфазные зоны сходятся, усадочная раковина перестает углубляться и усадка начинает проявляться в виде усадочной пористости в твердо-жидкой двухфазной области, занимающей сердцевинную часть отливки. Таким образом, общий объем пористости в отливке определяется размерами двухфазной области на конечной стадии затвердевания, количеством имеющегося там расплава и величиной его объемной усадки. Следовательно, объем пористости зависит от величины интервала кристаллизации сплава, от распределения температуры по сечению отливки (интенсивности охлаждения) и от величины объемной усадки сплава [4, 8].

Увеличением интенсивности охлаждения можно добиться увеличения объема концентрированной усадочной раковины и значительно сократить общий объем усадочной пористости. При увеличении интенсивности охлаждения из-за большого перепада температур по сечению отливки величина твердо-жидкой области уменьшается. Поэтому объемная усадка проявляется в большей степени в виде усадочной раковины, причем усадочная пористость занимает лишь центральную часть сечения. При очень малой интенсивности охлаждения твердо-жидкая область может распределяться практически на все сечение отливки и вся объемная усадка проявляться в виде усадочной пористости, а концентрированная усадочная раковина может вовсе не возникнуть.

Усадочная пористость делится на следующие виды:

а) рассеянная, распределенная более или менее равномерно по всему объему отливки;

б) зональная, сосредоточенная в определенных зонах или частях отливки: 1 - в осевых частях плоских и призматических элементов отливки; 2 - в утолщениях и сопряжениях стенок; 3 - в зонах местных разогревов при подводе литников.

Если в процессе кристаллизации из металла совершенно не выделяются газы усадочная пористость формируется в условиях вакуума. Если металл содержит растворенные газы, их атомы проникают в усадочные поры и повышают в них давление; считается, что газы могут вытеснять металл из района поры. Реальная пористость всегда имеет смешанный газосадочный характер.

Наиболее широкое развитие в отливках имеет осевая пористость.

2.3.4. Меры борьбы с усадочными пороками в отливках.

Единственным средством, позволяющим получать отливки без

усадочных раковин, является восполнение в процессе затвердевания отливки образующегося в ней дефицита металла путем подвода нового металла посредством прибыли. Прибылью называют искусственный резервуар с жидким металлом, из которого металл поступает в отливку под действием той или иной силы, предупреждая тем самым образование усадочных раковин и пористости.

Для питания отливки жидким металлом из прибыли необходимы следующие условия:

1. время затвердевания прибыли не должно быть меньше времени затвердевания отливки;
2. запас жидкого металла в прибыли должен быть достаточным для питания;
3. форма и место установки прибыли на отливке должны обеспечить свободный доступ жидкого металла из прибыли в участки отливки, где образуется дефицит металла.

Перечисленные условия являются необходимыми, но не всегда достаточными. Для получения плотных отливок должен быть обеспечен режим направленного затвердевания от периферии к прибыли.

Форма прибыли может быть различной, но самой благоприятной является шарообразная, т.к. она имеет наименьшее отношение поверхности к объему, поэтому наиболее медленно охлаждается.

Для стального и цветного литья имеют распространение прибыли с термоизолирующими и экзотермическими оболочками (термитная смесь), замедляющими охлаждение или даже разогревающими прибыль. Выход годного при этом значительно повышается. Находят применение также прибыли с избыточным давлением газа (медные патроны).

Борьба с усадочными порами в отливке представляет собой задачу более сложную, чем борьба с усадочными раковинами, так как пропитывать изолированные объемы металла гораздо труднее.

Для борьбы с усадочной пористостью применяются следующие мероприятия.

1. Кристаллизация под повышенным (5-10 атм.) давлением. Кроме непосредственного воздействия на питание, давление может подавлять выделение газов, увеличивая их растворимость.
2. Создание направленного затвердевания.
3. Уменьшение длины элементов отливки, в которых развивается осевая пористость, путем установки прибылей на небольших расстояниях друг от друга.
4. Использование холодильников для борьбы с пористостью в утолщениях и сопряжениях, если нельзя установить прибыль.

5. Рациональный выбор места подвода металла (в массивную часть отливки), а также понижение температуры заливки.

2.4. Литейные напряжения, деформации и трещины в отливках

Объем сплава, залитого в форму, изменяется на всех этапах его охлаждения и при агрегатных и фазовых превращениях. После охлаждения жидкого сплава настолько, что отливка приобретает поверхностный каркас и заданные геометрические очертания, дальнейшее охлаждение и усадка отливки всегда сопряжены с преодолением сил, мешающих этой усадке. Необходимость преодоления сил, препятствующих усадке, вызывает разнिति в металле внутренних напряжений. Возникающие напряжения могут вызвать в отливке образование трещин и искажений (коробление) геометрических размеров.

2.4.1. Виды литейных напряжений.

Напряжения, возникающие в отливке, могут быть подразделены на 3 группы:

1. термические напряжения σ_t , появляющиеся в результате неравномерного и протекающего с различной интенсивностью в различных сечениях отливки процесса усадки (термическое торможение усадки);

2. фазовые напряжения σ_f , являющиеся следствием протекания в разное время в различных сечениях отливки фазовых превращений;

3. усадочные напряжения σ_y , появляющиеся в результате механического торможения усадки.

Сумма всех трех видов напряжений составляет общую величину литейных напряжений

$$\sigma_d = \sigma_t + \sigma_f + \sigma_y.$$

Наряду с усадкой на различных этапах формирования отливки может быть и увеличение объема сплава. Так, перед началом усадки большинство затвердевающих литейных сплавов характеризуется кратковременным предкристаллизационным или так называемым предусадочным расширением. Это расширение часто связывают с уменьшением растворимости газов или газосодержащих соединений в период кристаллизации, с выделением этих веществ в субмикроскопическом состоянии. Например, в недостаточно раскисленной стали из раствора может выделяться закись железа, которая затем при взаимодействии с углеродом образует закись углерода. Из плохо раскисленной стали получают "растущие" отливки. Значительное предусадочное расширение наблюдается в сером чугуна (~0,25%)

вследствие кристаллизации графита, в высокопрочном чугуна $\sim 0,4-0,6\%$.

Существенным фактором, вызывающим увеличение объема сплава при его охлаждении, является протекание в нем вторичных фазовых превращений, например переход $Fe\gamma \rightarrow Fe\alpha$.

Внутренние напряжения в отливках могут быть уменьшены или практически сняты термической обработкой.

В качестве основных мероприятий по предотвращению коробления отливок используются следующие:

- создание отливок с одинаковой толщиной всех ее связанных элементов, обеспечивающей равную скорость их охлаждения;
- применение ребер жесткости, препятствующих короблению;
- ускорение охлаждения массивных частей отливки при помощи холодильников или иными методами.

2.4.2. Трещины

Представляют собой частичное или полное разрушение сечения отливки, вызванное достижением предела прочности сплава растягивающими напряжениями. Трещины принято делить на горячие и холодные. Горячие трещины имеют черную окисленную поверхность и значительное расхождение между краями. Холодные трещины имеют блестящую поверхность, обычно с признаками побежалости и незначительным расхождением между краями; они образуются при низких температурах (ниже 600°C для стали и чугуна) после полного затвердевания отливки.

Образование горячих трещин, по-видимому, происходит всегда в температурном интервале $t_{н.д.} - t_{сол.}$, когда прочность сплава очень низка (интервал хрупкости). Развитие образовавшейся трещины может происходить и после полного затвердевания поверхностной корки, т.е. после охлаждения ее ниже температуры солидус. Такие сечения в отливках - наиболее медленно охлаждающиеся массивные части, участки перехода от толстых стенок к тонким, входящие углы сопряжений и т.д.

На склонность сплава к образованию горячих трещин оказывает влияние содержание определенных примесей, газов и неметаллических включений. Например, сера резко повышает склонность стали к образованию горячих трещин. Это объясняется тем, что сульфиды располагаются между кристаллами металлической основы, резко снижают ее прочность в опасном интервале температур. Аналогично влияют газы и неметаллические включения. Присутствие в сплаве эвтектической составляющей рассматривается как показатель устой-

чивости сплавов против образования горячих трещин.

Исследования трещин на шлифах показали, что они обычно состоят из серии надрывов, имеющих форму "змейки". Положим, что при неблагоприятном сочетании факторов трещина разрушает корку, образующуюся в начальной стадии затвердевания. В момент разрушения напряжения в корке исчезают, а металл, находящийся в жидкой области отливки, может проникать в зазор, образовавшийся между краями трещины, и залечивать ее. Особенно эффективно этот процесс должен происходить в сплаве, при кристаллизации которого образуется достаточно большое количество эвтектической составляющей. После восстановления целостности твердой корки в ней вновь начинают нарастать напряжения. Корка, в которой разрыв уже происходил и которая формируется при замедленной скорости охлаждения, вновь становится слабым местом. В ней вновь происходит разрушение, образуя вторую ступеньку трещины. Процесс может воспроизводиться несколько раз, приводя к разрушению отливки. При более благоприятных обстоятельствах происходит только один поверхностный надрыв.

Мероприятия по борьбе с горячими трещинами сводятся к следующим основным положениям:

- 1) увеличение податливости формы;
- 2) упрочнение слабых мест в отливках. Это может достигаться, во-первых, путем установки холодильников, во-вторых, установки ребер жесткости, в-третьих, созданием плавных переходов в сопряжениях;
- 3) устранение выступающих частей в отливках путем изменения конструкции детали или расчленение ее на более простые узлы с последующей сваркой;
- 4) снижение температуры и скорости заливки, если это не вызывает других дефектов в отливке. Ослабление местных разогревов за счет выбора рациональной конструкции литниковой системы;
- 5) снижение содержания в сплаве примесей, способствующих развитию интервала хрупкости, например, в железных сплавах к таким примесям относятся сера, фосфор, водород.

Холодные трещины в отливках - сравнительно редкое явление. Они возникают в хрупких сплавах при быстром охлаждении или ударах, когда внутренние напряжения в отливках превышают предел прочности.

2.5. Ликвация в отливках

Ликвацией называют химическую неоднородность отливки, воз-

никающую при кристаллизации. Ликвация в стальном слитке впервые была выявлена и исследована А.С.Давровым и Н.В.Калакуцким в 1866 г.

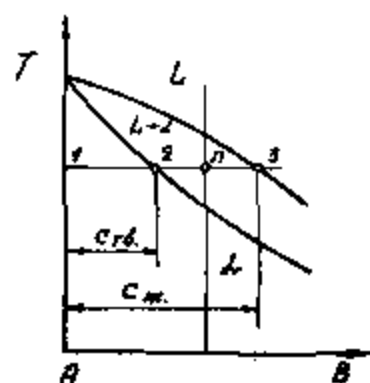


Рис. 2.5. Схема определения коэффициента распределения

Основным фактором, вызывающим ликвацию, является различная растворимость примеси в жидкости и выпадающих из нее кристаллах при затвердевании (Рис.2.5.). Склонность того или иного элемента к ликвации определяется коэффициентом распределения:

$$K = \frac{C_{\text{ж}}}{C_{\text{тв}}} \quad , \quad K = \frac{1-2}{1-3}$$

где $C_{\text{тв}}$ - концентрация элемента в твердой фазе; $C_{\text{ж}}$ - концентрация элемента в жидкой фазе.

Различают дендритную и зональную ликвации.

Дендритная ликвация (или внутрикристаллическая) - химическая неоднородность по сечению отдельного кристалла. Является следствием неравновесной кристаллизации. Поэтому дендритная ликвация в большей степени проявляется в быстро охлаждающихся отливках. Ликвационная неоднородность может быть устранена диффузионным отжигом.

Чем меньше коэффициент распределения, тем сильнее выражена неоднородность распределения добавки в структуре и тем интенсивнее она накапливается по границам зерен. Скопление примесей по границам зерна неизбежно будет снижать пластичность сплава. Все "вредные примеси" имеют малые значения коэффициента распределения. Легирующие добавки только тогда действуют эффективно, когда они имеют коэффициент распределения, близкий к единице (Рис. 2.6.).

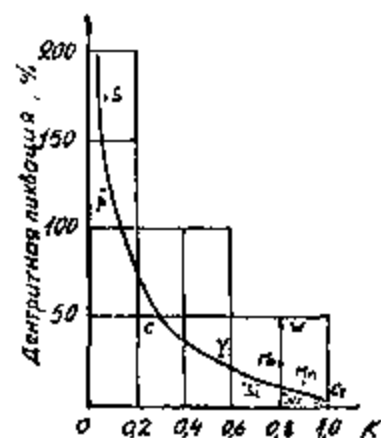


Рис. 2.6. Зависимость дендритной ликвации элемента от его коэффициента распределения

Зональная ликвация - неоднородность химического состава отливки в целом, возникающая при кристаллизации. Она проявляется в виде вытянутых или бесформенных скоплений примесей или компонентов сплава в отдельных частях отливки. По месту расположения ликва-

та ликвации разделяют на осевую или V-образную, внесосевую или Л-образную и ликвационное пятно в верхней части отливки, расположенное под усадочной раковинной. Эти виды ликвации объединяются общим понятием *прямая ликвация*.

Непосредственной причиной V-образной формы распределения ликвационных выделений в осевой части слитков и отливок являются усадочные перемещения. Этот процесс реализуется на границе твердой и жидкой частей отливки в условиях, когда уровень жидкости в средней части непрерывно опускается (Рис. 2.7, а). По мере сближения фронтов твердой части у оси отливки скорость усадочного перемещения возрастает. Поток движущегося жидкого металла увлекает за собой скопление ликвата, экстрагируя его из межосных пространств дендритов. Скопления ликвата описывают траектории, определяемые, с одной стороны, движением границ затвердевания, с другой, - усадочными перемещениями жидкого металла. Чем ближе к нижнему концу отливки, тем слабее проявляется осевая ликвация и больше угол раскрытия между ветвями ее выделений.

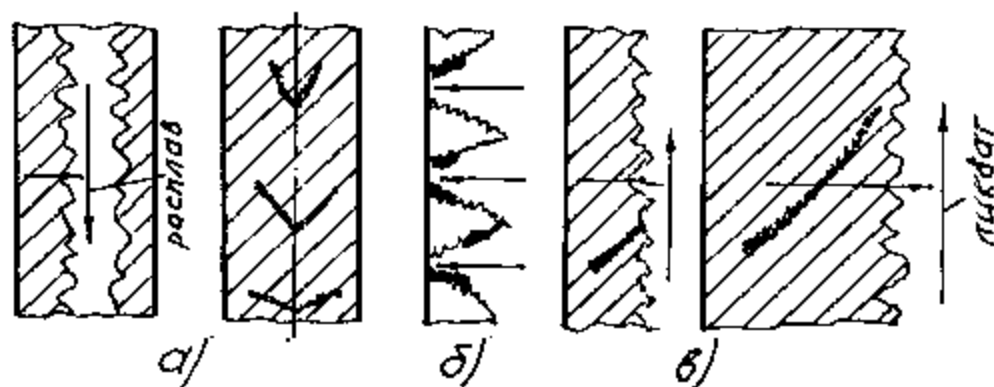


Рис. 2.7. Схемы формирования осевой (а), обратной (б) и внеосевой (в) ликвации

В некоторых сплавах наблюдается явление, названное *обратной ликвацией*. При кристаллизации в широком интервале температур по мере движения области затвердевания от поверхности к оси отливки между дендритами происходят усадочные перемещения жидкого металла. При этом жидкий металл увлекает за собой объемы ликвата, обогащенного примесями. В результате их содержание в поверхностном слое оказывается выше, чем в более глубоких (Рис. 2.7., б).

Причиной внеосевой Л-образной ликвации, по-видимому, является всплывание ликвата, скапливающегося в межосных пространствах дендритов. Она проявляется только в больших медленно твердеющих массах металла, в особенности в тяжелых стальных слит-

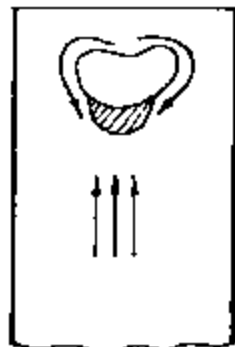


Рис. 2.8. Схема формирования ликвационного пятна под усадочной раковинной

ках. Траектория их движения определяется, с одной стороны, перемещением границ затвердевания, а с другой стороны всплыванием снизу вверх (Рис. 2.7., в). Этим определяется параболическая форма их траекторий. Внеосевая ликвация проявляется только на достаточно большом расстоянии от оси слитка, при котором усадочные перемещения жидкого металла сверху вниз еще не получают развития.

Основной причиной образования ликвационного пятна под усадочной раковинной является всплывание примесей из нижней и средней частей отливки. Второй причиной может служить увлечение ликвата из верхних слоев металла при усадочном опускании.

В отливках из цветных металлов, содержащих компоненты, сильно различающиеся по плотности и склонные к ликвации, также происходит их перераспределение по высоте. Тяжелые компоненты, например, свинец в медных сплавах, опускаются вниз (ликвация по удельному весу).

Меры борьбы с явлениями ликвации. Оптимальным режимом охлаждения отливки для уменьшения дендритной ликвации является быстрое охлаждение в период затвердевания и медленное после затвердевания. Тогда за счет диффузии при высоких температурах и длительного охлаждения произойдет выравнивание состава. Однако на практике его весьма трудно достичь, поэтому пользуются термообработкой.

Зональная ликвация не устраняется отжигом. Ее можно лишь уменьшить применяя следующие мероприятия:

1. Снижение до возможных пределов содержания ликвирующих элементов.
2. Введение в сплав элементов (дополнительно), уменьшающих ликвацию. Например, Са, Ti, Се уменьшают ликвацию S в сталях, образуя сульфиды и способствуя равномерному распределению.
3. Направленное затвердевание отливки и установка массивных прибылей.
4. Высокая скорость затвердевания и измельчение структуры при первичной кристаллизации.

2.6. Газы и неметаллические включения

2.6.1. Общие сведения

Газы в металлах и металлических сплавах встречаются в виде:

- газовых включений;
- твердых химических соединений с элементами, входящими в состав сплава (окислов, нитридов, гидридов);
- жидких и твердых растворов;
- тонких слоев, адсорбированных на поверхности металла. На

пример, в чугунах адсорбция газов может наблюдаться и на поверхности графитовых включений, расположенных в толще металлической матрицы.

Источниками газов в отливках являются:

- шихтовые материалы, содержащие их в растворенном состоянии или в виде окисленных поверхностей;
- атмосфера печи при плавке, которая содержит основные компоненты воздуха - N и O; водяные пары и водород, образующийся при их разложении; окислы углерода и серы, образующиеся при сгорании топлива;
- атмосфера формы при разливке.

2.6.2. Растворение газов в металлах

Растворение газов в металлах зависит от природы газов, природы и состояния металлов и сплавов, а при прочих равных условиях от температуры и парциального давления газов. Например, инертные газы растворяются в металлах в неизмеримо малых количествах. В заметных количествах растворяются H, O и N.

В отличие от обычных жидкостей в твердых и жидких металлах растворимость газов, как правило, увеличивается с повышением температуры. Это можно объяснить тем, что растворение газов в металлах является эндотермическим процессом.

Процесс растворения газов в металлах начинается с адсорбции. Различают два вида адсорбции: физическую и активированную.

Адсорбция физическая является частным случаем сорбции - явления поглощения газов твердыми и жидкими телами. С повышением температуры, вследствие усиления теплового движения, адсорбция уменьшается. Вместе с тем получает развитие процесс так называемой активированной адсорбции. Молекулы адсорбированного газа на поверхности адсорбента диссоциируют и частично вступают с ним в химическое взаимодействие, поэтому количество адсорбированного газа на поверхности адсорбента с повышением температуры увеличивается (в отличие от обычной).

Газы, адсорбированные поверхностью металла в атомарном состоянии, диффундируют в металл и в нем растворяются (абсорбируются).

Зависимость растворимости газа в жидком металле от температуры в ряде случаев может быть выражена формулой:

$$S = Be^{-\frac{Q}{RT}},$$

где B - постоянная для данного газа и металла величина;

Q - теплота растворения газа;

T - абсолютная температура.

Однако эта формула справедлива только для небольших перегревов и не для всех металлов.

Растворимость газов в металлах при данной температуре пропорциональна квадратному корню величины парциального давления данного газа над металлом. Эта зависимость получила название закона Сиверса или "закона квадратного корня"

$$S = R\sqrt{P}$$

Закон квадратного корня действителен в тех случаях, когда двухатомный газ, адсорбируемый металлом, предварительно подвергается диссоциации на 2 атома, растворяющихся с образованием раствора или химического соединения.

При переходе из жидкого состояния в твердое и при аллотропических превращениях растворимость газов изменяется скачкообразно (Рис. 2.9.).

Так как газы образуют только растворы внедрения, растворимость их сильно зависит от размеров атомного радиуса. В наибольшей степени в металлах растворяется водород. Он образует растворы почти во всех основах литейных сплавов. Алюминий, несмотря на малую растворимость в нем водорода, весьма склонен к газовой пористости. Очевидно это связано с малым коэффициентом распределения водорода в нем.

В табл.2.2 приведена растворимость водорода в некоторых металлах.

В табл.2.2 приведена растворимость водорода в некоторых металлах.

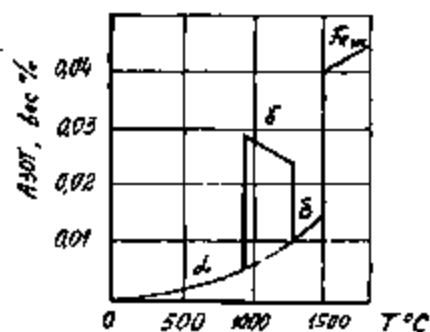


Рис. 2.9. Изменение растворимости азота в железе в зависимости от температуры

Растворимость водорода в металлах

Металлы	Растворимость в см ³ /100 г		Коэффициент распределения
	в твердой фазе	в жидкой фазе	
Mg	18	26	0,70
Al	0,036	0,69	0,052
Cu	4	12	0,33
Ni	18	38,8	0,46
Fe	13,36	26,7	0,50

Азот растворяется в железе примерно в тех же количествах, что и водород. Однако его растворимость в Fe γ достигает 18-20 см³/100 г и значительно выше, чем в Fe α и Fe δ в твердом состоянии. Участие азота в образовании газовых пустот в железных сплавах невелико, поэтому его отрицательное влияние гораздо меньше, чем водорода. С Al и Mg азот образует нитриды. Однако в реальных сплавах они не имеют значения. С медью азот практически не взаимодействует.

Кислород со всеми металлами образует окислы, которые являются неметаллическими включениями. Его растворимость в твердых чистых металлах очень мала.

Хлор является инертным газом по отношению к Al и Mg; в других металлах он не встречается.

Аргон и гелий инертны по отношению ко всем металлам.

Растворимость газов в металлах значительно изменяется, если в металле содержатся примеси, или в него введены компоненты, образующие промышленный сплав. Например, на рис. 2.10. приведены кривые изменения растворимости N в жидком железе при добавлении различных элементов, при

температуре близкой к температуре плавления Fe и парциальном давлении N над металлом 1 атм.

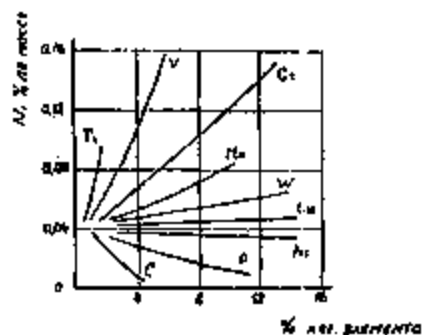


Рис. 2.10. Влияние легирующих элементов на растворимость азота в жидком железе

2.6.3. Газовые раковины эндогенного характера

Сплошность сплава в отливке может нарушаться не только развитием усадочных раковин и пор, но и появлением в жидком или кристаллизующемся сплаве газовых пузырей.

Газовые раковины принято подразделять на 2 вида. Раковины эндогенного характера возникают вследствие выделения газов из охлаждающегося сплава. Эти раковины могут образоваться в

результате уменьшения растворимости газов при понижении температуры сплава или протекания в сплаве химических реакций, продуктом которых является газовая фаза (например, $\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO}$). Раковины экзогенного характера образуются при проникновении в расплав газов извне, например, при инъекции газов струей сплава в период заливки или при проникновении в отливку газов из литейной формы.

В качестве первого возможного механизма выделения газа может быть назван механизм, обратный тому, который имел место при поглощении газа. При понижении температуры расплава и растворимости газа должна начаться его диффузия от центра отливки к ее поверхности и последующее вытеснение этим газом газа, адсорбированного поверхностью сплава. Иными словами, должна происходить десорбция или испарение газа с поверхности металла.

Такой путь дегазации сплава практически возможен. Однако он имеет лишь вспомогательное значение, так как, во-первых, очень малая скорость процесса диффузии, и во-вторых, по сечению отливки имеется температурный градиент, направленный в сторону, обратную направлению термодиффузионного потока газа. Вследствие этого в быстроохлаждающихся наружных частях отливки пересыщение раствора наступает раньше, чем в более горячих внутренних областях отливки, и термодиффузия газа оказывается направленной к центру отливки и может превысить диффузию его к периферии.

Второй способ выделения газа из пересыщенного раствора в охлаждающейся отливке — образование газовых пузырей. Следует различать гомогенное и гетерогенное зарождение газовых пузырьков. Для образования самостоятельной фазы в жидком металле газовый пузырек должен преодолеть давление атмосферы P_a , гидростатический напор ρH и поверхностное натяжение металла σ . Для того, чтобы пузырек мог расти, давление P в нем должно отвечать следующему неравенству:

$$P > P_a + \rho H + \frac{2\sigma}{r}$$

Если радиус пузырька равен нулю, то давление, необходимое для его возникновения, становится бесконечным. Возникновение пузырьков, как и кристаллов в жидкости, происходит несравненно более легко на твердых поверхностях в виде гетерогенных зародышей из флуктуаций растворенных атомов газа.

Если в жидкий металл вводятся пузырьки нейтральных газов, то парциальное давление в них будет равно нулю, и растворенные газы

легко проникают в пузырек. Пузырьки либо успевают всплыть на поверхность металла, и тогда газовая раковина не образуется, либо не успевают всплыть и образуют газовую раковину.



Рис. 2.11. Сетчатые газовые раковины

Пузырьки, формирующиеся в зоне ориентированных кристаллов, растут между ними и имеют вытянутую форму (Рис. 2.11.). При большом развитии, например, в слитках кипящей стали, их называют *сетчатыми пузырями*. По границам зоны столбчатых кристаллов наблюдается усиленное образование пузырей, связанное с изменением режима кристаллизации. В средней части отливки образуются так называемые *ликвационные пузыри*, не имеющие опре-

деленной ориентации, как и окружающие их кристаллы. Кроме того, следует отметить, что выделение газа, растворенного в металле, во всех случаях может быть легко осуществлено в любую из усадочных полостей. Поэтому усадочные раковины и усадочные пары всегда бывают заполнены газами, выделившимися из металла.

Меры борьбы с газовыми раковинами эндогенного характера могут быть разделены на три группы:

1. дегазация исходных шихтовых материалов, а также предупреждение поглощения газов во время плавки, при выпуске в ковш, заливке в формы и в процессе формирования отливки в форме;
2. дегазация жидкого расплава перед заливкой в формы;
3. предупреждение выделения газов из расплава в процессе кристаллизации.

Первая группа мер охватывает практически весь производственный цикл приготовления жидкого сплава, заливки и кристаллизации.

Особое внимание во многих процессах приготовления литейных сплавов должно быть обращено на чистоту исходных шихтовых материалов. В процессе плавки стали большое количество H вносится в сталь с ржавой шихтой. Достаточно иметь в шихте 1% ржавчины, чтобы в плавильный агрегат вносилось около $2,5 \text{ м}^3$ водорода на 1 т стали. Многие ферросплавы трудно освободить от водорода даже при высокотемпературном прокаливании. Так, ферромарганец при температуре около 1000°C может содержать до $30 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ водорода. Ферросилиций при этой же температуре может содержать до $60 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ водорода. Никель и хром соответственно 8 и 1-2 $\text{см}^3/100 \text{ г}$.

Для сплавов особо склонных к газопоглощению (медные, цинковые сплавы и др.) необходимо вести плавку в защитной среде (ваку-

ум, нейтральная или восстановительная среда, защищать металл шлаками и флюсами, применять различные методы дегазации в процессе плавки и перед выпуском (звведение в расплав элементов, реагирующих с растворенным газом и образующих негазообразные продукты реакции, раскисление металла ...).

Вторая группа мер предусматривает создание условий для дегазации расплава вне плавильного агрегата. К ним следует отнести: вакуумирование расплава в ковше или во время разливки, продувку расплава газами, ультразвуковую обработку и др. методы физического воздействия.

К третьей группе мер относится распространенный при изготовлении отливок из легких сплавов метод кристаллизации под давлением, разработанный А.С.Бочваром и А.Г.Спасским. В автоклаве создается давление 4-5 ат. Аналогично высокому давлению действует ускоренное охлаждение. Часть газов не успевает выделиться, а также в результате большого градиента температур по сечению отливки уменьшается слой, в котором протекает кристаллизация, и поэтому газы, успевшие выделиться, могут легче и быстрее переместиться в области, где сосредоточены усадочные раковины, которые при создании направленного затвердевания выводятся в прибыль.

2.6.4. Газовые раковины экзогенного характера

Поглощение газа металлом извне может происходить в период заполнения формы до образования вполне затвердевшей корочки. В дальнейшем возможна только диффузия газа из формы в металл. Захват (инжекция) газов струей металла при правильной конструкции литниковой системы обычно не является причиной брака отливок. Основной причиной образования раковин экзогенного характера являются газы, проникающие из формы в неуспешную затвердеть отливку.

Газы, содержащиеся в полости формы, вытесняются во внешнюю среду через выпор. Газ, находящийся или образующийся в порах формы, может повышать свое давление при задвиге до величин достаточных для преодоления сил, мешающих его проникновению в массу жидкого сплава.

Первой причиной повышения газового давления является нагрев воздуха до температуры, которая вблизи отливки близка к температуре жидкого сплава. *Второй причиной* является образование в форме дополнительного количества газообразных веществ (газотворная способность формы).

При литье по-сырому основным источником новой газообразной

фазы является влага. При заполнении влажной формы металлом в тонком поверхностном слое формы пар образуется мгновенно, в дальнейшем этот слой расширяется по мере прогресса до 100 °С. Достаточно 1% влаги в облицовочном слое, чтобы количество паров составило ~2/3 объема металла.

Очевидно, что проникновение газов из формы в отливку тем вероятнее, чем больше сумма имеющихся и выделившихся в ней газов и чем выше их давление на границе металл-форма. Снижение давления достигается уменьшением в смеси газобразующих примесей и отводом газов во внешнюю среду.

Максимальное давление газов, вызванное нагревом формы и выделением в ней газов, наблюдается в первый период контакта металла и формы (Рис. 2.12.). Для этого периода характерна возможность наибольшего проникновения газов в отливку и образования раковин I типа. Штриховая линия указывает на то, что в некоторых случаях после периода постепенного снижения газового давления у поверхности отливки наступает второй период повышения давления, которое также может привести к образованию раковин (II типа).

Повторное повышение давления вызвано конденсацией водяных паров в глубинных (холодных) слоях формы. Выделившаяся вода заполняет поры между зёрнами песка, в результате чего газопроницаемость смеси снижается практически до нуля.

Газовые раковины экзогенного характера обычно располагаются под поверхностной коркой отливки. Например, при недостаточной вентиляции формы и повышенном содержании влаги на ее стенках на поверхности отливки образуются в большом количестве мелкие раковины ("ситовидная пористость"), характерные для тонкостенных быстро затвердевающих отливок (Рис. 2.13.).

Предотвращению газовых раковин способствует внешнее давление на отливку, масса столба металла над местом, где пузырек стремится пройти в отливку, и поверхностное натяжение сплава, кото-

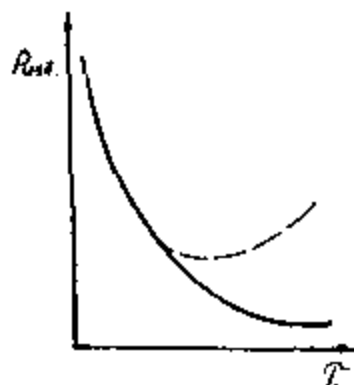


Рис. 2.12. Изменение во времени избыточного давления газа в форме вблизи поверхности отливки



Рис. 2.13. Газовые раковины экзогенного характера, «ситовидная пористость»

рое может изменяться в связи с окислением сплава. Например, при литье алюминиевых сплавов на поверхности отливки быстро образуется пленка окислов алюминия. При этом пузырек будет преодолевать не силы поверхностного натяжения, а прочность пленки. На отливке из алюминиевых сплавов нередко можно наблюдать так называемые поверхностные раковины. Такие раковины образуются также в результате реакции $Me + H_2 = MeO + 2H$. Образовавшийся атомарный водород может проникнуть в отливку и через образовавшуюся твердую корку.

2.6.5. Неметаллические включения

Неметаллические включения в отливках представляют собой твердые частицы соединений компонентов сплавов с неметаллическими примесями. Их размеры колеблются от долей микрона до десятков микрон. Основная масса неметаллических включений в литейных сплавах делится по составу на окислы и сульфиды. По видам источников неметаллические включения делятся на попадающие в сплав вместе с шихтой, продукты взаимодей-

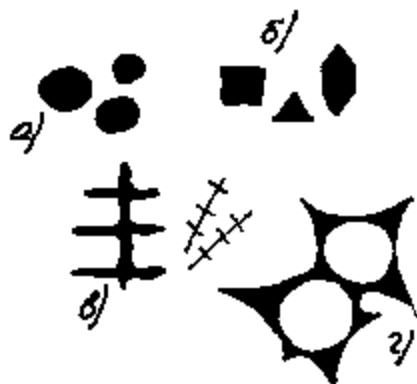


Рис. 2.14. Формы неметаллических включений

ствия компонентов сплава с примесями или добавками, продукты взаимодействия компонентов сплава с атмосферой. По формам неметаллические включения делятся на округлые (Рис. 2.14., а), кристаллические (б), игольчатые (в) и пластинчатые (г). Неметаллические включения делятся на растворимые в основе сплава в жидком состоянии и мало- или почти нерастворимые. Первая группа формируется в качестве самостоятельной фазы только при кристаллизации; вторая может существовать в жидком металле в виде мелких частиц. К растворимым можно отнести FeO , FeS , CuO , Cu_2O , CuS , Cu_2S . Остальные (в основном окислы) практически нерастворимы.

Массовая доля кислорода в %, а следовательно, и окисных включений в важнейших литейных сплавах характеризуется следующими цифрами:

Сталь 0,01-0,03

Чугун 0,002-0,006

Бронза 0,08-0,15.

Объемная доля сульфидов в железных сплавах равна или больше объемной доли окислов.

Неметаллическая фаза в сплавах на основе алюминия и магния представлена в основном окислами, имеющими форму плен. В сталях пленки встречаются в больших количествах только в тех случаях, когда они содержат легирующие добавки элементов, образующих устойчивые окислы - Cr, Al, Ti.

Малорастворимые включения (например, окислы в стали) при увеличении скорости кристаллизации в широком диапазоне не изменяют своих размеров. Только при затвердевании очень крупных слитков наблюдается тенденция к их укрупнению. По-видимому, это связано с коагуляцией включений при длительных выдержках в жидком состоянии. На объемную долю этих включений скорость кристаллизации не оказывает никакого влияния.

Ввиду очень малых размеров всплывание неметаллических включений происходит на ламинарном режиме, подчиняющемся уравнению Стокса:

$$\omega = \frac{2}{9} q \frac{\rho_{\text{ж}} - \rho_{\text{в}}}{\eta} r^2,$$

где ω - скорость всплывания; q - ускорение силы тяжести; $\rho_{\text{ж}} - \rho_{\text{в}}$ - разность плотностей металла и включения; η - вязкость металла; r - радиус частиц.

При размерах порядка микрона всплывание происходит настолько медленно, что очищение металла за время затвердевания даже крупных слитков практически не происходит.

Растворимые включения (например, сульфиды в стали) существенно изменяются в зависимости от условий кристаллизации. При увеличении скорости кристаллизации уменьшается и их размер и объемная доля. Это объясняется тем, что при ускорении охлаждения диффузия в жидкой фазе не успевает выровнять состав вблизи границ зерен. Кроме того, происходит измельчение самого зерна.

Для предотвращения образования или уменьшения количества неметаллических включений в сплавах необходимо проводить следующие мероприятия:

А. Борьба с нерастворимыми включениями.

1. Отстаивание жидкого металла. Способ действителен только по отношению к крупным включениям.
2. Продувка сплавов инертными газами, пузырьки которых увлекают за собой и флотируют включения.
3. Обработка цветных сплавов флюсами, растворяющими окис-

ные включения и переносящими их в шлак.

4. Фильтрация через огнеупорные фильтры легких цветных сплавов.

Б. Борьба с растворимыми включениями.

1. Переведение растворимых включений в нерастворимые, способные легко удаляться из расплава, например, раскисление.

2. Ускорение затвердевания.

ГЛАВА 4 ЧУГУНЫ

Железоуглеродистые сплавы – стали и чугуны – важнейшие металлические сплавы современной техники. По объему производства чугуна и стали намного более, чем в 10 раз превосходит производство всех других металлов, вместе взятых.

Основной продукцией черной металлургии является сталь, причем приблизительно 90 % изготавливается углеродистой стали и 10 % легированной. Таким образом, основным металлическим материалом промышленности является углеродистая сталь.

Чугун – важнейший литейный материал, широко применяющийся в металлургии и машиностроении. Около 75 % отливок изготавливается из чугуна. Свойства чугуна определяются в первую очередь структурой, формирующейся при затвердевании, в процессе охлаждения в твердом состоянии и при термической обработке. Наиболее важным процессом при этом является графитизация, определяющая не только количество, форму и распределение графита в чугуне, но и строение его металлической основы [18,20].

4.1. Классификация чугунов

Чугунами называются сплавы Fe-C, содержащие в структуре эв-

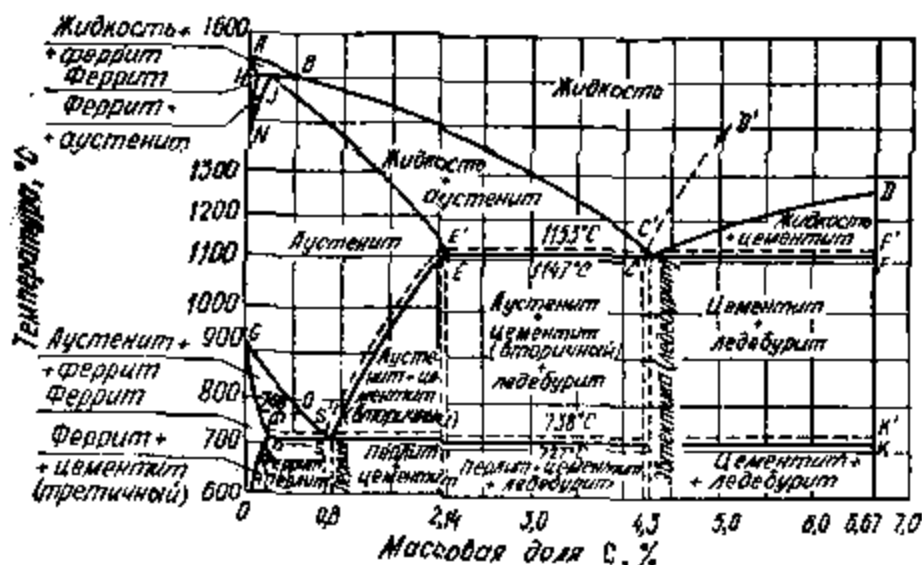


Рис. 4.1. Диаграмма системы сплавов Fe-C

технику (эвтектики). На рис.4.1 приведена диаграмма состояния сплавов системы Fe-C, включая систему Fe-Fe₃C. Фигуративная точка С наиболее легкоплавкой (1147 °С) композиции, содержащей 4,38 % С, называется эвтектической. При этой температуре эвтектический жидкий нелегированный чугун (содержащий только Fe и С) затвердевает в полностью равновесных условиях с образованием смеси двух твердых фаз - аустенита А, содержащего около 2 % С (в разные времена это содержание оценивалось от 1,7 до 2,14 %), и цементита Ц, содержащего 6,67% С при 1148 °С (по стехиометрической формуле Fe₃C соответствует содержание углерода 6,67 % С). Смесь этих двух фаз (эвтектика) получила название *ледебурит*. На рис.4.2 показаны две основные разновидности ледебурита - *сотовидный* и *пластинчатый* (или *пластинчатый*). Второй чаще наблюдается в быстро затвердевшем белом чугуне, в нем чередуются пластинки цементита и аустенита примерно одинаковой толщины.

Ледебурит имеет повышенную твердость и хрупкость из-за высокой твердости (~HV 900-1000 или 9000-10000 Н/мм²) и хрупкости цементита. Наиболее хрупок сотовидный ледебурит, в нем "соты" аустенита почти полностью изолированы друг от друга, и присущая аустениту пластичность не может реализоваться - микротрещины и разрушающая магистральная трещина проходят по хрупкой сплошной цементитной матрице. Пластинчатый ледебурит несколько менее хрупок, так как трещины могут "проскакивать" и по аустенитным прослойкам.

Аустенит сохраняется до комнатной и более низких температур лишь в специальных аустенитных чугунах, легированных никелем, марганцем, медью, азотом. В бинарных сплавах Fe-C типа чугунов аустенит при сравнительно медленном охлаждении (когда нет закалки) претерпевает эвтектоидный распад. В системе Fe-Fe₃C этот распад происходит ниже 727 °С (см. эвтектоидную точку S на Рис. 4.1.) и приводит к образованию из аустенита эвтектоидной смеси - *перлита*. Эта смесь состоит из чередующихся пластинок феррита Ф и цементита Ц (рис.4.3, а). Перлит содержит около 0,8 % С, поэтому пластинки феррита в нем намного толще пластинок цементита. В результате этого пластинчатый перлит имеет значительно более высокую пластичность и ударную вязкость, чем пластинчатый ледебурит. Существует также так называемый *зернистый* перлит (рис.4.3, б), получаемый специальной термообработкой. Он еще более пластичен и вязок. Чугуны с такой структурой перлита (за рубежом называется "армастил") используют для ударопрочных деталей.

По структуре зернистый перлит и сотовидный ледебурит являют-

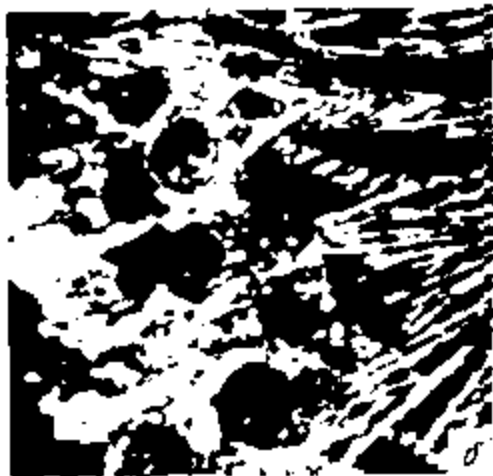
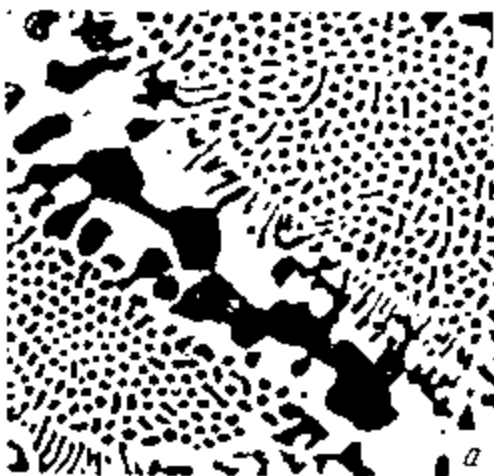


Рис. 4.2. Микроструктура ледобурита после травления микрошлифа ниталем: а - стандартный ледобурит, $\times 400$; б - пластинчатый (пластинчатый) ледобурит в быстро затвердевшем белом чугуине, $\times 100$.

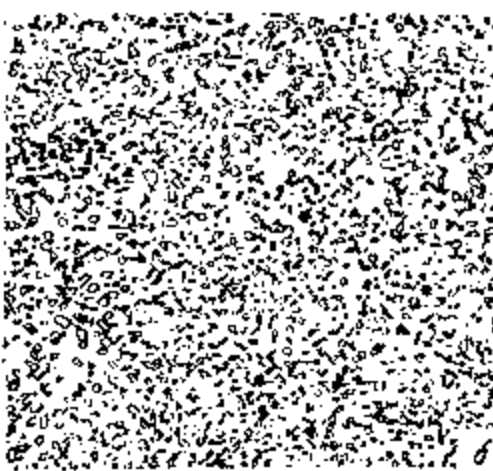


Рис. 4.3. Микроструктура перлита после травления микрошлифа ниталем: а - пластинчатый перлит, $\times 200$; б - зернистый перлит, $\times 100$

ся антиподами. В зернистом перлите твердая и хрупкая фаза - цементит - образует не сплошную, хрупкую матрицу, а изолированные островки. При этом соблюдается так называемый принцип Шарни-Бочвара, согласно которому такая островковая структура в большинстве сплавов оптимальна.

На диаграмме Fe-C область левее точек E и E' относится к *сталь*ям, правее - к *чугунам*. Так как абсциссы этих точек очень близки и мало отличаются от круглой цифры 2% C, последнюю и предложили считать *разграничивающей* указанные две области. Чугуны

2% < C < 4,34 % C называются доэвтекктическими, с % C = 4,34-4,38 %, (практически 4,3-4,4 %) - эвтекктическими, с % C > 4,38 - заэвтекктическими. На Рис.4.4, а, б показана микроструктура доэвтекктического и заэвтекктического белых чугунов.



Рис. 4.4. Микроструктуры доэвтекктического (а) белого чугуна с дисперсными избыточными перлитными цементитами, превратившимися в перлит после охлаждения металла, и заэвтекктического (б) белого чугуна с пластинками избыточного перлитного цементита, $\times 100$

Степень эвтектичности ("эвтектичность") доэвтекктических чугунов изменяется от 0 до 1,0 и рассчитывается по формуле:

$$S_e = \frac{\%C - 2}{4,36 - 2} = \frac{\%C - 2}{2,36} \quad (4.1)$$

Величина 4,36 есть среднее арифметическое от 4,38 % C (абсцисса точки C на рис.4.1) и 4,34 % C (абсцисса точки C'). Это позволяет с очень небольшими погрешностями использовать формулу для расчета S_e белых чугунов, содержащих эвтектику в виде ледебурита, серых и высокопрочных чугунов, содержащих эвтекктический графит вместо ледебуритного цементита.

Величина S_e , рассчитанная по формуле (4.1), указывает долю ледебурита в структуре доэвтекктического белого чугуна: в сплаве с 2% C ледебурита нет и $S_e = 0$. В чугуне с 3,1-3,2% C S_e равна ~0,5 и ледебурит занимает 50 % структуры сплава. В чугуне с 4,3-4,4 % C в структуре присутствует один ледебурит с $S_e \approx 1,0$. Однако применительно к заэвтекктическим чугунам S_e уже не отражает долю ледебурита, которая, естественно, не может превышать 100 % в структуре сплава. То, что на рис.4.1 стехиометрическому цементиту (отвечающему

формуле Fe_3C) соответствует $S_c = 2$, - случайное совпадение.

В практике чугунолитейного производства часто встречается другая оценка степени "эвтектичности" чугуна $S_c = \% C/4,36$ (обычно вместо 4,36 используют цифру 4,3). По этой формуле $S_c = 1,0$ у эвтектических чугунов, $S_c < 1,0$ у доэвтектических и $S_c > 1,0$ у заэвтектических.

Величину S_c следует называть "степенью насыщенности".

Представленные выше данные (за исключением точек E' и C' диаграммы Fe-C) относятся к системе Fe- Fe_3C , т.е. к белым чугунам. Однако в чугунах вместо цементита может образовываться графит - вещество, хотя и хрупкое, но очень мягкое, служащее хорошей твердой смазкой при трении скольжения, при обработке металла резанием.

Процесс выделения графита в чугунах обусловлен нестабильностью (метастабильностью) карбида Fe_3C при атмосферном давлении. Процесс называют *графитизацией*, а такие чугуны *графитизированными*. Они делятся на:

- чугуны с пластинчатым графитом (ЧПГ) или *серые чугуны* (СЧ);
- чугуны с хлопьевидным графитом (ЧХГ) или *ковкие чугуны* (КЧ);
- *высокопрочные* чугуны (ВЧ), которые в свою очередь делятся на чугуны с шаровидным графитом (ЧШГ) и чугуны с вермикулярным графитом (ЧВГ).

В серых чугунах пластинки графита, размельчаясь и разветвляясь при ускорении охлаждения затвердевающего металла и, соответственно, роста фронта кристаллизации, иногда свертываются в "веточки", и тогда колония эвтектического графита, вырастающая из одного "центра графитизации", имеет вид еще не распустившегося куста. За рубежом такой вид графита получил название "коралловидного".

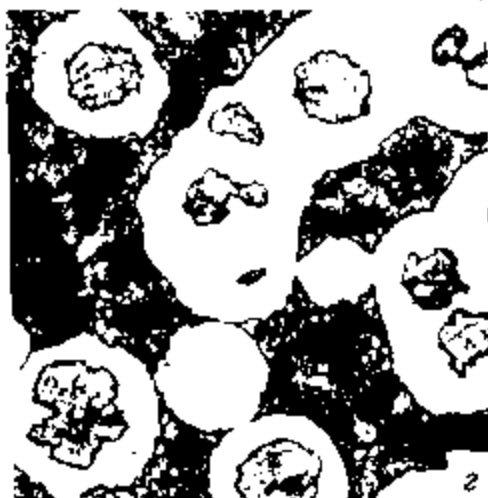
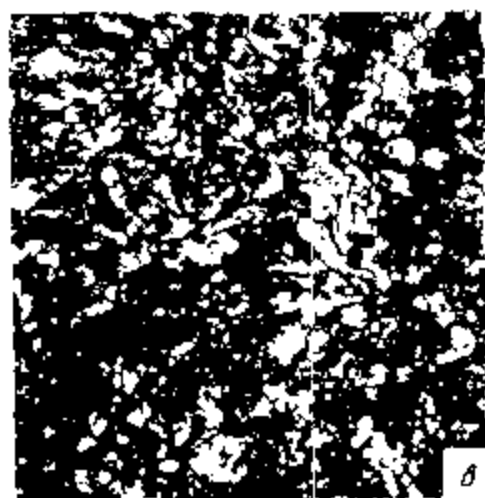
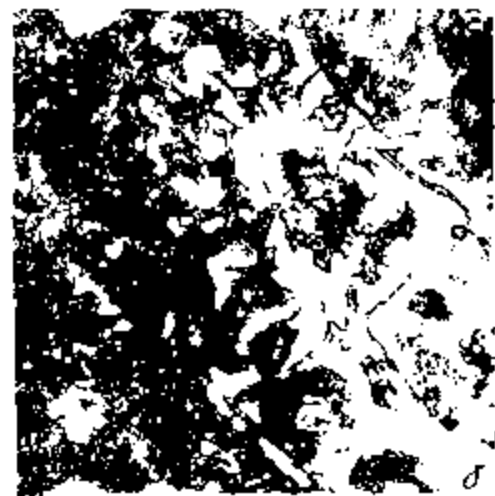
ЧХГ и ЧВГ иногда объединяют в одну группу ЧКГ (чугунов с компактным графитом), однако не следует забывать, что в первом случае такой графит образуется во время отжига, а во втором - во время затвердевания.

Чугуны, содержащие, наряду с эвтектикой *аустенит + графит*, некоторое количество эвтектики *аустенит + цементит* (т.е. ледобурит), называются *половинчатыми* (или "третьими"). Они имеют повышенную твердость и плохую обрабатываемость резанием и чаще всего рассматриваются как литейный брак, исправимый термической обработкой.

Чем больше пластинчатого графита в сером чугуне и чем крупнее его пластинки, тем ниже механические свойства, что хорошо корре-

лирует с эвтектичностью чугуна (или со степенью насыщенности $S_{\text{ж}}$). Чем она выше, тем больше графита в сплаве, тем ниже эти свойства. В ковковом и высокопрочном чугуне такая корреляция прослеживается значительно слабее, а иногда в ЧШГ и вовсе отсутствует - важнее оказываются такие факторы, как компактность графитных включений, их размер, среднее расстояние между ними.

В сером чугуне графитная фаза вырастает при его затвердвании в виде пластинок, чаще всего объединенных в розетки, центр которых и есть место, где в жидком чугуне зародился (или развился) центр кристаллизации графитного разветвленного кристалла (сокращенно - *центр графитизации*). Пластинки графита в сером чугуне сильно разобщают металлическую матрицу, при нагружении и разрушении чугунных деталей они служат внутренними надрезами,



концентраторами напряжений и местом образования или прохождения микро- и макротрещин. По этой причине механические свойства серого чугуна значительно ниже, чем у стали того же химического состава.

Придание графитной фазе в чугуне компактной формы (КЧ и ВЧ) вызывает резкое повышение механических свойств металла.

В графитизированных чугунах цементит может присутствовать лишь в форме перлита (т.е. цементитного эвтектоида). Перлит имеет твердость, обычно не превышающую HB 250, и серые чугуны с перлитной металлической матрицей (ПСЧ - перлитные серые чугуны) достаточно хорошо обрабатываются резанием. ПСЧ отличаются повышенной прочностью и износостойкостью.

Чаще всего в машиностроении используют перлитно-ферритные серые чугуны (ПФСЧ). Их твердость составляет $\approx$ HB 200, они лучше обрабатываются резанием, чем ПСЧ, но их механические свой-

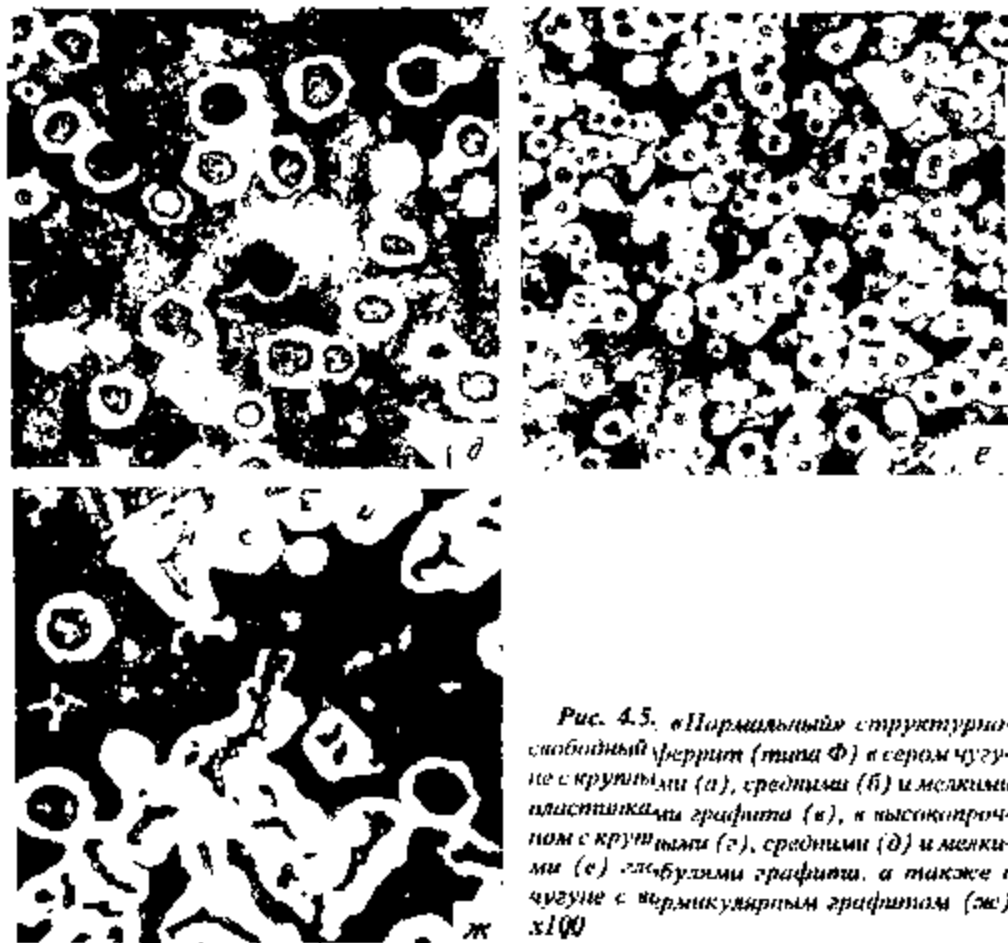


Рис. 4.5. «Нормальный» структурно-свободный феррит (типа Ф) в сером чугуне с крупными (а), средними (б) и мелкими пластинками графита (в), в высокопрочном с крупными (г), средними (д) и мелкими (е) сферулами графита, а также в чугуне с вермикулярным графитом (ж) $\times 100$

ства и износостойкость несколько ниже.

Включения графита в сером и высокопрочном чугунах обычно окружены небольшой оторочкой металлической основы, обогащенной кремнием (в результате так называемой *обратной эвтектической микроликации* этого элемента). Обычно именно здесь и выделяется в первую очередь структурно-свободный феррит (кремний - ферритообразующий элемент). В чугуне с грубыми пластинками графита "поля" этого феррита крупные (рис.4.5, а), и, чем мельче пластинчатый графит, тем мельче включения указанного феррита (рис.4.5, б, в). Вокруг шаровидных включений графита такой феррит образует шаровидные оторочки (структура типа "бычий глаз"; рис.4.5, г, е). Чем крупнее глобулы графита, тем пропорционально больше по диаметру эти шаровидные оболочки феррита. В высокопрочном чугуне с вермикулярным графитом оторочки феррита повторяют форму графитных включений (рис.4.5, ж).

Однако в чугунах наблюдается также явление *обратной дендритной микроликации кремния*, в результате которой этим элементом оказываются обогащенными свободные от графита осевые участки дендритов избыточного аустенита в доэвтектических чугунах. Из-за этого в них также может в первую очередь выпасть феррит. Такой "аномальный" *дендритно-ориентированный феррит* снижает механические свойства чугуна в несколько раз сильнее, чем феррит Ф, так как ферритные дендритные участки (свободные от низкопрочной фазы - графита) намного менее прочны, чем такие же участки, но с перлитной микроструктурой. Феррит Ф' чаще наблюдается в ускоренно закристаллизовавшихся чугунах.

Считают общепризнанными два механизма появления графита: 1) выделение из пересыщенного раствора (жидкого или твердого); 2) распад цементита. Правда существует и третий механизм. Было показано, что при инокулирующем модифицировании чугуна кремнийсодержащими добавками могут временно образовываться неустойчивые карбиды типа карборунда SiC , а при модифицировании алюминием - метастабильный карбид Al_4C_3 . При распаде этих фаз формируется графит. Однако это вызывает образование лишь очень небольшого количества графита в виде его зародышей.

На рис.4.1 диаграмма Fe-C состоит из двух диаграмм: диаграммы Fe-Fe₃C и диаграммы Fe - *графит*. Первая обозначена сплошными линиями, вторая - штриховыми. Точки первой обозначены латинскими буквами без штриха, точки второй - со штрихом (например, E', C', F', S', K'). Левее ломаной линии DC' E' S' P' Q' все другие линии обеих диаграмм совпадают, так как здесь нет ни гра-

фита, ни цементита в структуре металла.

Диаграмму Fe-Fe₃C называют диаграммой *метастабильных равновесий*, так как цементит есть фаза метастабильная и при атмосферном давлении он всегда склонен к распаду на железо и графит (в углеродистых сталях такой распад никогда не происходит и эти стали описываются только диаграммой Fe-Fe₃C). Лишь при очень высоких давлениях цементит и графит меняются местами: первый становится стабильной фазой, а второй метастабильной. В этом случае графит стремится превратиться в цементит или другие карбиды железа (например, Fe₂C₃). Такой процесс называется *карбидизацией*. Последняя наблюдается и при легировании сплавов Fe-C элементами, повышающими сродство металл - углерод (*карбидообразующими элементами* Mn, Cr, V, Ti и др.).

Диаграмму *железо - графит* называют диаграммой *стабильных равновесий*. Действительно, нет такого вида термообработки, который превратил бы графитизированный сплав Fe-C в белый чугун, хотя обратный процесс всегда возможен; он лежит в основе производства ковкого чугуна. Карбидизация графитизированного не легированного чугуна в изотермических условиях и при атмосферном давлении принципиально невозможна - она противоречила бы второму началу термодинамики.

Чистое железо затвердевает при 1540 °C (точка A на рис.4.1) в виде высокотемпературной модификации феррита, имеющего о.ц. к.-решетку (δ-феррит). При температурах ниже 1393 °C (точка N на рис.4.1) чистое железо переходит в γ-модификацию, имеющую г.ц.к.-решетку (аустенит). При дальнейшем охлаждении до температур ниже 912 °C (точка G на рис.4.1) аустенит вновь превращается в феррит с о.ц.к.-решеткой. Этот феррит обозначается греческой буквой α, чтобы отличить его от высокотемпературного δ-феррита.

Область GPQ очень узка - растворимость углерода в α-феррите очень мала, она максимальна при температуре 727 °C (~0,02 % C).

Цементит бывает первичным (Ц_p), эвтектическим (ледебуритным), вторичным (Ц_в), эвтектоидным (перлитным) и третичным (Ц_т).

На рис.4.1 видно, что любая углеродистая сталь с содержанием углерода до 2 % может приобрести чисто аустенитную структуру при нагреве до соответствующей температуры. Обычно в этом состоянии и производится прокатка и другие виды горячей деформации стали. Чугуны же ни при каких обстоятельствах не могут приобретать однофазную аустенитную структуру. С большим трудом белые чугуны могут быть подвергнуты ковке в двухфазном состоянии A + Ц. Серые чугуны практически не могут подвергаться обработке давлени-

Жидкие чугуны, затвердевающие белыми из-за недостатка в них центров графитизации, пересохлаждаются до температур ниже 1154°C без образования в них графита и претерпевают эвтектическое превращение уже ниже 1147°C в метастабильной системе $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$. При этом в доэвтектических чугунах выпадение первичного аустенита в области $\text{Ж} + \text{А}$ между ликвидусом и солидусом вызывает обогащение маточного расплава углеродом до эвтектического состава (4,38 % C в метастабильной системе).

В заэвтектических чугунах выпадение первичного цементита Ц_1 в области $\text{Ж} + \text{Ц}_1$ между цементитным ликвидусом CD и солидусом CF вызывает обеднение маточного расплава углеродом до эвтектического состава. В случае же эвтектического чугуна точки ликвидус и солидус совпадают и расплав целиком претерпевает эвтектическое превращение без предварительного выпадения из него каких-либо избыточных фаз.

Эвтектическое превращение расплава по метастабильной системе приводит к тому, что однофазный расплав эвтектического состава (4,38 % C) распадается одновременно на две твердые фазы - аустенит + цементит. Их смесь и составляет структурную составляющую ледебурит.

Доэвтектические чугуны приобретают при затвердевании структуру, состоящую из двух структурных составляющих: избыточный (первичный) аустенит А и ледебурит Л_1 . Эвтектический чугун в этих же условиях имеет одну структурную составляющую Л_2 , а заэвтектические чугуны имеют две структурные составляющие Л_1 и Ц_1 . С точки зрения фазового состояния все эти чугуны состоят из двух одинаковых фаз: $\text{А} + \text{Ц}$. На этом примере наглядно видно различие между понятиями "фаза", "смесь фаз" и "структурная составляющая".

Расплав чугуна, содержащий достаточно большое количество центров графитизации, претерпевает эвтектическое превращение в стабильной системе при температурах ниже 1154°C . При этом в доэвтектических чугунах (содержащих менее 4,34 % C) выпадение избыточного (первичного) аустенита вызывает обогащение расплава углеродом до эвтектического состава (4,34 % C в стабильной системе). В заэвтектических чугунах выпадение первичного графита в области $\text{Ж} + \text{Г}$ между графитным ликвидусом C'D' и солидусом C'F' вызывает обеднение расплава углеродом до эвтектического состава (4,34 % C). В случае эвтектического чугуна точки ликвидус и солидус совпадают и расплав целиком претерпевает эвтектическое превращение без предварительного выпадения из него каких-либо избы-

точных фаз.

Эвтектическое превращение в стабильной системе приводит к тому, что однофазный расплав эвтектического состава (4,34 % C) распадается на две твердые фазы - *аустенит* + *графит*. Однако, в отличие от ледебурита в белых чугунах, эти две фазы не всегда образуют тесную механическую смесь. Поэтому их смесь обычно не рассматривается как отдельная структурная составляющая и не имеет специального названия (ее именуют просто *аустенито-графитной эвтектической смесью*).

В доэвтектических серых чугунах избыточный (первичный) аустенит также не рассматривается обычно как отдельная структурная составляющая, так как в большинстве случаев его очень трудно отличить от эвтектического аустенита, наслаивающегося на него при эвтектическом превращении маточного расплава.

С понижением температуры растворимость углерода в аустените уменьшается (по линии ES в метастабильной системе и линии E'S' в стабильной системе). В высокоуглеродистых (заэвтектоидных) сталях из аустенита в процессе охлаждения выпадает вторичный цементит C_{II} . Однако в белых чугунах вторичный цементит C_{II} обычно трудно различить в микроструктуре, так как он наслаивается на включениях эвтектического (ледебуритного) цементита, а в случае заэвтектического белого чугуна и на первичном цементите C_I .

В серых чугунах вторичный графит не наблюдается в явном виде, так как он осаждается на поверхности ранее образовавшихся включений графита.

При снижении температуры ниже 738 °C аустенит может в принципе претерпевать распад на две новые фазы: *феррит* + *графит*. Однако в сталях этого никогда не происходит (за исключением некоторых видов графитизированной стали) - слишком мала концентрация углерода, чтобы при столь невысоких температурах в твердом металле зародились центры графитизации. В сталях аустенит переохлаждается до температур ниже 727 °C и претерпевает эвтектоидное превращение уже в метастабильной системе: аустенит, содержащий ~0,8 % C, распадается на две другие твердые фазы - *феррит* + *цементит*. Эти две фазы в этом случае образуют характерную тесную механическую смесь - *перлит*.

Сталь с ~0,8 % C, имеющая в отожженном состоянии чисто перлитную структуру, называется эвтектоидной. Стали, содержащие больше или меньше углерода, называются соответственно заэвтектоидными и доэвтектоидными. Эта же терминология применима и к металлической матрице чугунов. В заэвтектоидных сталях аустенит

обедняется углеродом при охлаждении до эвтектоидного состава ($\sim 0.8\% \text{ C}$) в результате выпадения в области $A + \text{Ц}_{\text{II}}$ вторичного цементита Ц_{II} . В доэвтектоидных сталях аустенит при охлаждении, наоборот, обогащается углеродом до эвтектоидного состава в результате выпадения в области $\Phi_{\text{II}} + A$ низкотемпературного феррита Φ_{II} (α -фаза). Так как в чугунах с невысоким и средним содержанием кремния феррит Φ_1 (δ -феррит) практически не участвует в структурообразовании, мы фактически всегда имеем дело с ферритом Φ_{II} и поэтому ниже будем обозначать его одной буквой Φ (α -феррит).

Линии ES и GS , с одной стороны, и PSK , с другой, играют очень важную роль в процессах структурообразования и в стали и в чугуне. Ниже этих кристаллических точек (A_1 на линии GS , A_{II} на линии ES , A_1 вдоль изотермы PSK) все фазовые переходы, происходящие в условиях, близких к равновесным, прекращаются, за исключением выпадения третичного цементита Ц_{III} из пересыщенного феррита, металлографически обычно не выявляемого в чугунах из-за наложения третичного цементита на цементите перлитном или других его разновидности.

При превращении ледебуритного аустенита в перлит цементит перлитный часто осаждается на ледебуритном цементите и также металлографически не проявляется. Поэтому превращенный ледебурит L_{II} может состоять либо из смеси цементита и перлита, либо из смеси цементита и феррита.

Если в белых чугунах эвтектоидное превращение всегда происходит только в метастабильной системе, то в графитизированных чугунах оно может протекать как в метастабильной, так и в стабильной системах. В этих сплавах эвтектоидное превращение в стабильной системе становится возможным из-за наличия в них графита. Ниже 738°C аустенит начинает распадаться на эвтектоидную смесь феррита и графита. Однако последняя не образует характерной для эвтектоида тесной двухфазной структуры. Наоборот, графит, образующийся при эвтектоидном распаде аустенита, наслаивается на поверхности ранее образовавшихся включений этой фазы, в эвтектоидный феррит кристаллизуется самостоятельно. Его называют "структурно-свободным", а такую "смесь", в отличие от перлита, не рассматривают как структурную составляющую и она не имеет какого-либо специального названия.

Аналогичным образом в чугунах вторичный графит, выпадающий при охлаждении вдоль линии $E'S'$, и третичный графит, выпадающий вдоль линии $P'Q'$, не считаются структурными составляющими; они металлографически неотличимы от эвтектичес-

кого графита (и первичного в заэвтектических чугунах). Следовательно, в случае графитизированных чугунов диаграмма фазового состава в системе *железо-графит* фактически совпадает с диаграммой структурных составляющих.

Присутствие в технических сплавах Fe-C дополнительных элементов (кремния в чугунах, примесей типа P, S, легирующих компонентов) часто приводит к образованию новых кристаллических фаз и структурных составляющих.

4.2. Формирование структуры чугунов при затвердевании

4.2.1. Кристаллизация серого чугуна

По виду графитных включений серые чугуны можно разделить на две группы: обычные чугуны с пластинчатым и высокопрочные чугуны с шаровидным графитом.

4.2.1.1. Кристаллизация первичного аустенита

Затвердевание доэвтектических чугунов начинается с кристаллизации первичного (избыточного) аустенита. Образование зародышей аустенита более вероятно в тех микрообъемах жидкости, которые обеднены углеродом, ослабляющим связи Fe-Fe. Считают, что кристаллическая фаза характеризуется более низким содержанием углерода, чем равновесное. В процессе роста кристалл аустенита по мере увеличения радиуса кривизны межфазной поверхности приобретает состав, приближающийся к равновесному.

Важной характеристикой дендрита является степень его разветвленности. Определяют ее различным образом: по расстоянию между рядами наиболее сильно развитых ветвей или по количеству ветвей второго порядка на единице длины ветви первого порядка. Однако более точно ее можно оценить диаметром поперечного сечения ветви: чем он меньше, тем больше разветвленность дендрита. С увеличением скорости охлаждения степень разветвленности дендрита аустенита увеличивается.

4.2.1.2. Кристаллизация первичного графита

Кристаллизация заэвтектических чугунов начинается с выделения высокоуглеродистой фазы. В зависимости от состава расплава и скорости охлаждения вначале выделяется графит (при достижении графитной границы метастабильности) или цементит (при достижении цементитной границы метастабильности). Кристаллизация первичного графита может происходить вплоть до эвтектической

температуры. Крупные или слабо разветвленные образования первичного графита часто хорошо отличаются от эвтектического графита (Рис. 4.6.).



Рис. 4.6. Первичный и эвтектический графит $\times 100$

Выделение графита связано не только с подводом к нему атомов углерода, но и с отводом от него атомов железа. Роль второго процесса очень важна, т.к. диффузионная подвижность атомов железа в расплаве ниже, чем атомов углерода. Это различие приводит к многообразию фазовых переходов в чугунах. При ускорении охлаждения расплава или добавке некоторых примесей эвакуация атомов железа задерживается быстрее, чем подвод атомов углерода к графиту.

Поэтому концентрирующийся в отдельных участках расплава углерод выделяется совместно с железом в виде карбидных фаз и вместо стабильного фазового состояния создается метастабильное.

Форма графитных включений является важнейшей характеристикой структуры, в значительной мере определяющей свойства чугунных отливок. Формирование зародышей первичного графита очевидно происходит на графитовых комплексах, присутствующих в жидком чугуне, или же на других твердых частицах. Форма графитного зародыша не известна. Учитывая особенности кристаллической природы графита, следует полагать, что зародыш представляет собой пластинку, составленную из базисных слоев.

Рассмотрим механизм роста графитного зародыша и морфологические особенности образующихся кристаллов. Вопрос о форме графитных образований, а также о причинах ее изменений в различных условиях является одним из узловых вопросов морфологии чугуна. Вопрос этот сложен, т.к. форма включения определяется не только природой самого графита, но и процессами, происходящими в окружающих металлических фазах [5].

Пластинчатые включения первичного графита образуются в обычных серых чугунах. Выделяющийся графит приобретает форму слабо разветвленных розеток с пластиновидными лепестками. Закалка от температур между ликвидусом и солидусом показывает, что уже в начале роста кристалла образуются пластинчатые ответвления, которые, в свою очередь, могут давать начало новым лепесткам, и гра

фитный кристаллит приобретает *крабообразную, или розеточную форму*. Когда плоскость шлифа рассекает графитное образование не по центру, оно воспринимается как группа изолированных пластин.

Возможно, что определенную роль в формировании включений первичного графита играет и процесс агрегации пластин. Изучение кинетики формирования спели в доменном чугуна показало, что в условиях интенсивного перемешивания расплава при барботаже образование спели ускоряется из-за агрегации пластин графита.

Пластина графита имеет слоистое строение. *Значительная разница в поверхностной энергии базисной и призмной грани приводит к анизотропии скорости роста*. Преобладание скорости продольного разрастания пластины (вдоль плоскости базиса) над скоростью поперечного роста закономерно, т.к. критическая величина двухмерного зародыша на базисной грани велика. С другой стороны, наличие сильных ненасыщенных связей на призмных гранях (на кромке графитной пластины) позволяет предположить, что здесь критическая величина зародыша мала и даже возможен беззародышевый нормальный рост кромки, путем последовательного присоединения атомов.

До последнего времени обычно принималось, что графитная пластина формируется в результате послойного нарастания гексагональных сеток, берущих начало от редко возникающих двухмерных зародышей. Однако оценка степени пересыщения жидкого раствора углеродом при температурах выделения графита показывает, что вероятность образования двухмерных зародышей на базисной грани мала. *Дислокационный механизм роста играет, по-видимому, основную роль в утолщении графитной пластины*. В основе этого механизма лежит создание самовоспроизводящихся ступенек роста, связанных с выходом на плоскость базиса винтовых дислокаций, или других дефектов. В результате на поверхности пластины образуется большое количество холмиков роста, что должно, казалось бы, обеспечить быстрое утолщение пластин. В действительности это не наблюдается. Возможно, что призмные грани ступенчатых холмиков роста в процессе утолщения пластины дезактивируются, т.е. открытые ненасыщенные связи на этих гранях насыщаются из-за адсорбции примесей. Такое предположение находит экспериментальное подтверждение.

В чугуна поверхностно активными примесями являются в первую очередь *O* и *S*. Вводя в чугуна элементы, реагирующие с кислородной группой, можно устранить (хотя бы частично) указанные адсорбционные пленки и тем самым ускорить поперечный рост пластин гра-

фита. При введении церия включения графита сохраняют розеточную форму, однако их микроморфологические характеристики изменились: увеличилась толщина и образовалась грубая бахрома на боковых поверхностях пластин (Рис. 4.7.). Добавка в расплав церия, приводящая к десорбции поверхностно активных элементов, устраняет пассивацию дислокационных ступенек и поперечный рост отдельных участков пластины ускоряется. Такая поверхность графита имеет так называемый ячеисто-дендритный рельеф. Срастание соседних холмиков роста и происходящий при этом захват участков расплава могут являться одним из источников повышения содержания примесей в графите.



Рис. 4.7. Влияние церия на формирование пластины первичного графита. $\times 1000$

могут отклоняться при росте в направлении тех участков расплава, которые характеризуются большей степенью пересыщения углеродом. Причиной расщепления является также *накопление упругих искажений* в растущей кромке кристалла и их релаксация. Определенное значение при этом имеет интеграция искажений в упаковке кромки, обусловленных нескомпенсированностью связей на межфазовой границе.

Важную роль играют *примеси*. Графитный кристалл в чугунах растет в благоприятной для расщепления обстановке: окружающая среда состоит в основном из атомов примеси - железа, что и способствует расщеплению. Расклинивающий эффект атомов железа усиливается с ростом линейной скорости кристаллизации графита. Поэтому с

Образование разветвленного графита происходит в результате расщепления его кристаллов в процессе роста.

Расщепление при росте из расплава (или из раствора) присуще не только графиту, но и другим кристаллам со слоистой структурой. Им присуща относительно слабая связь между слоями, что и облегчает расщепление при деформации и в процессе роста. Начальный этап расщепления, заключающийся в появлении на кромке пластины отростков, растущих под некоторым углом, по-видимому связан с несколькими обстоятельствами. *Небольшие выступы*, случайно образующиеся на фронте кристаллизации как результат его ячеистого формоизменения,

увеличением скорости охлаждения графит становится более разветвленным.

Некоторые примеси (в первую очередь О и S) действуют в обратном направлении. Механизм влияния этих примесей не ясен. Возможно, что, адсорбируясь на растущем кристалле графита и затем попадая во внутренние его области, атомы О и S каким-то образом усиливают связь между слоями и снижают склонность к расщеплению. В отношении S установлено, что с увеличением ее содержания включения графита становятся грубопластинчатыми, малоразветвленными. Вакуумирование жидких чугунов, при котором удаляется, наряду с другими примесями, и О, приводит к формированию тонкоразветвленного графита.

Жидкий чугун рафинируют также добавкой активных раскислителей и десульфураторов - Mg и Ce. Вводя в заэвтектический чугун возрастающее (до определенного предела) количество Ce, можно получить графит от слабо-разветвленных пластинчатых включений до сильно-разветвленных и шаровидных.

Результаты морфологического анализа первичного графита можно обобщить в виде схемы (Рис. 4.8.).

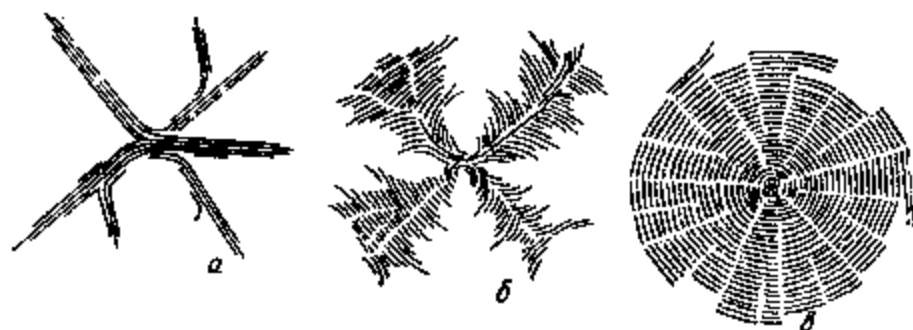


Рис. 4.8. Структурная схема формирования графитных включений различной формы

Направление линий на схеме показывает положение базисной плоскости графита. В условиях, когда расщепление происходит редко, преобладает продольный рост пластинчатых ответвлений и формируются малоразветвленные розетки. При условии разветвления, сопровождающегося всеерным разворотом отплачкующихся пластинок, образуются отдельные секторы. В формировании этих ветвей существенный вклад вносит поперечный рост на винтовых дислокациях, т.к. процесс расщепления способствует образованию винтовых дислокаций. Этот механизм роста становится основным при образовании сферокристаллов.

Процесс расщепления уже на ранних стадиях роста приводит к

образованию графитного шарика, ограниченного плоскостями базиса. Увеличение размеров шарика происходит в результате поперечного роста графита. По мере роста сферокристалла в его наружной зоне увеличиваются напряжения, связанные с повышением концентрации примесей и изгибом гексагональных углеродных сеток, обусловленным сферической формой поверхности. Релаксационные процессы реализуются путем возникновения дислокационных субграниц и формировании слоистой субструктуры сферолита.

Таким образом, графитная розетка и сферокристалл графита генетически представляют один и тот же тип графитного кристаллита, разновидности которого различаются степенью некристаллографического разветвления и соотношением скоростей поперечного и продольного роста.

Механизм формирования шаровидного графита трактуется по-разному. Еще нет достаточных данных для того, чтобы вскрыть природу действия примесей на торможение или усиление расщепления, ускорение или замедление продольного и поперечного роста графита. Предполагается, что атомы Mg, Ce и др. сфероидизирующих модификаторов, адсорбируясь на поверхности графита, нивелируют скорость его роста в различных направлениях. Другие исследователи связывают влияние Mg и Ce с образованием пузырьков газовой фазы и кристаллизацией в них графита, с влиянием их на термодинамическую активность углерода, на переохлаждаемость расплава, поверхностное натяжение и др.

Однако и сферокристаллы и пластины первичного графита можно получить в немодифицированном чугуна одного и того же состава, кристаллизующемся с различной скоростью. В массивной части клиновидной отливки из чистого высококремнистого чугуна (1,8% C и 11,2% Si) формировались розетки первичного графита; в средней - компактные включения с многочисленными ответвлениями; в тонкой - типичные сферокристаллы.

Сферокристаллы образуются в чугунах (и их аналогах Ni-C и Co-C), подвергнутых глубокому раскислению и десульфурации без применения добавок Mg или Ce. Более того, при большом избытке этих примесей происходит так называемое перемодифицирование расплава и при затвердевании образуется пластинчатый, а не шаровидный графит.

Отсюда следует, что шаровидная форма включения возникает не благодаря лишь присутствию в расплаве модифицирующей примеси, а представляет естественную форму роста графита в чистых Fe-C-Si сплавах.

Такое предположение имеет физическую основу. Шаровидные включения являются термодинамически более устойчивыми образованиями, чем розеточный графит. Теоретически показано, что кристаллическая фаза с большой анизотропией поверхностного натяжения может иметь меньшую свободную энергию в поликристаллическом состоянии, чем в монокристаллическом - при одном и том же объеме. Стабильным оказывается поликристалл, сложенный из пирамидальных кристалликов, таким образом, что на его внешнюю поверхность выходят лишь грани с малым натяжением. Дополнительная свободная энергия внутренних межзеренных границ перекрывается тем выигрышем свободной энергии, который получается благодаря отсутствию на внешней поверхности граней с большим натяжением. Графитный сферокристалл и представляет собой поликристалл такого типа.

Образование розеточных включений графита в технических чугунах, содержащих кислород, серу и др. примеси, также имеет термодинамическое обоснование. Эти примеси, располагаясь в первую очередь на призматических гранях графита, снижают их поверхностную энергию, а следовательно, и соотношение призматического и базисного поверхностных натяжений. Устойчивой становится пластинчатая форма графитных кристаллов, т.к. образование межзеренных границ в этом случае приводит к повышению свободной энергии сплава. Таково же, по-видимому, и действие большого избытка модификаторов (явление перемодифицирования), замещающих поверхностно активные элементы группы кислорода и, в свою очередь, понижающих поверхностное натяжение призматических граней.

Строение шаровидных включений графита вне зависимости от происхождения (первичный графит, эвтектический, образующийся при отжиге) очень сходно. В центре часто наблюдается светлое пятно на сером или лучистом фоне, что является оптическим эффектом.

4.2.1.3. Эвтектическая кристаллизация $Ж \rightarrow A + Гр$

Эвтектический распад $Ж \rightarrow A + Гр$ является важнейшим этапом структурообразования в чугуне. Во время эвтектического превращения в обычно применяемых доэвтектических чугунах формируется структура высокоуглеродистых фаз, в значительной мере определяющая механические и технологические свойства чугуна.

Общие представления об эвтектической кристаллизации складывались под влиянием работ А.А.Бочвара. По мнению Бочвара в эвтектической жидкости порознь зарождаются и растут кристаллы обеих твердых фаз; в месте и в момент соприкосновения разноимен-

ных кристаллов начинается собственно эвтектическое превращение, в процессе которого на фронте кристаллизации происходит сначала преимущественное выделение одной из фаз, а затем отложение другой. Первая фаза названа ведущей - она первой вырастает в жидкость и, следовательно, ведет кристаллизацию, образуя скелет эвтектического зерна, в то время как другая, ведомая фаза, отлагается в промежутках скелета.

Форма образующегося двухфазного агрегата, называемого эвтектическим зерном, или эвтектической колонией, определяется формой кристаллов ведущей фазы.

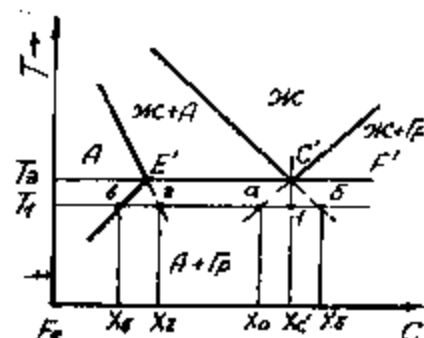


Рис. 4.9. Эвтектическое превращение $Ж \rightarrow А + Γ$

Эвтектическое превращение $Ж \rightarrow А + Γ$ становится возможным при переохлаждении чугуна до температур ниже эвтектической (ниже линии $E'C'F'$) (Рис. 4.9.).

При переохлаждении $\Delta T = T_0 - T_1$ расплав эвтектического состава x_c , состояние которого описывается фигуративной точкой 1, пересыщен обоими компонентами. В нем содержится избыток углерода $x_c - x_a$ и избыток железа $x_c - x_b$. Нет оснований считать обязательным одновременное зарождение обеих фаз. Первыми могут возникнуть кристаллы одной фазы - например графита, и они некоторое время сосуществуют в метастабильном равновесии с жидкостью состава x_a .

Образование кристаллов одной из фаз и обеднение жидкости соответствующим компонентом приводит к увеличению пересыщения другим компонентом и зарождение второй фазы становится более вероятным. С момента появления обеих твердых фаз в расплаве создается химическая неоднородность. Диффузионное разделение жидкости на две твердые фазы и является, по Тамману, эвтектическим превращением.

Вблизи межфазной поверхности $Γ/Ж$ состояние жидкого расплава описывается точкой a и его состав близок к x_b . На границе с аустенитом раствор имеет состав x_0 . Диффузионный перенос углерода, вызываемый перепадом концентрации $x_0 - x_a$, нарушает равновесие жидкого раствора с обеими твердыми фазами. Вблизи поверхности $Γ/Ж$ концентрация углерода увеличивается, и здесь поддерживается возможность дальнейшего роста графита. В жидкости около аустенита, наоборот, концентрация углерода уменьшается и поддержива-

ется возможность кристаллизации аустенита. Кристаллизация обеих твердых фаз продолжается до использования всего жидкого раствора.

Кинетика диффузионного разделения расплава связана не только с диффузией углерода. В жидкости происходит движение атомов железа от поверхности Гр/Ж и осуществляемое диффузией и конвекцией. Этот процесс в связи с малой диффузионной подвижностью атомов железа в Fe-C (Fe-C-Si)-расплаве играет важную роль в кинетике роста графитных кристаллов, а следовательно, и в кинетике эвтектического распада жидкости при затвердевании серого чугуна. Отношение линейных скоростей кристаллизации этих фаз может заметно изменяться в зависимости от скорости охлаждения расплава и содержания примесей. Это обуславливает возможность изменения структуры серого чугуна, например, переход к кристаллизации аустенитно-карбидной эвтектики.

В чугуне эвтектического состава первыми обычно зарождаются кристаллы графита. Механизм их формирования таков же, как и розеток первичного графита. Прилегающая жидкость обедняется углеродом, и на отдельных участках графита зарождается аустенит (Рис. 4.10.). Он растет прежде всего вдоль поверхности ветвей графитной розетки. Выступающие же кромки ветвей сохраняют контакт с жидкой фазой, поэтому растут с наибольшей скоростью. Возможен и вариант формирования колонии, описанной Бочваром.



Рис. 4.10. Схема формирования аустенитно-графитной эвтектической колонии

Помимо удлинения графитно-аустенитных ветвей, происходит и поперечный рост. Условия такого роста графита существенно отличаются от условий продольного роста, т.к. графит изолирован от расплава. В связи с меньшей скоростью диффузии атомов углерода в твердом растворе скорость поперечного роста мала и ветви графитного скелета колонии утолщаются незначительно.

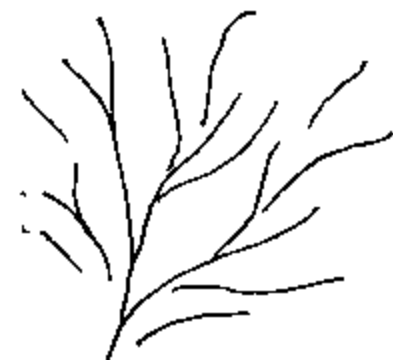


Рис. 4.11. Схема развития графитного остова эвтектической колонии

В процессе роста эвтектической колонии ее графитный остов продолжает разветвляться таким же путем, как и розетка первичного графита. Разветвление усиливается благодаря совместному рос-

ту с аустенитом. Преимущественное развитие получают радиально направленные ветви. В конечном счете образуется графитный скелет колонии, состоящий из нескольких кустовидных зон, центрами которых являются начальные радиальные ответвления (Рис. 4.11.). Разщепляемость графитной пластины зависит от скорости продвижения ее кромки в расплаве. С увеличением линейной скорости кристаллическая разветвленность графита увеличивается, что хорошо описывается формулой Тиллера при значении показателя степени $n = 0,49$:

$$\lambda = A \cdot V^n$$

где λ - расстояние между одноименными кристаллами на фронте кристаллизации.

Поэтому, при больших переохлаждениях формируется тонкодифференцированная эвтектическая структура. Уменьшение межфазных расстояний на фронте кристаллизации улучшает условия диффузионного разделения жидкости. Скорость роста колоний увеличивается

Механизм образования тонкодифференцированной графитной эвтектики до сих пор является дискуссионным. Ранее предполагалось, что тонкий графит возникает вследствие одновременной кристаллизации мелких пластинок из большого числа центров.

Тонкая графитно-аустенитная эвтектика кристаллизуется при большом переохлаждении вне зависимости от причин, обусловивших его. Она образуется не только в перегретых или быстроохлаждаемых расплавах, но и после вакуумирования, десульфурации расплавов и при введении в них примесей, в том числе церийсодержащих модификаторов. Во всех случаях эвтектика имеет сходное строение.

Зарождение тонкой эвтектики происходит на базе мелких включений графита, сечение которых можно обнаружить при разрезе колонии по центру (Рис. 4.12.).

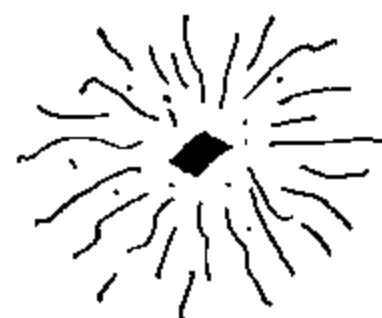


Рис. 4.12. Формирование тонкой графитной эвтектики

В настоящее время трудно указать причины начала разветвления компактных центров колоний и появления тонкопластинчатого графита. Разветвление может начинаться в результате накопления примесей на поверхности графитного комка и зарождения второй фазы эвтектики - аустенита. Сначала появляются немногочисленные отростки, по-видимому, на незранированных аустенитом участках. В дальнейшем от них растут

тонкие графитные пластинки, разветвляющиеся по мере увеличения колонии. Поэтому термины переохлажденный, междендритный, точечный и др. нельзя считать приемлемыми. Кстати, в доэвтектических чугунах весь графит междендритный.

При расщеплении эвтектического графита большую роль играет аустенит. С увеличением переохлаждения формируется более густая сетка аустенитных ветвей, при этом ветви аустенита опережают фронт двухфазной кристаллизации и колония графита прорастает между ними, в общем сохраняя сферические очертания.

До сих пор мы рассматривали процесс нормальной эвтектической кристаллизации, характеризующийся наличием контакта между распадающейся жидкой фазой и обеими твердыми фазами эвтектики в течение всего периода распада.

Абнормальная эвтектическая кристаллизация отличается тем, что в контакте с распадающейся фазой находится лишь одна из растущих, рост же второй, изолированной фазы, совершается в результате диффузии атомов через оболочку первой фазы. В технических чугунах абнормальная эвтектическая кристаллизация происходит при введении в расплав Mg, Ce и др. элементов, называемых сфероидизаторами. Но абнормальную структуру эвтектики можно получить и без модифицирующих добавок: в быстроохлажденных высококремнистых чугунах, в чистых Fe-C-Si-сплавах. Велика роль переохлаждения расплава. Когда присадки модификаторов малы и не могут обеспечить формирование компактных включений графита, ускоренное охлаждение таких расплавов приводит к развитию абнормальной кристаллизации. Все эти факты говорят о том, что абнормальная кристаллизация является естественной разновидностью затвердевания серого чугуна, реализующейся в определенных условиях.

Как и в случае кристаллизации аустенитно-графитной эвтектики с пластинчатым графитом, первыми в магниевом чугуне выпадают графитные включения. Они имеют компактную форму. Даже в образцах, закаленных от температур выше эвтектического интервала, выявляются мелкие сфероиды графита. Строение зародышевых включений подобно описанному выше строению сферокристаллов первичного графита. В основе их роста также лежит процесс расщепления и формирования дислокационной структуры поверхности, обеспечивающей возможность врастания графита в жидкость базисной гранью. Линейная скорость такого роста меньше скорости роста призматических граней, т.е. кромок графитных слоев. Если сопоставить рост пластинчатого включения и равного по объему сферокристалла графита, то легко убедиться в том, что линейная скорость крис-

таллизации сферокристалла мала. Она остается сравнительно малой даже тогда, когда объемная скорость кристаллизации, т.е. количество графита, выделяющегося из жидкости в единицу времени, выше у сферокристалла.

Отсутствие быстропродвигающихся в жидкости участков поверхности графитного шарика играет важную роль. Вторая фаза эвтектики - аустенит, зарождаясь на поверхности графита, растет в слое жидкости, обедненном углеродом, и полностью обволакивает графитное включение, изолируя его от жидкости. Таким образом, процессы, определяющие аномальный характер эвтектической кристаллизации, происходят уже на первом этапе зарождения эвтектических колоний.

Роль ведущей фазы при аномальном эвтектическом распаде играет аустенит. Равноосное включение графита растет без изменения шаровидной формы, если приток вакансий и углерода к поверхности А/Г происходит равномерно со всех сторон. В некоторых микрообъемах образуются мелкие шаровидные включения графита без аустенитных оболочек.

Графитные включения, выросшие в аустенитной оболочке, могут иметь и неравноосную форму. Это связано с двумя обстоятельствами. Возможен вариант соотношения скоростей роста графита и аустенита, когда замыкание аустенитной оболочки происходит не сразу, а через некоторое время. В течение этого периода графит соприкасается с жидкой фазой и может расти в виде пластинок, розеток и др. форм. В дальнейшем, когда возникает сплошная аустенитная оболочка, происходит утолщение графита на всех участках поверхности А/Г. Таким путем формируются включения червеобразного, узелкового, пруткового и др. разновидностей вермикулярного графита. Второе обстоятельство связано со структурой и химической неоднородностью аустенитной оболочки колоний, вследствие которой приток вакансий и атомов углерода к поверхности А/Г может быть неравномерным.

4.2.1.4. Эвтектическая кристаллизация доэвтектических чугунов

Эвтектическая кристаллизация доэвтектических чугунов имеет свои особенности, так как эвтектическому превращению предшествует кристаллизация первичного аустенита. Выделение аустенита сопровождается обогащением жидкости углеродом по линии аС' (Рис. 4.13.). При эвтектической температуре в насыщенном железом и углеродом жидком растворе графит еще не зарождается и при дальнейшем охлаждении продолжается кристаллизация аустенита,

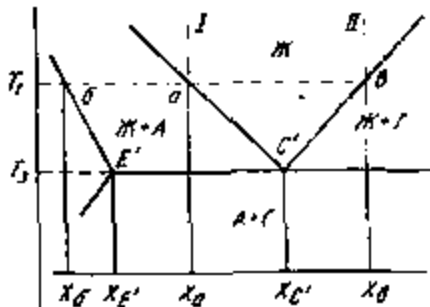


Рис. 4.13. Эвтектическая кристаллизация доэвтектических чугунов

а жидкость пересыщается углеродом. Только с момента начала формирования графита начинается эвтектическое превращение.

Шаровидные включения графита обычно формируются в междуветвиях аустенитного дендрита, вблизи от поверхности А/Ж, и образование оболочек эвтектического аустенита происходит вследствие разрастания дендритных ветвей (Рис. 4.14.).

Часто образуются цепочки включений, располагающиеся вдоль междуветвий дендрита. Если эти включения зародились недалеко друг от друга, то, разрастаясь в аустените, они могут прийти в контакт, в результате чего получаются двойные, тройные и более сложные включения.

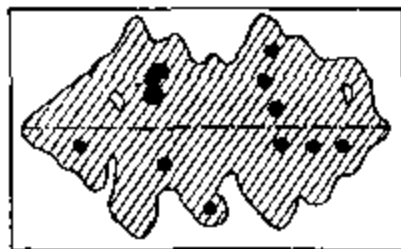
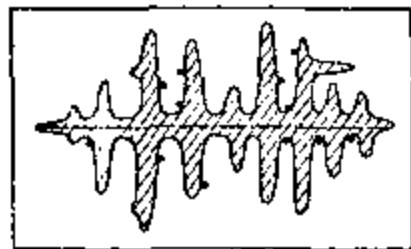


Рис. 4.14. Схема формирования цепочек включений шаровидного графита в доэвтектических чугунах

Структура аустенитно-графитных эвтектических агрегатов с пластинчатым графитом, образующихся в доэвтектических чугунах, подобна описанной ранее. При медленном охлаждении формируются колонии с мало разветвленным графитом. При ускоренном охлаждении они приобретают более правильную сферическую форму и тонкое строение. В низкоуглеродистых чугунах, эвтектический распад происходит лишь в небольших, иногда разобщенных участках жидкой фазы. В результате затвердевания этих жидких прослоек графит оказывается расположенным между ветвями аустенита, особенно при значительном пересохлаждении.

Существенное влияние на кристаллизацию графита в низкоуглеродистых чугунах оказывает их склонность к рассредоточенной усадке. Образующиеся усадочные микропоры заполняются выделяющимися при охлаждении из аустенита углеродом, который наследует их форму.

4.2.1.5. Эвтектическая кристаллизация заэвтектических чугунов

Эвтектическая кристаллизация заэвтектических чугунов начинается после того, как в интервале температур T_1 – T_2 выделится первичный графит и жидкость приобретает эвтектический состав. Эвтектический аустенит зарождается на поверхности включений как первичного графита, так и эвтектического, образующегося при температурах ниже T_2 . Место же зарождения и роста эвтектического графита, его расположение по отношению к первичному зависит от условий и от типа эвтектической кристаллизации. Небольшая доля эвтектического графита успевает отложиться на поверхности первичного (еще свободного от аустенита), затем в результате диффузии углерода и вакансий через аустенитную оболочку происходит утолщение пластин. Это утолщение невелико. Основной объем эвтектического графита кристаллизуется совместно с аустенитом независимо от включений первичного графита.

При абнормальной кристаллизации эвтектический аустенит также растет на поверхности первичных сферокристаллов графита. Эвтектический же графит, в силу особенностей абнормальной кристаллизации, растет внутри аустенита – как на первичных сферокристаллах, так и в составе колоний, возникших на зародышах эвтектического происхождения. Поэтому включения первичного графита оказываются окруженными более или менее толстой оболочкой эвтектического. Так как выявить двухслойное строение графитных включений при микроанализе затруднительно, то заэвтектический чугун с шаровидным графитом трудно отличим по структуре от эвтектического. Применяют локальный рентгено-спектральный микроанализ. Поскольку первичный графит, в отличие от эвтектического, частично растет в контакте с жидкостью, он в большем количестве адсорбирует примеси.

4.2.1.6. Влияние примесей на структурообразование в сером чугуне

Промышленные чугуны всегда содержат различные примеси. Рассмотрим их влияние на кристаллизацию и структуру серого чугуна.

Кремний повышает активность углерода в жидком растворе и в аустените и способствует выделению графита. Из-за повышенной степени эвтектичности чугуна при добавке кремния в случае медленной кристаллизации выделяется более грубый графит и больше, чем в бескремнистом чугуне. В чугунах с повышенным содержанием кремния графит кристаллизуется и при больших скоростях охлаждения.

образуется аустенитно-графитная эвтектика с сильно разветвленным графитом.

Фосфор частично растворяется в аустените и феррите. Однако уже при небольшом содержании фосфора в чугунах образуется легкоплавкая фосфидная эвтектика ($\text{Fe-Fe}_3\text{C-Fe}_3\text{P}$), содержащая 16,7 % Р. Практически во всех медленно охлаждающихся при затвердевании серых чугунах фосфидная эвтектика образуется уже при 0,05 % Р. Это - результат сильной микроликвации Р, он концентрируется в последних участках жидкости. В быстро охлажденных чугунах, содержащих 2-2,5 % Si, фосфидная эвтектика не образуется и при 0,15 % Р.

Кремний усиливает ликвацию фосфора и фосфидная эвтектика появляется при меньшем содержании Р в чугунах. В эвтектических чугунах фосфидная эвтектика располагается в основном на границах эвтектических А + Гр колоний. В медленно кристаллизующемся чугунах участки фосфидной эвтектики могут встречаться и вблизи центра А + Гр колоний благодаря тому, что при ее формировании крупные аустенитно-графитные ветви проникают глубоко в жидкость и участки сильно обогащенной фосфором жидкости могут оказаться в середине колонии. Более равномерно фосфидная эвтектика распределена в доэвтектическом чугунах - между ветвями и по всему сечению колоний.

В сером медленно охлажденном чугунах почти весь фосфор сосредоточен в фосфидной эвтектике и в небольшом слое матрицы (50-100 мкм) возле нее.

Сера обладает малой растворимостью в аустените и оказывает сильное влияние на форму включений эвтектического графита. Например, при 0,24 % S (3,5 % C; 0,58 % Si; 0,4 % Mn) образуются колонии с малоразветвленным грубопластинчатым графитом. Уменьшение ее содержания до 0,02 % приводит к увеличению разветвленности графита, при 0,008 % кристаллизуется тонкодифференцированная графитная эвтектика. Имеются данные, что при очень низком содержании серы кристаллизуется компактный шаровидный графит.

Марганец неограниченно растворим в аустените и мало влияет на строение А + Г колоний.

Легирующие элементы, наиболее часто применяемые при производстве отливок из серого чугуна (Ni, Cr, Mo, Cu, Al), не оказывают значительного влияния на строение эвтектических колоний. Их вводят в чугун для регулирования структурных изменений матрицы в твердом состоянии.

4.2.2.1. Кристаллизация цементита первичного и эвтектики

В переохлажденной жидкости возможно выделение и графита и цементита. Выделение цементита приводит к меньшему выигрышу свободной энергии, чем при выделении графита, но оно может оказаться кинстически выгодным, так как система быстрее сбрасывает избыток свободной энеогии. Объясняется это прежде всего тем, что формирование графита в расплаве связано не только с большими диффузионными перемещениями атомов углерода к выделяющемуся графиту, но и с удалением атомов железа от графита. Кристаллизация цементита связана в основном с диффузией углерода, а атомы железа испытывают небольшие смещения. Эти смещения и диффузия углерода успевают произойти и при быстром охлаждении. Удаление же атомов железа, с которым связано формирование графита, при быстром охлаждении задерживается.

Форма кристаллов *первичного цементита* пластинчатая. На микрошлифах чаще всего видны поперечные сечения пластин в виде более или менее тонких полосок. Механизм формирования пластины Ц состоит в послойном нарастании плоских дендритов.

При кристаллизации сильно переохлажденного чугуна происходит расщепление цементита. В поверхностном слое отливок заэвтектического чугуна, затвердевших в кокиле, обнаруживаются веерообразные пучки пластин. Склонность Ц к веерообразному разрастанию следует связывать с особенностями его строения. Анизотропия межатомных связей предопределяет его рост в виде пластин, а также возможность расщепления разрывом более слабых связей.

Эвтектический распад при малых переохлаждениях приводит к независимому росту аустенита и карбида. Немногочисленность кристаллов и малая линейная скорость роста ослабляют их взаимное влияние. Диффузионные процессы, выравнивая состав жидкости, предотвращают зарождение одной фазы на поверхности другой. В результате образуется конгломерат независимо выросших кристаллов двух фаз.

Эвтектический распад при больших переохлаждениях приводит к совместному росту кристаллов А и Ц, сопровождающемуся их взаимным прорастанием. Образуется эвтектика, называемая ледебури-том. Колония ледебурита состоит из цементитной пластины - матрицы, проросшей аустенитом. Длина и ширина колонии значительно превышают ее толщину. Колония имеет вид пчелиных сот, так как ряды аустенитных ветвей пронизывают цементитную мат-

ри цу.

Микроскопические исследования показывают, что колонии ледобурита формируются на кристаллах Ц. В заэвтектических чугунах в центре каждой ледобуритной колонии имеется базовая пластина Ц₁. В доэвтектическом чугуне дендриты первичного аустенита и эвтектические колонии располагаются независимо друг от друга.

4.2.2.2. Влияние примесей на кристаллизацию белого чугуна

Обычные, или технологические, примеси не оказывают заметного влияния на форму и строение структурных составляющих белого чугуна. Однако повышенное их содержание, когда чугуны становятся легированными, может изменить характер роста и строение эвтектических колоний. Это связано с разным влиянием легирующих элементов на рост графита и карбида-фаз, ведущих эвтектическую кристаллизацию. Атомная структура и механизм роста графита одинаковы в серых чугунах различного состава. Природа же и закономерности роста карбида могут значительно изменяться в присутствии легирующих примесей.

Фосфор сильно влияет на первичную структуру белого чугуна. Повышенное содержание Р способствует раздельной кристаллизации фаз при эвтектическом превращении и образованию конгломератных структур. С повышением содержания фосфора максимальная степень переохлаждения жидкости, при которой еще наблюдается раздельная кристаллизация, увеличивается. В чугунах, содержащих свыше 1% Р, раздельную кристаллизацию можно наблюдать при затвердевании тонкостенных кокильных отливок, т.е. в условиях быстрого охлаждения. С ростом общего содержания фосфора, строение ледобуритных колоний грубеет вплоть до того, что колонии, как структурные единицы не выявляются. Фосфидная эвтектика $\Lambda + \text{Fe}_3\text{C} + \text{Fe}_3\text{P}$ (16,7 % Р) легкоплавка, поэтому кристаллизуется последней и располагается между колониями ледобурита.

Кремний, как уже отмечалось, способствует образованию в чугуне графита при кристаллизации и при фазовых превращениях в твердом состоянии. Микроанализ белых чугунов, содержащих до 3% Si, не выявляет особенностей в структуре Ц₁ и ледобурита. В цементите кремния нет или его очень мало. При кристаллизации чугуна практически весь кремний концентрируется в аустените.

В белых чугунах, содержащих >2,5% Si, наряду с цементитом кристаллизуется силикокарбид.

С увеличением содержания кремния доля силикокарбида увеличивается, а Ц уменьшается и при содержании >7% Si образуется толь-

ко силикокарбид (СК). Считают, что в СК содержится 3,4% С и 8,9% Si, что отвечает формуле Fe_3SiC . СК кристаллизуется в виде точечной эвтектики (А + Ц + СК), располагающейся между колониями ледебурита. Следовательно, тройная эвтектика кристаллизуется при более низкой температуре, чем ледебурит. В сплавах, содержащих >5,5% Si, эвтектическая кристаллизация начинается с образования двойной аустенито-силикокарбидной эвтектики (А + СК) и завершается кристаллизацией тройной А + Ц + СК эвтектики. С увеличением содержания кремния количество тройной эвтектики уменьшается и при 8% Si она практически не образуется.

Увеличение содержания кремния до 10-11% при сохранении принятых условий затвердевания затрудняет получение чистого белого чугуна. Образуются включения графита шаровидной формы, окруженные ферритными оторочками. В основном же структура отливок состоит из дендритов феррита и СК в междуветвях. Исчезновение тонкодифференцированной силикокарбидной эвтектики и вновь наблюдаемая раздельная кристаллизация фаз, по-видимому связана с переходом к новой эвтектике - феррито-силикокарбидной (Ф + СК). Одна из эвтектических фаз остается прежней, а вместо аустенита из жидкости выделяется кремнистый феррит.

Сера в белом чугуне, как и в сером, выделяется в основном в виде сульфидов, расположенных по границам зерен. При содержании серы в чугуне >0,10% образуется сульфидная эвтектика $\Phi + Fe_3C + Fe_3S$, представляющая собой ледебурит с диспергированными в нем включениями сульфида. Сера мало растворима как в аустените, так и в цементите. Поэтому сульфиды эвтектики выделяются в микроликвационных областях жидкой фазы, огибаемых фронтом совместной кристаллизации аустенита и цементита.

Марганец при содержании до 1% не оказывает заметного влияния на первичную структуру белого чугуна. При кристаллизации он концентрируется в карбиде.

Карбид марганца Mn_3C изоморфен с Fe_3C и они образуют непрерывный ряд твердых растворов. Атомы марганца замещают атомы железа в Ц в определенном порядке. Возможно с увеличением содержания марганца в белом чугуне возникает сверхструктура цементита.

Хром широко применяется для легирования белых чугунов. При кристаллизации хромистых чугунов (0-35% Cr) могут образоваться карбидные фазы двух типов $(Fe, Cr)_3C$ и $(Cr, Fe)_7C_3$. Кристаллы $(Fe, Cr)_3C$ при затвердевании чугуна не образуются.

Микроскопически определяемые количества карбида $(Cr, Fe)_3C$

образуются в чугунах начиная с 9,5% Cr. В интервале концентрации до 9,5% Cr не оказывает заметного влияния на первичную структуру чугуна. Кристаллы первичного карбида $(Cr, Fe)_7C_3$ имеют карандашную форму. При >10% Cr образуется хромистокарбидная эвтектика.

Вольфрам и молибден оказывают сходное влияние на процесс кристаллизации белого чугуна. Добавки их <1%, вводимые главным образом для выравнивания структурных изменений в твердом состоянии, практически не сказываются на первичной структуре отливок. Высоколегированные W и Mo чугуны в практике чугунолитейного производства встречаются редко. Однако быстрорежущие стали (до 20% W) испытывают во время кристаллизации эвтектическое превращение.

При небольших содержаниях вольфрама (1-2%) кристаллизация чугуна завершается затвердеванием двойной эвтектики $A + (Fe, W)_7C_3$. Дальнейшее повышение содержания вольфрама приводит к появлению тройной эвтектики $A + (Fe, W)_7C_3 + (W, Fe)_6C$. В высоковольфрамовых чугунах часть жидкости превращается в двойную эвтектику $A + (W, Fe)_6C$.

Ванадий образует карбид VC, плавящийся при ~2800 °C. При 1-2% V наблюдаются мелкие равноосные включения карбида VC, окруженные аустенитом. Введение ~3% V приводит к появлению розеточных колоний эвтектики $A + VC$. С повышенным содержанием ванадия число и размеры таких колоний увеличиваются, соответственно уменьшается площадь микрошлифа, занятая ледобуритом. При 6% V обе эвтектики занимают равновеликие объемы, а при еще большем его содержании аустенито-ванадиевокарбидная эвтектика становится преобладающей. При 10% V ледобурит не образуется.

Структурные особенности эвтектики $A + VC$ привлекают особое внимание. В чугунолитейном производстве применяется низколегированный ванадиевый чугун. Введение 0,3-0,6% V не сказывается на первичной структуре отливок. Добавки же до 7% ванадия позволяют получить белый чугун с относительным удлинением ~8%. Коренное изменение свойств белого чугуна, по-видимому, связано со структурными особенностями аустенито-ванадиевокарбидной эвтектики. В эвтектике $A + VC$ (в противоположность ледобуриту) пластичный аустенит составляет матрицу колонии, в которой заключена карбидная фаза. Относительно меньше также карбидной фазы.

Титан обладает наибольшим сродством к углероду, а также к газам, растворенным в жидком чугуне. Образует с ними тугоплавкие соединения - карбид TiC (t_m - 3400 °C), нитрид TiN (3220 °C), дву-

окись TiO_2 (1800 °C), титан почти начисто расходуется перед началом кристаллизации основных структурных составляющих чугуна и, таким образом, может принимать участие в процессе структурообразования лишь в качестве модификатора. В практике производства отливок небольшие добавки Ti (до 0,25%) используются для раскисления расплавов и модифицирования.

4.2.2.3. Кристаллизация половинчатого чугуна

До сих пор рассматривались такие условия затвердевания отливок, при которых обеспечивалась кристаллизация либо графита, либо цементита. Изменяя скорость охлаждения расплава и его химический состав, можно создать условия, при которых кристаллизуются обе высокоуглеродистые фазы.

Поскольку для образования Γ р необходимы большие передвижки атомов и углерода и железа при охлаждении расплава графит начнет выделяться при более высоких температурах, чем цементит. В условиях изотермической кристаллизации время перехода всей жидкости в графит и аустенит может оказаться большим, чем инкубационный период зарождения Π при данной температуре. Тогда часть оставшейся жидкости превращается в смесь $A + \Pi$. Возможен и обратный порядок.

Наряду с условиями охлаждения значительное влияние на кристаллизацию половинчатого чугуна оказывают примеси, прежде всего кремния. В малокремнистых чугунах выделение графита затруднено; эвтектическая жидкость сравнительно легко переохлаждается и в ней первыми могут зарождаться и расти колонии ледобурита. Их рост приводит к уменьшению переохлаждения из-за выделения тепла и к обогащению кремнием прилегающей жидкости. В ней облегчается зарождение и рост колоний графитной эвтектики, которые располагаются между колониями ледобурита. В чугуне с повышенным содержанием кремния графитная эвтектика образуется легко. В процессе роста графитных колоний жидкость обедняется кремнием, скорость роста замедляется и при достижении определенного переохлаждения начинается кристаллизация и цементитной эвтектики.

В легированных чугунах порядок формирования половинчатых структур может быть различным и определяться межфазовым распределением элементов, противоположно влияющих на термодинамическую активность углерода.

Таким образом, формирование половинчатой структуры при кристаллизации чугуна определяется соотношением термодинамических

стимулов образования Gr и Ц и кинетикой их роста при соответствующих условиях охлаждения.

4.3. Структурные изменения в чугунах после затвердевания

4.3.1. Выделение графита и цементита из аустенита

После затвердевания чугун состоит из аустенита и высокоуглеродистых фаз. В медленно кристаллизовавшемся чугуне аустенит химически однороден, содержание углерода в нем близко к равновесному. В чугунах, кристаллизующихся быстро, аустенит неоднороден: в наружных зонах дендритных ветвей концентрация углерода больше, чем в середине. В связи с уменьшением растворимости при понижении температуры из аустенита выделяются высокоуглеродистые фазы: при медленном охлаждении - вторичный графит, при ускоренном - вторичный цементит. Gr_n наслаивается на эвтектический, иногда растет в виде пластин вдоль определенных плоскостей кристаллизации аустенита, образуя видманшtedтову структуру вторичного графита. Ц_n тоже наслаивается на Ц ледебурита или выделяется в виде прожилок по границам зерен. Во время охлаждения белого чугуна из аустенита выделяется обычно лишь Ц . При охлаждении половинчатых чугунов из аустенита выделяются обе фазы. В контакте с графитом из аустенита выделяется графит, а вдали от них и в контакте с ледебуритом - цементит. В белых чугунах с повышенным содержанием кремния во время охлаждения из аустенита легко выделяется графит. При этом легко графитизируется и эвтектический цементит (и силикокарбид). Выделение графита можно предотвратить увеличением скорости охлаждения.

4.3.2. Графитизация карбидов

Чугуны, содержащие цементит, характеризуются повышенной свободной энергией. При замене цементита графитом свободная энергия снижается, чугун переходит в стабильное состояние. Этот процесс называется графитизацией и им широко пользуются при термической обработке чугунных отливок. При производстве изделий из ковкого чугуна он является основной технологической операцией. Высокотемпературный отжиг (930-1050 °C), при котором графитизируется эвтектический и частично вторичный цементит, называется I стадией графитизации белого чугуна.

Образование центров графитизации в белых чугунах происходит гетерогенно. В начале первой стадии графитизации белых чугунов большую роль играют микронесплошности. Установлено, что гра-

стимулов образования Gr и Ц и кинетикой их роста при соответствующих условиях охлаждения.

4.3. Структурные изменения в чугунах после затвердевания

4.3.1. Выделение графита и цементита из аустенита

После затвердевания чугун состоит из аустенита и высокоуглеродистых фаз. В медленно кристаллизовавшемся чугуне аустенит химически однороден, содержание углерода в нем близко к равновесному. В чугунах, кристаллизующихся быстро, аустенит неоднороден: в наружных зонах дендритных ветвей концентрация углерода больше, чем в середине. В связи с уменьшением растворимости при понижении температуры из аустенита выделяются высокоуглеродистые фазы: при медленном охлаждении - вторичный графит, при ускоренном - вторичный цементит. Gr_n наслаивается на эвтектический, иногда растет в виде пластин вдоль определенных плоскостей кристаллизации аустенита, образуя видманшtedтову структуру вторичного графита. Ц_n тоже наслаивается на Ц ледебурита или выделяется в виде прожилок по границам зерен. Во время охлаждения белого чугуна из аустенита выделяется обычно лишь Ц . При охлаждении половинчатых чугунов из аустенита выделяются обе фазы. В контакте с графитом из аустенита выделяется графит, а вдали от них и в контакте с ледебуритом - цементит. В белых чугунах с повышенным содержанием кремния во время охлаждения из аустенита легко выделяется графит. При этом легко графитизируется и эвтектический цементит (и силикокарбид). Выделение графита можно предотвратить увеличением скорости охлаждения.

4.3.2. Графитизация карбидов

Чугуны, содержащие цементит, характеризуются повышенной свободной энергией. При замене цементита графитом свободная энергия снижается, чугун переходит в стабильное состояние. Этот процесс называется графитизацией и им широко пользуются при термической обработке чугунных отливок. При производстве изделий из ковкого чугуна он является основной технологической операцией. Высокотемпературный отжиг (930-1050 °C), при котором графитизируется эвтектический и частично вторичный цементит, называется I стадией графитизации белого чугуна.

Образование центров графитизации в белых чугунах происходит гетерогенно. В начале первой стадии графитизации белых чугунов большую роль играют микронесплошности. Установлено, что гра-

фит легко выделяется в закалочных и деформационных микротрещинах, в усадочных и диффузионных микропорах, в колониях избыточных вакансий, в радиационных и других повреждениях матрицы. Благоприятные условия для выделения графита создаются часто у неметаллических включений и на границах зерен матрицы. Подкладочный эффект поверхностей включений играет второстепенную роль, так как аустенит и цементит являются более эффективными подкладками. И в этих случаях решающее значение имеют нарушения сплошности. Они могут образоваться и в результате частичного растворения включений и из-за различия термических коэффициентов объемных расширений матрицы и включения.

Большое влияние на начальные этапы первой стадии графитизации оказывает предварительная низкотемпературная обработка белых чугунов. При этой обработке, по-видимому, происходит формирование микронесплошностей путем агрегации избыточных вакансий, полученных в результате охлаждения и перераспределения примесей.

Некоторое значение имеют, по-видимому, и графитные комплексы, присутствующие в жидком растворе. Наиболее крупные из них, превышающие критическую величину графитного зародыша, могут играть роль центров графитизации.

Влияние примесей на скорость графитизации белого чугуна различна.

Кремний ускоряет распад цементита. Если в безкремнистом чугуне графитизация начинается с большим трудом, то при добавке кремния она протекает тем быстрее, чем больше его содержание; возникает больше центров графитизации и они быстрее растут.

Поскольку кремний в цементите практически не растворим, существенную роль при зарождении графита играют, по-видимому, диффузионные микропоры, образующиеся при перераспределении кремния в матрице. Из-за сильной микроликвации кремния в белых чугунах силикокарбид, обычно в составе карбидного эвтектоида, может образоваться уже при малом ($<1\%$) общем содержании кремния. Именно в колониях карбидного эвтектоида СК + Ц легко возникают центры графитизации. СК графитизируется быстрее, чем цементит.

Карбидообразующие элементы, легируя цементит, упрочняют его и тем самым замедляют процесс графитизации. Марганец практически не удлиняет процесс отжига. Наиболее опасен хром. Достаточно $0,06-0,08\%$ хрома, чтобы белый чугун при обычных условиях практически не отжигался.

Влияние примесей на форму графитных включений, образующихся в белых чугунах, также велико, как и при затвердевании. Форма графитных включений определяется соотношением скоростей их роста в разных направлениях матрицы, что связано со степенью равномерности притока вакансий и атомов углерода.

При графитизации низкокремнистых белых чугунов (0,9% Si), содержащих 3,25% С и остальных примесей в малых тысячных долях процента, графит растет в виде шаровидных включений, зародившись на периферии дендритных ветвей, где сосредоточены микронесплошности и повышено содержание кремния, растет в аустените и цементите приблизительно с одинаковой скоростью. При повышенном содержании кремния графит растет в аустените быстрее, чем в цементите, и приобретает форму ущербных шаров (при пониженных температурах, когда не происходит заметного разветвления), либо разветвленных в аустените образований.

Сера практически не влияет на форму графита.

Марганец и фосфор ухудшают форму графита.

Алюминий, никель и медь принадлежат к элементам, способствующим, подобно кремнию, графитизации белых чугунов. Наиболее близок к кремнию алюминий. При 0,003% Al включения графита имеют шаровидную форму. С повышением содержания алюминия форма графита все более ухудшается, что связано с увеличением различия скоростей роста графита в аустените и цементите. Алюминий сильно увеличивает число центров и скорость графитизации.

Добавки до 1,05% Ni не изменяют числа графитных включений. Оно заметно увеличивается лишь при 3,15% Ni. Никель в белых чугунах концентрируется в аустените. При медленном затвердевании в цементите никеля в полтора раза меньше, чем в твердом растворе. В связи с этим перлитный распад аустенита подавляется, происходит мартенситное превращение и образуются многочисленные микротрещины, которые при последующей графитизации служат местами зарождения графита. Добавки никеля не приводят к разветвлению графита, скорость графитизации резко увеличивается лишь при содержании никеля 3,15%.

Медь слабо влияет на число центров графитизации. Графит формируется в виде шаров с некоторыми ответвлениями при увеличении содержания меди. Общая скорость графитизации несколько увеличивается.

Хрома в 4,5 раза больше в карбиде, чем в аустените. Добавки хрома приводят к большой разнице скоростей роста графита в аустените и карбиде. В сторону хромистого карбида графит практически не

растет и включения приобретают вид углеродных шаров.

Распределение хрома между фазами меняется в процессе графитизации. По мере того, как карбид, теряя углерод, трансформируется в высокохромистый аустенит, хром переходит в исходный аустенит чугуна и в оставшийся еще карбид, что сильно замедляет первую стадию графитизации.

Добавка хрома в чугун промышленной чистоты, в которых формируется разветвленный графит, мало влияет на его форму. Число центров графитизации и скорость их роста под влиянием добавок хрома резко уменьшаются, а количество оставшегося карбида растет. Белые чугуны, содержащие более 1% Cr, при температурах $< 1000^\circ\text{C}$ и выдержках до 50 ч не графитизируются.

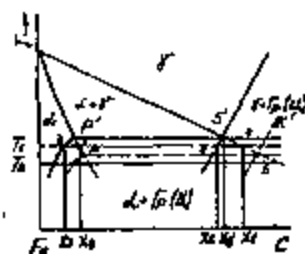


Рис. 4.15. Эвтектоидный распад аустенита

4.3.3. Эвтектоидный распад аустенита

Для начала эвтектоидного распада аустенит необходимо переохладить, т.е. чугун нужно охладить в область субкритических температур ($T < A_1^*$ или A_1^*) (Рис. 4.15.). Если серый чугун охладить, например, до $T_1 < A_1^*$, аустенито-графитное состояние становится нестабильным, переход чугуна в феррито-графитное состояние приведет к уменьшению свободной энергии. Этот выигрыш и явится движущей силой эвтектоидного распада $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Гр}$.

Так как температура $T_1 < A_1^*$ (метастабильного эвтектоидного равновесия) и выделение цемента при T_1 термодинамически невозможно, аустенит распадается на феррит и графит. При температуре T_2 могут происходить обе эвтектоидные реакции: $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Гр}$ и $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Ц}$. Распад с образованием цемента приводит к метастабильному состоянию, выигрыш свободной энергии получается меньшим. Поскольку для реакции $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Ц}$ почти не требуется отвода атомов матрицы от фронта растущих кристаллов цемента, она идет быстрее реакции $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Гр}$ и с увеличением переохладения захватывает все больший объем аустенита. Эти два эвтектоидных превращения и формируют структуру металлической матрицы серых и ковких чугунов.

Промышленные серые и ковкие чугуны представляют собой в основном тройные сплавы Fe-C-Si и для анализа фазовых изменений в них следует пользоваться тройной диаграммой. В сплавах Fe-C-Si

трехфазное эвтектоидное равновесие имеет место в интервале температур. Для каждого сплава существует верхняя и нижняя температурная граница этого интервала, которые обозначим $A_{12}^c (A_{12}^u)$ и $A_{11}^c (A_{11}^u)$ соответственно (Рис. 4.16). С увеличением содержания кремния в сплаве этот интервал расширяется и повышается. Интервалы стабильного и метастабильного равновесия частично накладываются.

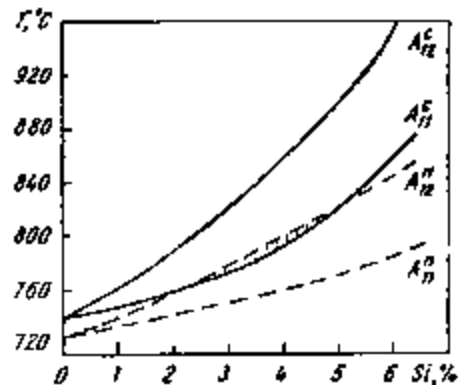


Рис. 4.16. Зависимости температур эвтектоидного интервала стабильного и метастабильного равновесия от содержания кремния в чугуне

Микроструктурная картина эвтектоидного распада в сером чугуне зависит от его химсостава, исходной структуры — главным образом формирующейся при эвтектической кристаллизации, однородности аустенита и скорости охлаждения ниже A_1 (или A_{12}). В железоуглеродистом сером чугуне X , охлажденном до температуры $T_1 < A_1^c$ (Рис. 4.15), эвтектоидный аустенит пересыщен и С и Fe, степень пересыщения $\Delta X_c = X_\gamma - X_\delta$ и $\Delta X_{Fe} = X_\gamma - X_\delta$ соответственно. Из пересыщенного углеродом аустенита на имеющихся включениях выделяется графит, прилегающий к ним аустенит обедняется углеродом, пересыщение же железом увеличивается, создаются благоприятные условия для образования здесь феррита. Возникшие зародыши быстро растут вдоль графитного включения, образуя вскоре ферритную оболочку.

В контакте с графитом состав феррита близок к X_δ , а с аустенитом — к X_γ . Благодаря создающейся разности концентраций $X_\gamma - X_\delta$ в феррите происходит диффузия углерода от поверхности γ/α к поверхности α/Γ . Оболочка феррита расширяется, а графитные включения растут в результате наложения на них эвтектоидного графита. При длительной выдержке (при T_1) этот процесс идет до полного распада аустенита на феррит и графит. Образуется ферритная матрица серого или ковкого чугуна.

При эвтектоидном распаде аустенита серого или ковкого чугуна новые включения графита не образуются. Обычно, не образуется и особой $\Phi + \Gamma$ структурной составляющей — графитного эвтектоида; аустенит распадается на грубый конгломерат абнормального строения. Новые включения Γ в сером чугуне при графитизации ниже A_{11} можно получить, если чугун предварительно закалить на

мартенсит, а затем отжечь при субкритической температуре. Образующийся при этом в закалочных микротрещинах многочисленные мелкие включения графита не имеют, однако, ничего общего с эвтектоидом.

В ускоренно охлаждающемся сером (ковком) чугуна при эвтектоидной температуре аустенит может иметь состав от X_{γ} до X_{γ}^* . Ниже A_1^* , например, при температуре T_2 , возможны эвтектоидные превращения двух видов: $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Гр}$ и $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Ц}$. Первое осуществляется около имеющихся включений Гр, второе же начинается обычно около образующегося феррита, феррит и цементит выделяются совместно в виде колоний тонкодифференцированного эвтектоида - Ц.

Доля аустенита, превращающегося в Ф + Гр и в Ц, зависит от состава и степени переохлаждения чугуна ниже эвтектоидной температуры A_1^* . Если в сером чугуне, содержащем кремний и другие примеси, при кристаллизации или вследствие гомогенизации после затвердевания получен химически однородный аустенит, то микроструктурные изменения при эвтектоидном распаде не отличаются от рассмотренных выше для Fe-C чугуна. Однако распад происходит не при постоянной температуре, а в интервале температур $A_{12}^c - A_{11}^{c*}$, $A_{12}^* - A_{11}^*$ или $A_{12}^c - A_{11}^*$. В первом случае получается ферритная матрица, во втором - может быть Ф-Ц и чисто перлит и в третьем - Ф-Ц. При ускоренном охлаждении эвтектоидный распад может происходить и при температурах значительно ниже A_{11}^* . В этих условиях обычно весь аустенит превращается в перлит тем более тонкого строения, чем больше переохлаждение.

4.4. Некоторые особенности структуры матрицы чугуновых отливок

В зависимости от структуры чугуна, образовавшейся при кристаллизации, состава аустенита и условий охлаждения после затвердевания металлическая матрица чугуна при комнатной температуре может быть ферритной, феррито-перлитной, перлитной, перлито-цементитной, бейнитной, мартенситной, аустенитной.

Условия кристаллизации обычно различны не только в разных отливках, но и в разных зонах одной и той же отливки. В связи с этим структура отливки в различных зонах различна. Она отличается разветвленностью дендритов первичного аустенита в серых и белых чугунах, разветвленностью графита в эвтектических колониях серого чугуна и аустенита в ледебуритных колониях белого чугуна, а также размерами колоний [7]. Скорость охлаждения разных зон отливки в твердом состоянии тоже не одинакова.

Благодаря тому, что при медленном охлаждении кремний повышает температуру и увеличивает скорость распада аустенита на феррит и графит, в отливках с феррито-перлитной матрицей ферритная составляющая сосредоточена в центральных участках эвтектических колоний, где концентрация кремния повышена в результате его микроликвации при затвердевании чугуна. По этой же причине феррит часто образуется и в дендритных ветвях первичного аустенита.

Как показано выше, при данной скорости охлаждения характер и скорость распада аустенита сильно зависят от разветвленности графита, а также от степени ликвации примесей, прежде всего кремния и фосфора. Наибольшая разница в разветвленности графита наблюдается обычно в зоне теплового центра отливки. Наряду с крупными эвтектическими колониями с грубым графитом в центре и тонким на периферии образуются и мелкие колонии с тонким графитом. В участках с тонким графитом распад аустенита на феррит и графит протекает быстрее и матрица получается ферритная или феррито-перлитная: ферритной в середине колоний и перлитной на их границах. В остальных участках отливки с более грубым графитом при данных условиях охлаждения матрица может получиться перлитной.

Внутренний, или обратный отбел нередко получается в зоне теплового центра отливки. Основной причиной внутреннего отбела является увеличение переохлаждения (скорости охлаждения) последних участков жидкости в сердцевине отливки. Образуется он, когда жидкость в ускоренно охлаждающейся сердцевине переохлаждается ниже T_c и частично или полностью кристаллизуется в виде цементитной эвтектики.

Внутренний отбел можно получить в чугуне различного химического состава, прежде всего с разным содержанием углерода и кремния. Для каждого состава есть своя "критическая" скорость охлаждения, превышение которой приводит к внутреннему отбелу. С увеличением скорости охлаждения количество белой составляющей увеличивается. В малокремнистых чугунах внутренний отбел создается уже при небольшой скорости охлаждения. При ускоренном охлаждении может создаваться частичный поверхностный и частичный или полный внутренний отбел. Между ними образуется зона со структурой серого чугуна. В чугунах с повышенным содержанием кремния (2-4%) внутренний отбел образуется только при таких скоростях охлаждения, при которых создается и поверхностный отбел, полный или частичный. Образованию полного внутреннего отбела способствует пониженное содержание кремния, высокий перегрев,

высокая температура заливки в сочетании с большой скоростью охлаждения. В отливках из чугуна с повышенным содержанием кремния ($>2\%$) в процессе охлаждения после затвердевания белая составляющая частично или полностью графитизируется.

Поверхностная серая корка нередко наблюдается в отливках белого чугуна: наружный слой толщиной до 1-2 мм. Отливки для ковкого чугуна с серой корочкой бракуют, так как в белой зоне часто встречаются включения графита. Из этого следует, что наружная серая корка создается, когда соотношение состава сплава и скорости охлаждения близко к критическому: при немного меньшей скорости охлаждения (или немного большем содержании основных графитизаторов - кремния и углерода) чугун затвердевает серым.

Ферритная или феррито-перлитная кайма у поверхности является типичной особенностью отливок из серого чугуна с перлитной матрицей, полученных в песчаной форме. Ширина каймы зависит от состава чугуна и скорости охлаждения и может достигать 25-30 мм. В зоне каймы наблюдается обычная структура серого чугуна, состоящая из эвтектических колоний с разветвленным пластинчатым графитом. Она легче образуется в чугунах с повышенным содержанием кремния и тем шире, чем больше кремния и чем медленнее охлаждалась отливка. Ферритная кайма в чугуне с перлитной или перлито-ферритной матрицей образуется в случае, когда скорость охлаждения поверхностного слоя в интервале температур эвтектоидного распада аустенита на феррит и графит меньше, чем в более глубоких слоях отливки.

Перлитная кайма наблюдается в ковком ферритном чугуне непосредственно у поверхности отливки или за тонким слоем с ферритной матрицей. Эта кайма с перлитной или перлито-ферритной матрицей имеет ширину от 0,1 до ~2,5 мм. Она легко образуется при отжиге чугуна в горшках с засыпкой окалиной. Перлитный слой образуется и в обычных серых и в магниевых чугунах после высокотемпературного нагрева.

Одна из основных причин образования перлитного слоя в ферритных чугунах - уменьшение концентрации кремния, растворенного в аустените или феррите поверхностной зоны отливки в результате нагрева ее в окислительной атмосфере. Это понижает температуру и уменьшает скорость распада аустенита на феррит и графит, что и обеспечивает образование в этом слое перлита. Из-за пониженного содержания кремния образовавшийся перлит графитизируется медленно. В отливках из ковкого чугуна образованию перлитного слоя способствует и меньшее число включений графита в поверхностном

слое. Возможно, что появлению перлитной каймы способствует и образование окислов на поверхности графит/матрица, затрудняющее вторую стадию графитизации. Если чугун охлаждать достаточно медленно в районе нижней границы эвтектоидного интервала, перлитный слой не образуется. Образование перлитного слоя можно также предотвратить отжигом чугуна в нейтральной атмосфере или вакууме.

4.5. Вспечная обработка жидкого чугуна

Рассмотрим вкратце вопросы модифицирования, ковшевого дегазирования и некоторые другие методы вспечной обработки чугунов.

4.5.1. Модифицирование

Оно является одним из наиболее эффективных методов воздействия на кристаллизацию с целью получения благоприятной структуры графита и матрицы, а следовательно, и высоких свойств отливок и применяется поэтому для всех чугунов повышенных марок. Количество современных модификаторов очень велико, например, одних только графитизирующих присадок насчитывается около 150, причем наиболее эффективные из них являются комплексными. Однако не все составляющие сложных модификаторов являются по существу модификаторами; некоторые из них только повышают эффективность модифицирующего воздействия других составляющих путем раскисления, десульфурации, дегазации или иных процессов или являются просто легирующими элементами. Модифицирующее действие обычно полностью исчезает в течение 10-25 мин. Сохранение этого действия присадок важно, особенно при крупном литье, где длительность транспортировки, заливки и затвердевания металла сравнительно велики, и живучести модификатора может не хватить. В таких случаях применяются разные меры, в том числе и модифицирование непосредственно в форме.

Модифицирование серого чугуна. В производстве отливок с СЧ применяют, главным образом, графитизирующие модификаторы для измельчения графита, устранения отбела и междендритного графита, а иногда и частично сфероидизирующие для образования графита благоприятной формы, в частности вермикулярного графита (ВГ). Поэтому модифицирование СЧ целесообразно только при низком содержании углерода и кремния и др. графитизирующих элементов или при повышенной концентрации элементов, препятствующих графитизации, а также при высокой термовременной обработке жидко-

го чугуна, быстрым охлаждением, применении в шихте большого количества стали и пердеельного чугуна, т.е. *в условиях высокого ΔT* и, значит, при производстве чугунов высоких марок.

Выбор модификаторов на каждом заводе обычно производится опытным путем

Большое внимание в последнее время уделяется модифицированию редкоземельными металлами, в том числе Се и Y, которые в небольших количествах (0,03-0,1%) способствуют графитизации, а в количестве 0,15-0,25% приводят к получению ВГ и резкому повышению прочности и пластичности чугуна. Весьма интересным в этом отношении является Y, который поставляется в виде разных сплавов: YFe, YSiCa и др. Хорошие результаты получаются при применении лигатуры, содержащей 30% P3M, в том числе 4,5% Y и 40-45% Si. В этом случае вермикулярный графит получается в низкосернистом чугуне при вводе 0,5-0,7% лигатуры; но для устранения отбела, как и при ВЧШГ, необходимо вторичное модифицирование. Степень усвоения P3M повышается с понижением температуры обработки и уменьшением содержания серы в металле и колеблется в больших пределах (от 30 до 90%).

Особый интерес представляет *суспензионное литье*, в котором роль модификатора играют микрохолодильники. При вводе в чугун 3% железного порошка или 1-1,5% чугунной дроби σ_s повышается на 25-30%.

Кроме модифицирования твердыми добавками, применяют также жидкое модифицирование путем добавки жидкой стали или смешивание разных чугунов. Это повышает свойства чугуна и однородность в разных сечениях не только за счет изменения состава и эвтектичности ($C_s = \%C + 1/3 Si$), но и за счет модифицирования. Например, добавка жидкой стали (10%) увеличивает σ_s на 46%, HB - на 28%.

В качестве особых методов модифицирования можно указать на продувку порошкообразным карбидом кальция CaC_2 (при этом одновременно происходит обессеривание чугуна) или газами: азотом (через плазму), природным газом ...

Обычно модификаторы вводят на желоб, в струю металла, в ковш или форму, применяя при этом специальные дозаторы. Подготовка модификаторов сводится к их измельчению и отсеvu пыли, т.е. зерен менее 0,5 мм. Размер зерен зависит от емкости ковша и способа ввода; чем больше емкость ковша, тем крупнее могут быть зерна, так как мелкие зерна легко окисляются и уносятся с газами или запутываются в шлаке.

Расход модификатора зависит от его состава, технологии ввода, конструкции отливки и марки чугуна и колеблется, например, для ФС75 в пределах от 0,1 до 2%.

Марка чугуна Сч25, Сч30, Сч35, Сч40, Сч45.

Расход ФС75, % 0,2-0,4 0,3-0,5 0,4-0,6 0,6-1,0 1,3-1,6

При применении силикокальция расход может быть уменьшен на 20%. Усвоение кремния из него колеблется в пределах 70-90%. Перегрев чугуна при модифицировании должен быть тем больше, чем выше марка чугуна; обычно он колеблется в пределах 1370-1430 °С. В табл. 4.1 приведены наиболее распространенные графитизирующие модификаторы для серого чугуна.

Таблица 4.1

Графитизирующие модификаторы для серого чугуна

Обозначение модификатора	Массовая доля элементов, %									
	Si	Ca	Al	Ba	Zr	Ce	Mn	Mg	C	прочие
ФС75	75	0,5-1,0	0,1-2,5							
Fe-Si-Zr	60-80	2,0-2,5	1,5		1,5					
Fe-Si-Mn-Ba	60-65	1,5-3,0	1,0-1,5	4-6			9-12			
Силикоалюминиевые металлы СММ	45-55	1,0-3,0	3,0-5,0			10				30-33 РЗМ
СК	55-65	10-30	1-2							
Si-Ca-Al	30-50	20-25	5-15				1,5			
Si-Ca-Zr	30	25			12-15					
Si-Ca-Mn	25-35	15-25					10-15			
Si-Ca-B-Mg	38	28	2					5		2,6 В
Si-Zr	47-52				35-40					
Ni-Si	30									70 Ni
Графит чер									100	
Эксплоид	52	9	1,5					0,3	2,5	
МВС 21	48-52	6-9	3-6,5	2-5				0,7-1,5	24-26	

В качестве стабилизирующих модификаторов для серого чугуна могут применяться Sb, Bi, Te и др. и их лигатуры. Практически, не влияя на кристаллизацию, они способствуют образованию перлитной матрицы.

Модифицирование для получения высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

Получение шаровидного графита в чугуне возможно при обработке расплава добавками, содержащими Mg, Ca, Ce, Y, Nd, Pr и др. РЗМ. Однако Mg практически обычно присутствует во всех применяемых модификаторах. В противоположность указанным модификаторам, некоторые элементы, подобно сере, являются демодификаторами, например, Pb, Bi, Sb, As, Ti, Sn. Их должно быть по возможности меньше, сотые и тысячные доли процента. Ремодификаторами обычно является Ce и другие РЗМ.

При вводе в чугун металлического магния происходит его интенсивное испарение, и он сгорает с выделением белого дыма. Реакция протекает очень быстро и носит взрывной характер. Поэтому для спокойного ввода магния применяют его лигатуры (с содержанием Mg не выше 12-15%) или смеси как с большой плотностью, содержащие никель и медь, так и более легкие, содержащие кремний и кальций. Причем последние не только дешевле, но и имеют ряд преимуществ вследствие благоприятного влияния кальция (хотя одного Ca обычно недостаточно для получения шаровидного графита). В табл. 4.2 приведены примеры некоторых магниевых лигатур.

Кроме лигатур применяют спрессованную механическую смесь губчатого железа с 15-17% Mg, кокс, пропитанный 40-45% Mg и др., а также шлаковые комплексные модификаторы, в которых присутствуют Mg, Ca и РЗМ. В этом случае поверхность чугуна в ковше покрывается флюсами, состоящими из фторидов и хлоридов Mg, Ca, Ba и РЗМ, из которых с помощью мелкодисперсного силикокальция восстанавливают сфероидизаторы. После такого модифицирования в чугуне обычно содержится 0,025 Mg, 0,02-0,06% РЗМ и 0,005% Ca. Дальнейшее улучшение модифицирующего эффекта возможно при электролизе шлака, что способствует переходу модификатора в расплав.

К модификаторам этого типа относятся известные изотавливаемые в Японии сплавы OZ, состоящие из гранул силикокальция, покрытых слоем хлористых солей и вспомогательных компонентов (хлорид Ca или его смесь с хлоридами РЗМ).

Для сфероидизации графита в низкосернистых чугунах применяют также цериевые присадки (табл. 4.3). Эти лигатуры характеризуются простотой ввода, но высокой стоимостью и необходимостью иметь низкое содержание серы, причем они несколько ухудшают форму графита.

Таблица 4.2

Магниевые лигатуры

Обозначение лигатуры	Массовая доля элементов, %						Плотность, г/см ³	Температура плавления, °C
	Mg	Ni	Cu	Si	Ca	прочие		
Ni-Mg	5-20	95-80				до 1 Се	6,5-7,5	1060-1100
Ni-Si-Mg	15-18	50-55		25-30			5-6	1050-1000
Ni-Si-Ca-Mg	25-32	40		до 10	до 5		5-6	1050-1100
Ni-Fe-Mg	5-17	10-45				250 Fe	6,4-7,5	1040-1100
Cu-Mg	15-50		50					720-740
Cu-Ni-Mg	20	10-45	30			ост. Fe	6-6,75	980-1060
Fe-Si-Mg	5-15			44-48	1-2,5	0,8-1 Се ост. Fe	3-4,5	1020-1160
Fe-Si-Ca-Mg	5-8			42-45	2	ост. Fe	3-4,5	1020-1160
Ca-Si-Mg	5-30			40-65	10-35	ост. Fe	2,3-2,45	880-950
Ca-Si-Ni-Mg	5-15	15		45	5-15	ост. Fe	2,5-3,5	950-1050

Магний-кальциевые лигатуры ЖКМК-1-6 содержат Mg - 6-12%, Ca - 6-20%, Si - не менее 40%.

Таблица 4.3

Цериевые лигатуры

Обозначение лигатуры	Массовая доля элементов, %					
	Ce	Mg	La	Nd	Pr	Fe, не более
Ферроцерий	40-55		18-25	10-12	5-7	15
Миниметалл	52		24	18	5	0,5-2
Цериевый миниметалл МЦ40	≥40	La + Nd + Pr = 100 - (Ce + Fe)				6
ФЦМ-5	40-50	5-7	18-25	10-12	5-7	6

Однако в СНГ и за рубежом все большее применение получает чистый магниевый процесс. Этот процесс является дешевым, но связан с необходимостью изготовления специальных устройств для ввода магния (автоклавы, герметизированных ковшей). В связи с этим обработка чугуна лигатурами также имеет широкое распространение.

При обработке чугуна чистым магнием и лигатурами возникает опасность образования "черных пятен", которые представляют собой окислы и сульфиды магния и марганца и графит. Для их устранения применяют криолит, плавиковый шлат и др. хлористые и фтористые соли, которыми обрабатывают жидкий чугун.

При модифицировании чугуна одновременно происходит обессеривание, дегазация и др. процессы. Поэтому дозировка модификатора определяется расходом его на эти процессы и при модифицировании чистым магнием количество его (в %) может быть определено по формуле:

$$Mg = \frac{(0,04 - 0,1) + 0,76(S_n - S_o)}{A},$$

где S_n и S_o - содержание серы исходное и остаточное; 0,04-0,1 - остаточный магний (%) в зависимости от толщины отливки и др. факторов; А - коэффициент усвоения магния.

При недостаточном количестве остаточного магния образуется смешанный графит или вермикулярный графит, а при избытке - частичный или полный отбел. Коэффициент усвоения магния зависит от типа модификатора и метода его ввода, температуры металла после обработки и пр. С целью повышения степени усвоения магния, т.е. уменьшения его расхода, создают над зеркалом металла увеличенное давление, при котором возрастает температура кипения магния, обеспечивается медленное парообразование.

Для получения тонкостенных отливок без отбела рекомендуется

после ввода сфероидизирующего модификатора проводить вторичное модифицирование графитизирующее, которое способствует также уменьшению усадочных дефектов и внутренних напряжений. При толщине стенки отливки 15-20 мм чаще всего в качестве вторичного модификатора применяют ФС75 и ФС90. Лучшие результаты дают ФС с повышенным содержанием Са и Al, способствующих графитизации.

Способы обработки чугуна сфероидизирующими модификаторами

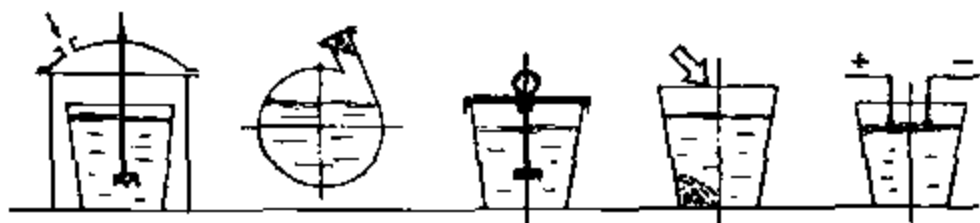


Рис. 4.17. Способы обработки жидкого чугуна сфероидизирующими модификаторами

ми весьма разнообразны. В СНГ наибольшее распространение получили следующие (Рис. 4.17): в автоклаве, в поворотном герметическом ковше, в ковше под тяжелой герметизирующей крышкой, под слоем стальной высадки, под модифицирующим шлаком и др.

Весьма перспективным является модифицирование в форме. Размельченную лигатуру или смесь помещают в расположенную под питателем реакционную камеру. При определенном сочетании температуры и скорости заливки модификатор растворяется движущимися потоками металла по мере заполнения формы. Реакция протекает без контакта с воздухом, пироэффект отсутствует. Для предотвращения образования неметаллических включений между реакционной камерой и отливкой устанавливают центробежный шлакоуловитель. Узкое звено процесса - необходимость низкого содержания серы, строгого контроля температуры и скорости заливки чугуна.

Во всех способах осуществляют ввод магния на максимальную глубину, чтобы пары пронизывали максимальную толщину металла. Должны быть обеспечены защита персонала от свечения и выбросов чугуна. Ковш надо наполнять металлом не более, чем на 70-80% по высоте. Поверхность чугуна перед вводом модификатора должна быть очищена от шлака. Нормальное продолжение реакции 1-5 мин.

Модифицирование при производстве ковкого и отбеленного чугунов. Для модифицирования ковкого чугуна применяют два вида при-

садок: стабилизирующие, предотвращающие выделение графита (отсеривание) в толстых частях отливки при повышенном содержании углерода и кремния (табл.4.4), и графитизирующие, сокращающие цикл отжига и устраняющие вредное влияние стабилизирующего модификатора, способствующих уменьшению количества зародышей графита при отжиге.

Таблица 4.4

Модификаторы для ковкого чугуна

Присадки	Назначение	Количество, % от массы чугуна	Способ ввода
Bi	Предотвращение отсеривания	0,0015-0,01	В ковш перед заливкой
Bi + Sb	то же	(0,001-0,005)Bi + (0,001-0,005)Sb	В виде лигатуры в ковш
Te	то же	0,0003-0,01	В ковш перед заливкой
Sb + B или Sb + B + Al	то же и сокращение длительности отжига	(0,004-0,007)Sb + (0,002-0,004)B То же + (0,015-0,02)Al	В виде смеси в ковш, или струю металла
Mg или Mg-лигатуры	Сокращение продолжительности отжига и получение шаровидного графита	0,1-0,5 Mg	Введение при содержании S не более 0,02 %

Присадка Bi, Sb и B обеспечивают получение ковкого чугуна с перлитной матрицей.

При производстве отливок с отбеленной поверхностью модифицирование теллуром производят с целью получения необходимой толщины слоя отбела. При модифицировании теллуром увеличивается толщина отбеленного слоя и НВ, измельчается перлит.

При повышенной склонности к отбелу чугун целесообразно модифицировать добавкой ФС75 и СК в количестве 0,08-0,20%.

4.5.2. Ковшовое легирование

Его применяют для ввода небольших количеств легирующих элементов. При этом снижается расход легирующих элементов за счет угара при плавке, появляется возможность регулировать состав чугуна после выдачи его из печи. Лигатуры вводят при 1420-1440 °С в количестве до 2% от веса чугуна. Применяют лигатуры различных легирующих элементов на основе железа. Эффективность процесса повышается интенсивным перемешиванием чугуна при вводе добавок. Обычно вводят FeMo, FeCr, Ni, Cu и др.

4.5.3. Электрошлаковая обработка

Электрошлаковая технология, впервые примененная для стали,

может быть применена и для чугуна с целью удаления серы и фосфора. Электрический ток, проходя через шлак, разогревает его до 1700-1800 °С, что позволяет перегревать металл до высоких температур и производить удаление серы, фосфора, неметаллических включений и газов, а также восстанавливать из шлака кремний и марганец и производить науглероживание. Расход электроэнергии для перегрева 1 т чугуна на 100° примерно равноценен расходу при перегреве в индукционной печи.

4.5.4. Прочие методы выпечной обработки

Обработка технически чистым O_2 в ковшнике, ковше или на желобе вагранки с целью окисления Si, C, Mn и повышения температуры чугуна. Иногда за этим следует модифицирование. Может производиться также десульфурация наведением шлаков.

Обработка СЧ и КЧ (продувка) природным газом. За счет диссоциации газа повышается содержание углерода и увеличивается количество зародышей графита.

Науглероживание при продувке N_2 или O_2 . Карбюризатор засыпается на зеркало чугуна.

Плавка, выдержка и разливка в вакууме порядка 10^{-2} - 10^{-1} мм. рт. ст. Уменьшается содержание N_2 (в 1,5-2 раза), O_2 и H_2 (в 2-3 раза), повышается σ_s , снижается НВ.

Встряхивание или низкочастотная (100 1/сек и амплитуда 1 мм) вибрация. Может быть совмещена с продувкой различными газами и обработкой шлаками.

Ультразвуковая обработка. Изменяются условия кристаллизации, степень графитизации, уменьшается содержание газов и неметаллических включений, улучшаются условия растворения вводимых в ковш легирующих элементов.

4.6. Серый чугун

4.6.1. Общая характеристика микроструктуры и свойств

Основной особенностью микроструктуры серого чугуна, определяющей физико-механические и служебные свойства является наличие пластинчатого графита. Пластинчатый графит нарушает сплошность металлической основы, и поэтому серый чугун имеет сравнительно невысокие значения временного сопротивления разрыву при растяжении и очень низкую пластичность. Однако именно благодаря пластинчатому графиту в сером чугуне уникально сочетаются хорошие антифрикционные свойства, высокая износостой-

кость, малая чувствительность к концентраторам напряжений. Серый чугун имеет высокую демпфирующую способность и прекрасно гасит вибрации.

Серый чугун - технологический материал. Его расплав обладает хорошей жидкотекучестью, малой склонностью к образованию усадочных дефектов по сравнению с другими типами чугуна. Из него можно изготавливать отливки самой сложной конфигурации с толщиной стенок от 2 до 500 мм.

Физико-механические и служебные свойства чугуна определяются прежде всего особенностями микроструктуры, которую оценивают по ГОСТ 3443-87: соотношением количества феррита (Ф) и перлита (П); дисперсностью перлита (ПД); размерами (П_{гд}), распределением (П_{гр}), количеством (ПГ) графита; строением (ФД), распределением (Ф_р), диаметром ячеек сетки (Ф_я) фосфидной эвтектики, количеством эвтектического цемента (Ц). Основные типы графитных включений в сером чугуне приведены на Рис. 4.18.

Чем больше количество графита и крупнее его включения, чем больше феррита в структуре чугуна, тем ниже его прочность и твер-

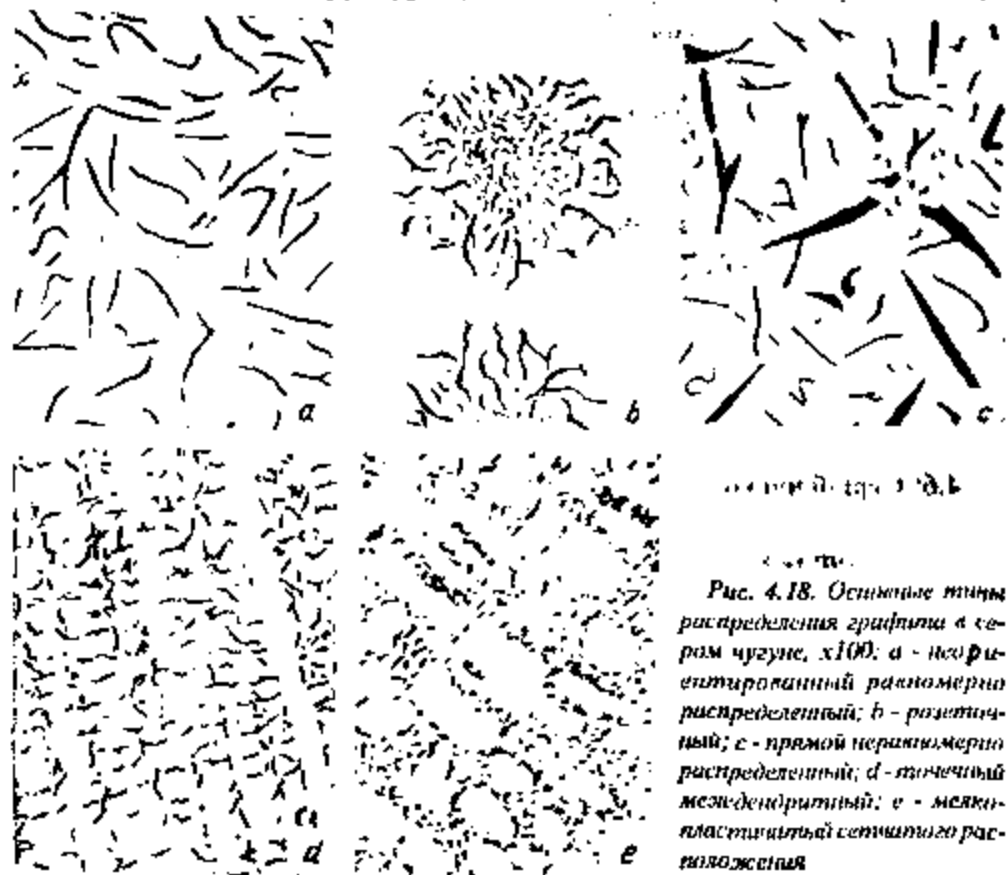


Рис. 4.18. Основные типы распределения графита в сером чугуне, $\times 100$: а - изофеттированный равномерно распределенный; б - разноточный; в - прямой неравномерно распределенный; д - точечный междендритный; е - мелкопластинчатый сетчатого расположения

дость.

Микроструктура серого чугуна, а соответственно прочность, твердость и другие его свойства, определяются двумя главными факторами: химическим составом и скоростью охлаждения при кристаллизации и в твердом состоянии.

Наибольшее влияние на структуру оказывают углерод и кремний. Чем выше их содержание, тем больше графита в структуре и крупнее его включения, больше феррита и менее дисперсен перлит в металлической основе. Суммарно влияние C и Si на структуру определяется степенью насыщенности S_c :

$$S_c = (\% C + 1/3 \% Si)/4,3$$

S_c - это отношение углеродного эквивалента ($C_e = \% C + 1/3 \% Si$) к содержанию углерода в чугуне эвтектического состава (4,3 % C).

Скорость охлаждения чугуна в отливке зависит от целого ряда факторов: материала (теплопроводности) формы и стержней, температуры (теплосодержания) жидкого чугуна, заливаемого в форму, от количества жидкого чугуна, протекающего через данное сечение формы и отдающего ей тепло. Но прежде всего и в наибольшей степени - от толщины стенки отливки. Именно поэтому при данном химическом составе чугуна его микроструктура, а соответственно, прочность (и твердость) определяются толщиной стенки отливки (или ее диаметром). Чем толще стенка, тем ниже в ней прочность и твердость чугуна.

Включения эвтектического цементита в структуре серого чугуна или не допускаются, или допускаются в минимальном количестве. Эти включения резко ухудшают обрабатываемость отливок. Цементит образуется в структуре чугуна при низком содержании углерода и кремния в сочетании с высокой скоростью охлаждения при кристаллизации. Увеличение содержания карбидообразующих элементов (Cr, V) усиливает тенденцию к образованию цементита. В чугунах с пониженным содержанием углерода и кремния и повышенным содержанием легирующих элементов образование цементита предотвращают за счет графитизирующего модифицирования расплава.

4.6.2. Марки чугуна и основные свойства

В основу стандартизации серого чугуна заложен принцип регламентирования минимально допустимого значения временного сопротивления разрыву при растяжении. В соответствии с этим принципом обозначение марки чугуна в стандартах различных стран (табл. 4.5) содержит значение минимально допустимого σ_t , определенного в стандартной пробной литой заготовке диаметром 30 мм.

**Марки и механические свойства серого чугуна
(по ГОСТ 1412-85)**

Обозначение марки чугуна	σ_b , МПа	Обозначение марки чугуна	σ_b , МПа
СЧ 00	Не определяется	СЧ 25	От 250 до 300
СЧ 10	От 100 до 150	СЧ 30	От 300 до 350
СЧ 15	От 150 до 200	СЧ 35	От 350
СЧ 20	От 200 до 250		

Примечание. Допускается превышение максимального значения временного сопротивления при растяжении над минимальным значением не более 100 МПа, если в технических требованиях на отливки нет других ограничений.

Поскольку значения прочности чугуна данной марки в отливке зависят от скорости охлаждения, определяемой толщиной стенки (диаметром) отливки, в стандартах (табл. 4.6) приводятся минимальные значения σ_b в отдельно отлитых пробных заготовках других диаметров или сечений из серого чугуна каждой марки.

Эти таблицы, а также номограммы, связывающие прочность чугуна каждой марки с сечением пробной заготовки, приводимые в справочном приложении к стандартам, позволяют конструктору выбрать марку чугуна, обеспечивающую требуемую прочность в стенке отливки заданной толщины, или оценить прочность чугуна, которую следует ожидать в этой стенке при заливке чугуном выбранной марки.

Следует иметь в виду, что фактическое значение прочности чугуна в стенке, и особенно в массивной стенке реальной отливки, может отличаться от значений, полученных по графикам и таблицам стандартов, поскольку фактическая скорость охлаждения стенки в отливке может отличаться от скорости охлаждения простейшей стандартной отливки цилиндрического или плоского сечения.

Ориентировочные данные о временном сопротивлении при растяжении и твердости в стенках различного сечения (ГОСТ 1412-85)

Марка чугуна	Толщина стенки отливки, мм						
	4	8	15	30	50	80	150
Временное сопротивление разрыву при растяжении, МПа (не менее)							
СЧ 10	140	120	100	80	75	70	65
СЧ 15	220	180	150	110	105	90	80
СЧ 20	270	220	200	160	140	130	120
СЧ 25	310	270	250	210	190	185	150
СЧ 30	-	310	300	260	220	195	180
СЧ 35	-	380	350	310	260	225	205
Твердость HB (не более)							
СЧ 10	205	200	190	185	156	149	120
СЧ 15	241	234	210	201	163	156	130
СЧ 20	255	240	230	216	170	163	143
СЧ 25	260	255	245	238	187	170	156
СЧ 30	-	270	260	250	197	187	163
СЧ 35	-	290	275	270	229	201	179

Примечания. 1. Значения временного сопротивления при растяжении и твердости в реальных отливках могут отличаться от приведенных в отливках. 2. Значения временного сопротивления при растяжении и твердости в стенке отливки толщиной 15 мм приблизительно соответствуют аналогичным значениям в стандартной заготовке диаметром 30 мм.

Твердость серого чугуна с пластинчатым графитом (так же, как и ковкого, и высокопрочного чугунов) зависит от структуры металлической основы и тем выше, чем больше перлита в структуре и чем дисперснее перлит.

Однако в отличие от других типов чугуна твердость серого чугуна в значительной степени зависит от количества и размеров графита в структуре. Чем крупнее включения графита, чем больше графита в структуре, тем ниже твердость. Для ответственных отливок из серого чугуна (блоков, головок, гильз цилиндров, тормозных дисков и фрикционных, направляющих металлорежущих станков) необходимо устанавливать минимально допустимые значения твердости в местах, определяющих работоспособность литой детали.

4.7. Ковкий чугун

4.7.1. Общая характеристика структуры и свойств

Основной особенностью микроструктуры ковкого чугуна (КЧ), определяющей его свойства, является наличие компактных включений графита - "углерода отжига". Благодаря компактному графиту ковкий чугун имеет высокую прочность и пластичность.

Если по уровню временного сопротивления разрыву при растяжении, относительного удлинения и ударной вязкости КЧ близок к чугуну с шаровидным графитом (ЧШГ), то по хладноломкости он превосходит ЧШГ. Это связано с низким содержанием кремния в КЧ

(0,9-1,6 % против 2,0-3,0% в ЧШГ). При содержании в чугунах свыше 2,0% кремний ликвирует на границу эвтектических зерен, охрупчивает их, снижая за счет этого ударную вязкость при низких температурах.

Обрабатываемость резанием КЧ, особенно ферритного, лучше, чем ЧШГ или стали с одинаковым содержанием связанного углерода. Это объясняется наличием углерода отжига, который облегчает излом стружки и служит смазкой режущей кромки инструмента; в ЧШГ более высокое содержание кремния повышает микротвердость феррита, ухудшает его обрабатываемость. Если принять обрабатываемость резанием автоматной стали за 100%, то обрабатываемость ферритного КЧ составит 100-120%, перлитного с твердостью HB 190-240 - 70-90%. КЧ с зернистым перлитом обрабатывается лучше, чем с пластинчатым.

Обезуглероженный КЧ является единственным конструкционным чугуном, который хорошо сваривается и может быть использован для получения сварно-литых конструкций. Детали можно соединять дуговой сваркой в среде защитного газа и стыковой сваркой с оплавлением. После сварки термической обработки не требуется; твердость сварного шва не превышает HB 200. При специальных режимах сварки в сварных конструкциях применяют ферритный КЧ.

КЧ хорошо поддается запрессовке, расчеканке и легко заполняет зазоры. Отливки из ферритного КЧ можно подвергать холодной правке, из перлитного - в горячем состоянии.

КЧ имеет пониженные литейные свойства. Жидкотекучесть ниже, чем СЧ и ЧШГ, но выше, чем стали, и возрастает с повышением содержания углерода, кремния и фосфора. Соответственно толщину стенки отливок из КЧ назначают не менее 6 мм. Ограничение по максимальной толщине (не более 60 мм) связано с возможностью появления в литом состоянии недопустимых пластинчатого и точечного междритного графита.

Объем усадочных раковин при затвердевании белого чугуна составляет 4,0-6,5%. Для получения плотных отливок из КЧ предусматривают направленность затвердевания и хорошее питание прибылями.

Литейная усадка отливок из КЧ зависит от химического состава, прочности и влажности литейной формы, геометрических размеров отливки, температуры заливки, типа КЧ, обезуглероживания при отжиге. Так, литейная усадка отливок из ферритного ковкого чугуна при содержании углерода 2,5-2,9% и толщине стенки до 20 мм составляет около 0,5 %, при большей толщине усадка снижается до 0%.

Литейная усадка перлитного КЧ на 0,5% больше усадки ферритного.

Значительные величины доперлитной усадки белого чугуна и модуля упругости в сочетании с хрупкостью создают литейные напряжения и склонность к образованию горячих и холодных трещин, что учитывают при конструировании отливок и разработке технологии литейной формы. Это ограничивает получение сложных по конструкции отливок.

4.7.2. Марки чугуна и основные механические свойства

В основу стандартизации ковкого чугуна положен принцип регламентирования минимально допустимых значения σ_s , δ , пределов НВ (табл. 4.7).

Механические свойства КЧ определяют на литых образцах диаметром 16 мм; в зависимости от толщины стенки отливок допускается применение образцов диаметром 8 или 12 мм. Расчетная длина для определения относительного удлинения, как правило, равна трехкратному диаметру. Механические свойства контролируют у чугуна каждой плавки, а при крупносерийном производстве - один раз в смену.

Таблица 4.7

Марки ковкого чугуна по ГОСТ 1215-79

Марка	σ_s , МПа	δ , %	НВ	Класс отливок
	(не менее)			
КЧ 30-6	294	6	100-163	Ферритный
КЧ 33-8	323	8	100-163	То же
КЧ 35-10	343	10	100-163	"
КЧ 37-12	362	12	100-163	"
КЧ 45-7	441	7	150-207	Перлитный
КЧ 50-5	490	5	170-230	То же
КЧ 55-4	539	4	192-241	"
КЧ 60-3	588	3	200-269	"
КЧ 65-3	637	3	212-269	"
КЧ 70-2	686	2	241-285	"
КЧ 80-1,5	784	1,5	270-320	"

Плотность ковкого чугуна зависит от соотношения структурных составляющих - феррита, перлита, графита, мартенсита, цементита, имеющих плотность 7860; 7780; 2250; 7630; 7660 г/м³ соответственно. Белый чугун имеет наибольшую плотность, после отжига она снижается, оставаясь наибольшей у обезуглероженного КЧ. При одинаковом химическом составе перлитный КЧ имеет большую плотность, чем ферритный. С повышением содержания углерода плотность КЧ уменьшается. В отливках плотность чугуна всегда меньше идеальной для данного состава, так как она снижается при недостаточном

питании и увеличении газонасыщенности чугуна.

Герметичность КЧ, имеющего компактные включения графита, высокая. Отливки, изготовленные из ковкого чугуна, выдерживают гидравлическое давление 4 МПа при толщине стенки 7-8 мм, а фитинги из обезуглероженного КЧ - до 60 МПа. Вместе с тем КЧ склонен к образованию усадочных и газоусадочных дефектов в отливках, резко снижающих герметичность. Для картерных отливок из КЧ, работающих под давлением, требуется тщательная проработка конструкции и технологии формы для обеспечения направленности затвердевания, исключения пористости.

Отливки из ковкого чугуна используют во многих отраслях промышленности. Масса отливок может быть от нескольких граммов до 250 кг, минимальная толщина стенок отливки 3 мм, максимальная для обезуглероженного чугуна 25 мм, для графитизированного 60 мм, в отдельных случаях - до 100 мм.

Обладая механическими свойствами, близкими к литой стали и ЧШГ, высоким сопротивлением ударным нагрузкам при комнатной и низких температурах, износостойкостью, лучшей, чем ЧШГ, обрабатываемостью резанием и свариваемостью, КЧ сохранит в ближайшие годы свое применение, особенно для мелких отливок, сварных конструкций, несмотря на склонность к образованию трещин и энергоемкость получения готовых отливок.

4.7.3. Модифицирование

Модификаторы для КЧ подразделяются на два типа: стабилизирующие цементит и предотвращающие графитизацию при кристаллизации толстостенных отливок, но не оказывающие заметного отрицательного влияния на продолжительность отжига; обеспечивающие ускорение графитизации при отжиге. Оба типа модификаторов применяют в сочетании друг с другом. Это позволяет достигнуть ускорения отжига, увеличить допустимую толщину стенок отливок.

К модификаторам первого типа относятся Bi, Te, Sb, Mg, S и другие элементы.

Практическое применение нашли Bi, Te и их сплавы (Bi - Te, Te - Cu) или смеси (Cu - Te, Fe - Te). Эффективность воздействия теллура на подавление графитизации при затвердевании сильнее, чем висмута, расход его ниже. Обычно присадки Bi или Te составляют от 0,001 до 0,01% от массы жидкого чугуна.

К модификаторам второго типа относятся Al, B, Ni, Ca и другие элементы.

Наибольшее практическое применение нашли Al и B (в виде ферробора или борного ангидрида). Количество вводимого алюминия 0,01-0,03 % от массы жидкого чугуна. В каждом случае в зависимости от состава чугуна, условий плавки и других факторов устанавливают оптимальную дозировку алюминия. Максимальные механические свойства достигаются при 0,01% Al, максимальное количество графитных включений при 0,0075-0,015 % Al, при модифицировании 0,03 % Al их число уменьшается, отжигаемость КЧ ухудшается, графитизация при затвердевании усиливается.

Бор в количестве 0,002-0,003 % ускоряет отжиг, повышает механические свойства КЧ. Количество вводимого ферробора - от 0,01 до 0,06 %, борной кислоты - от 0,005 до 0,03 %.

В литературе описаны десятки различных комплексных модификаторов для КЧ: теллур - ферросилиций - железо; Sb + B + Al; 0,03% CaN_2 + 0,03% Al; S + Al; ферросиликобாரий и др. Применение в производстве нашли комплексные модификаторы Al - Bi - B, Al - B - Te, B - Bi.

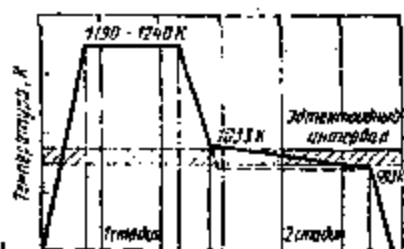


Рис. 4.19. Диаграмма отжига на ферритный белый чугун

4.7.4. Термическая обработка

Ферритный КЧ получают полной графитизацией белого чугуна в камерных или методических печах. Диаграмма отжига показана на Рис.4.19. Цикл отжига состоит из нагрева до температуры первой стадии 1175-1255 К, выдержки для разложения цементита, быстрого охлаждения до температуры эвтектоидного превращения (1030-1005 К), медленного охлаждения в интервале эвтектоидного превращения или выдержки при температуре чуть ниже этого интервала (вторая стадия отжига). Далее отливки охлаждают на воздухе, но с температур не ниже 825 К. Время, необходимое для завершения диффузионных процессов, зависит от химического состава чугуна, содержания кремния, температур первой и второй стадий, числа центров графитизации. Число центров графитизации увеличивают кремний, углерод. Чем тоньше толщину, тем быстрее она охлаждается после заливки, тем больше центров графитизации. Особенно большое количество центров образуется после закалки белого чугуна, однако этот метод не нашел применения.

Число центров графитизации зависит от условий нагрева при термической обработке. Медленный нагрев или выдержка в интервале температур 450-670 К увеличивает число центров. Увеличивает чис-

ло центров также перегрев жидкого чугуна до 1773-1923 К.

Существует связь между продолжительностью 1 и 2 стадий отжига - выдержка при температуре 1 стадии после завершения графитизации приводит к коалесценции включений углерода отжига и последующему замедлению 2 стадии отжига.

На процесс графитизации КЧ оказывает влияние состав атмосферы в печах отжига. Для получения ферритного и перлитного КЧ используют нейтральную и слабо окислительную среду, для обезуглероженного КЧ - окислительную (табл. 4.8). Пары воды и водород в печной атмосфере уменьшают число включений графита отжига, замедляют графитизацию, но способствуют обезуглероживанию КЧ. От состава печной атмосферы зависит структура поверхностного слоя отливок из ферритного КЧ. При отношении $CO/CO_2 < 1$ образуется значительный слой окарины и происходит обезуглероживание; образуется ферритная кайма и под ней слой перлита. При $CO/CO_2 > 10$ на поверхности образуется перлитная кайма. Оптимальное соотношение $CO/CO_2 \approx 2$.

Таблица 4.8

Состав атмосферы в печах отжига ковкого чугуна

Назначение атмосферы	Состав атмосферы, %				
	CO ₂	CO	H ₂	H ₂ O	N ₂
Защита для ферритного КЧ	5-6	10-10,5	10-11	0,08	Остальное
Защита для ферритного и перлитного КЧ	не более 0,1	1,8-5	1-4	-	Остальное
Нейтральная (азот) для ферритного и перлитного КЧ	0,1	CO + H ₂ 1,9		-	98
Окислительная для получения обезуглероженного чугуна:					
состав 1	8-9	25-28	15-30	12-18	Остальное
состав 2	4	11,2	8	5,5	Остальное
состав 3	9,1	24,5	9	6,9	Остальное

Время, необходимое для завершения первой и второй стадий отжига для обычного состава ферритного КЧ, колеблется в пределах 2-8 и 4-10 ч соответственно. Помимо химического состава, модифицирования и скорости охлаждения отливок оно зависит также от типа печей для термической обработки. В камерных печах медленный нагрев и медленное прохождение интервала температур 450-750 К ускоряют графитизацию, но из-за значительных перепадов температур по объему садки требуется дополнительное время для завершения графитизации всех отливок. В методических печах отливки нагреваются быстро, в том числе в интервале 450-750 К, что сокращает число центров графитизации. При этом в зависимости от металлургических и технологических параметров выдержку для завершения первой стадии назначают от 3 до 15 ч, второй стадии - от 6

до 20 ч.

Перлитный КЧ получают различными методами:

- закалкой в масло отливок из ферритного КЧ с последующим отпуском на заданную твердость, что позволяет получить перлитный КЧ любой марки по ГОСТ 1215-79;

- нормализацией отливок из ферритного КЧ с последующим отпуском или без него;

- ускоренным охлаждением отливок после первой стадии отжига белого чугуна (метод применим при отжиге не только в методических, но и в камерных печах);

- легированием чугуна марганцем (0,8-1,2%) или серой при отжиге по режиму ферритного КЧ;

- закалкой после первой стадии отжига и подстуживанием до 1100-1175 К (в масло или обдувом воздухом). Твердость после закалки в масло выше, чем после воздушной закалки (НВ 321-363 и НВ 241-363 соответственно). Последующий отпуск позволяет получить перлитный КЧ любой марки. Температура отпуска от 870 до 990 К, выдержка 4-8 ч. Термическая обработка ведется в специальных агрегатах. Для получения более стабильных результатов созданы агрегаты, в которых отливки после первой стадии отжига и воздушного охлаждения вновь нагревают до 1115-1145 К, закалывают в масло и подвергают отпуску на заданную марку. Такой режим применим для чугуна с повышенным содержанием либо Mn, либо S.

Обезуглерожженный КЧ получают отжигом белого чугуна в окислительной среде. Скорость окисления углерода зависит от содержания CO_2 , H_2 и H_2O в атмосфере печи, концентрации С на поверхности отливок и скорости диффузии углерода. Переход С в твердый раствор из графита более длителен, чем из цементита, содержание элементов, способствующих графитизации, в первую очередь кремния, держат на нижнем пределе, а предельная концентрация карбидообразующих примесей (Сг, V) может быть увеличена. Для предотвращения графитизации повышают содержание S (снижают отношение Mn/S). Пары воды в атмосфере печи способствуют обезуглероживанию.

Отжиг ведут как в камерных, так и в методических печах. При засыпке отливок смесью железной руды с песком температура отжига 1175-1225 К, выдержка при 1175-1225 К составляет 70-72 ч. Более экономичен отжиг в газовой среде; процесс можно вести при более высокой температуре (1325-1345) К в течение 25-50 ч. Время выдержки при заданной температуре зависит от состава чугуна, толщины стенки отливки, необходимой степени обезуглероживания и обычно

составляет 10 ч на 1 мм толщины стенки. Скорость охлаждения до выгрузки (925 К) 20–40 К/ч.

Другие виды термической обработки КЧ. Ферритный и перлитный КЧ можно подвергать поверхностной закалке ТВЧ - нагрев до 1320–1370 К, выдержка 75–125 с, охлаждение водой, отпуск. Твердость поверхности HRC 45–55. Выдержка для перлитного КЧ меньшая. Отливки из КЧ подвергают также азотированию и сульфидированию для придания износостойкости, антикоррозионных свойств, прирабатываемости в узлах трения.

4.8. Чугун с шаровидным графитом

4.8.1. Общая характеристика структуры и свойства

Для ЧШГ характерны прежде всего значительная пластичность и вязкость, которые обусловлены шаровидной формой включений графита, получаемой в литом состоянии. Именно поэтому в большинстве зарубежных стандартов ЧШГ называется *пластичным* чугуном. Вместе с тем ЧШГ имеет и высокую прочность, в связи с чем в отечественном стандарте (ГОСТ 7293-85 “Чугун с шаровидным графитом для отливок. Марки”) условное обозначение марки включает буквы ВЧ, что означает “высокопрочный чугун”.

ЧШГ имеет широкий диапазон механических и эксплуатационных свойств. Ферритные ЧШГ, характеризующиеся наивысшей среди чугунов пластичностью и вязкостью, обеспечивают литым деталям и конструкциям хлад- и ударостойкость, хорошую свариваемость и обрабатываемость резанием. Перлитные ЧШГ обладают высокой сопротивляемостью к статическим и циклическим нагрузкам, износо- и задиростойкостью. В бейнитных ЧШГ сочетается максимальная прочность с достаточно высокой пластичностью, что обеспечивает высокую сопротивляемость износу, усталости, контактную выносливость. Основные составляющие матрицы бейнитных ЧШГ - бейнит и остаточный аустенит (метастабильная фаза). Под воздействием обработки резанием, давлением и эксплуатационных нагрузок, вызывающих наклеп (нагартовку), остаточный аустенит трансформируется в мартенсит, что повышает твердость и износостойкость поверхности независимо от степени износа детали.

Все марки ЧШГ имеют высокий модуль упругости при значительно большей, по сравнению со сталями, демпфирующей способности. Например, благодаря тому, что модуль упругости ЧШГ на 60 % выше, чем у ЧПГ, существенно снижена масса валков бумагоделательных машин.

Предел текучести бейнитных ЧШГ в 2,5-3 раза выше, чем у обычных конструкционных сталей.

По способности выдерживать наиболее высокие механические нагрузки при наименьших деформациях и массе ЧШГ значительно превосходит КЧ, сталь и особенно СЧ. Масса литых деталей из ЧШГ может быть на 5-10 % ниже по сравнению с КЧ и литой сталью, на 10-20 % меньше по сравнению со стальными поковками и штамповками.

ЧШГ успешно заменяет КЧ, СЧ и углеродистую сталь в деталях, работающих в условиях тепловых ударов, термоусталости (при максимальных температурах цикла до 400-600° С), отрицательных температур (до -100° С), умеренно агрессивных газовых и жидких сред (кислотных, солевых, щелочных), высоких давлений, знакопеременных динамических нагрузок. Благоприятные литейные свойства (бо-

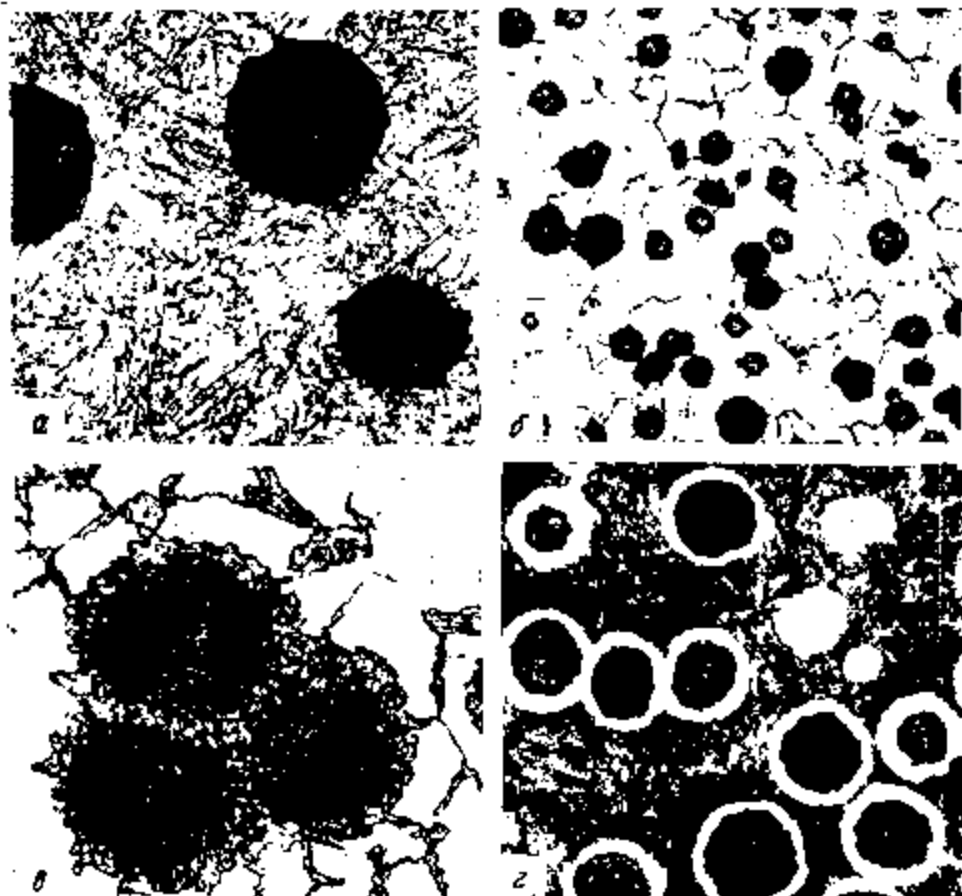


Рис. 4.20. Характерные микроstructures ЧШГ: а - ферритная, $\times 100$; б - перлитно-ферритная ("рыбий глаз"), $\times 200$; в - мартенситная, $\times 300$; г - ферритная бейнитная с оторочками верхнего бейнита вокруг ШГ ("каменный глаз"), $\times 300$

более низкая по сравнению с КЧ и сталью склонность к усадочным дефектам при более высокой жидкотекучести) позволяют изготавливать из ЧШГ высококачественные отливки с минимальной толщиной стенок 2,5-3 мм. Сталь и КЧ имеют значительно больше ограничений по толщине стенок отливок (минимальная толщина стенок в случае литой стали должна быть не ниже 8 мм, а максимальная в случае КЧ - не может превышать 60 мм). Успешно апробированная максимальная толщина стенок отливок из ЧШГ составляет 1000 мм, а масса отливок - от нескольких десятков граммов (например, поршневые кольца) до 200 т (стабилизаторы, цилиндры, поршни, контейнеры и другие крупногабаритные детали ответственного назначения для тяжелого и атомноэнергетического машиностроения, станкостроения, металлургии).

Высокая герметичность в сочетании с ударо- и коррозионностойкостью обеспечивают ЧШГ эффективное использование как наиболее экономичного материала для напорных труб и фитингов, причем свыше половины мирового производства ЧШГ расходуется именно на эти цели.

Характерные типы микроструктуры ЧШГ показаны на рис.4.20.

4.8.2. Марки чугуна и основные свойства

В ГОСТ 7293-85 предусмотрены восемь марок ЧШГ (табл.4.9). Марка ЧШГ определяется показателями временного сопротивления разрыву при растяжении (σ_b) и условного предела текучести ($\sigma_{0.2}$). Условное обозначение марки включает буквы ВЧ - высокопрочный чугун и цифровое обозначение минимального значения σ_b в МПа-10³.

Механические свойства ЧШГ должны быть обеспечены в литом состоянии или после термической обработки. Показатели относительного удлинения, твердости и ударной вязкости определяют только при наличии требований в нормативно-технической документации, они должны соответствовать нормам ГОСТ 7293-85 (табл.4.10).

Таблица 4.9
Марки и механические свойства ЧШГ (по ГОСТ 7293-

Марка чугуна	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	Марка чугуна	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа
	(не менее)			(не менее)	
ВЧ 35	350	220	ВЧ 60	600	370
ВЧ 40	400	250	ВЧ 70	700	420
ВЧ 45	450	310	ВЧ 80	800	480
ВЧ 50	500	320	ВЧ 100	1000	700

Показатели относительного удлинения и твердости ЧШГ

Марка чугуна	$\delta, \%$ (не менее)	НВ	Марка чугуна	$\delta, \%$ (не менее)	НВ
ВЧ 35	22	140-170	ВЧ 60	3	192-277
ВЧ 40	15	140-202	ВЧ 70	2	228-302
ВЧ 45	10	140-225	ВЧ 80	2	248-351
ВЧ 50	7	153-245	ВЧ 100	2	270-360

Механические свойства ЧШГ в соответствии с требованиями ГОСТ 7293-85 контролируют в образцах, изготовленных из отдельно отлитых (или прилитых к отливкам) проб. Свойства ЧШГ, хотя и меньше, чем у СЧ и КЧ, зависят от толщины стенки отливки. Механические свойства в действительности зависят не от абсолютного значения толщины стенки, а от отношения объема отливки ($V_0, \text{м}^3$) к площади поверхности охлаждения отливки ($F_0, \text{м}^2$), т.е. от приведенной толщины стенки. Кроме того, в отливках могут быть усадочные дефекты, влияющие на механические свойства.

Влияние скорости охлаждения и толщины стенки отливки связано с тем, что в толстых сечениях повышается количество феррита, усиливается опасность флотации графита и ухудшения его формы и распределения, усиливается микроликвация карбидообразующих и демодифицирующих элементов. Все это вызывает снижение прочности, вязкости и сокращает работоспособность толстостенной детали в эксплуатации. Например, в образцах из стенок крупных изложниц (средняя толщина стенок 160 мм) нелегированный ЧШГ ваграночной плавки соответствует марке ВЧ 35, тогда как в отдельно отлитых клиновых заготовках с толщиной 50 мм - маркам ВЧ 50 и ВЧ 60.

Плотность ЧШГ определяется условиями его кристаллизации и зависит от количества и соотношения структурных составляющих сплава. Данные о плотности (γ) ЧШГ с различной матрицей приведены ниже:

Матрица,	$\gamma, \text{кг/м}^3$
Ферритная	7100-7200
Перлитная	7200-7300
Бейнитная	7250-7350

Наибольшее влияние на плотность ЧШГ оказывают включения графита. Поэтому увеличение в сплаве количества углерода и кремния способствует уменьшению его плотности. При увеличении количества в структуре ЧШГ цементитной составляющей плотность ЧШГ возрастает и приближается к плотности белого чугуна. Плотность ЧШГ близка к плотности углеродистой стали и несколько больше.

ше, чем у ЧШГ с одинаковой металлической основой.

4.8.3. Применение

ЧШГ используется во многих областях техники взамен литой и ковanej стали, серого и ковкого чугунов. Мировое производство ЧШГ превышает 7,5 млн. т в год, а к 2000 г. оно составит около 20 млн. т. К 2000 г. доля ЧШГ в выпуске чугунных отливок и в общем производстве отливок из железных и нежелезных сплавов составит соответственно 35 и 31 % в США, 52,2 и 42,5 % в Японии.

Центробежнолитые трубы составляют половину мирового тоннажа ЧШГ. Трубы из ЧШГ по механическим свойствам почти одинаковы со стальными, а по долговечности превышают последние в 3-8 раз в силу более высокой коррозионной стойкости. Они используются в напорных трубопроводах для воды, нефти, разнообразных агрессивных жидких и газовых средах. Номенклатура труб из ЧШГ охватывает широкий диапазон их размеров: диаметр - от 50 до 2800 мм, длина - от 2000 до 8000 мм.

Номенклатура отливок из ЧШГ, освоенная в мировом автомобилестроении: коленчатые и распределительные валы; блоки цилиндров; кронштейны рессор, картеры заднего моста; дифференциалы, делители и т.п.; шатуны, тормозные барабаны; диски сцепления, маховики; выхлопные коллекторы; крышки подшипников; ступицы; зубчатые колеса; поршни; поршневые кольца; корпуса турбин; сервопоршни; серводилиндры; кулаки заднего моста; поворотные шкворни; водила планетарного механизма; корпуса передней оси; рычаги поворотного кулака.

ЧШГ - распространенный материал запорной и регулирующей арматуры, работающей в газовой и жидких средах (кислотных, солевых и щелочных), в том числе при отрицательных температурах.

Во многих странах эксплуатируются туннельные сегменты из перлитного ЧШГ для метрополитена и подземных дорог.

ЧШГ успешно используется для литья определенной номенклатуры деталей сменного металлургического оборудования: сорто- и листопрокатных валков, изложниц массой до 16 т для прокатных и поковочных слитков, надставок и некоторых других деталей.

Мировое производство бейнитных ЧШГ в настоящее время невелико (около 20 тыс. т в 1986 г.), однако именно эта группа высокопрочных, высоковязких и высокоизносостойких сплавов считается наиболее перспективной.

Бейнитные ЧШГ эффективно заменяют кованые стали, в том числе цементованные, в производстве зубчатых колес (за исключением не-

которых типов зубчаток, от которых требуется исключительно высокая контактная усталостная прочность), высоконагруженных износостойких деталей железнодорожного и грузового автомобильного транспорта, сельхозмашин, горнодобывающей техники.

Потенциальная потребность только в зубчатых колесах из бейнитных ЧШГ в США и Канаде составляет около 10 млн. т в год. Самые крупные зубчатые колеса из бейнитного ЧШГ, освоенные в производстве, имеют массу до 250 кг при наружном диаметре 570 мм.

Особо высокий технико-экономический эффект обеспечивает производство из бейнитного ЧШГ коленвалов в автомобилестроении. Фирмы Форд Мотор и Крайслер (США) разработали и с конца 1987 г. приступили к освоению технологии крупномасштабного производства коленвалов из бейнитных ЧШГ. Средние значения предела выносливости коленвалов при ступенчатых испытаниях на изгиб в случае бейнитного ЧШГ вдвое выше по сравнению с высокопрочным перлитным ЧШГ. При одинаковой конструкции коленвалы из бейнитного ЧШГ имеют на 40 % выше $\sigma_{0,2}$, на 35 % выше σ_r , на 10 % меньше массу и на 20 % меньше модуль упругости при одинаковых показателях относительного удлинения и твердости.

4.8.4. Сфероидизирующая обработка и инокулирование

Технология изготовления ЧШГ состоит из следующих операций обработки расплава чугуна: десульфурация, предсфероидизирующее (первичное) инокулирование, сфероидизирующая обработка и послесфероидизирующее (вторичное или позднее) инокулирование. Десульфурация производится в тех случаях, когда шихта или техника плавки не обеспечивают получение заданного содержания серы в расплаве перед глобуляризующей обработкой. Содержание серы в чугуне (после десульфурации) не должно превышать 0,01-0,025 %, в зависимости от метода глобуляризации и степени ответственности отливок.

В мировой практике наиболее широко используется десульфурация продувкой через пористую огнеупорную пробку (метод пористой пробки или Газаль-процесс). Метод позволяет в течение 1,5-2 мин снизить исходное содержание серы на 85-90 % при расходе реагента (карбида кальция), равном примерно 10-кратному исходному содержанию серы. Для десульфурации относительно больших масс чугуна (свыше 3 т) эффективна обработка во встряхивающих ковшах. Подобные ковши, футерованные высокоглиноземистыми огнеупорами, вращаются с эксцентриситетом вокруг вертикальной оси со скоростью 50-55 об/мин. Длительность обработки - 8-10 мин. Для

ковшей вместимостью свыше 5 т используются также механические перемешивающие устройства типа лопастных огнеупорных мешалок (скорость вращения 30-100 об/мин, длительность перемешивания - 4-6 мин). Перспективна электрошлаковая десульфурация чугуна, разработанная в Институте электросварки им. Е. О. Патона АН Украины.

Десульфурация сопровождается значительными потерями температуры, что требует дополнительного нагрева чугуна в электропечах до начала сфероидизирующей обработки, а также вызывает необходимость удаления отработанных реагентов и шлака из расплава.

Иногда обессеривание производят в процессе плавки в основных дуговых электропечах.

Предсфероидизирующее инокулирование имеет целью создания в расплаве чугуна повышенного числа эффективных зародышей графита, что позволяет уменьшить переохлаждение, облегчить последующую сфероидизацию графита, а также послесфероидизирующее (вторичное) инокулирование. Предсфероидизирующее инокулирование выполняют обычно с помощью малых добавок графита, ферросилиция, карбида кремния, силикокальция или других реагентов. Эти добавки особенно эффективны для чугуна, выплавленного в электропечах. Например, обработка чугуна в дуговой электропечи графитовым порошком фракции 0,1-3 мм в количестве 0,15% за 5-6 мин до ввода сфероидизирующей добавки значительно повышает пластичность и вязкость ЧШГ в отливках после длительных выдержек расплава в печи.

Сфероидизирующая обработка. Формирование ШГ в промышленном чугуне обычно осуществляется малыми добавками магния или магния совместно с РЗМ. Хотя формированию ШГ способствуют многие химические элементы (церий, кальций, литий, иттрий, и др.), магний и его сплавы остаются наиболее экономичными и доступными сфероидизаторами графита в производстве ЧШГ. Остаточное содержание магния в чугуне, обеспечивающее требуемый комплекс физико-механических и служебных свойств ЧШГ - преимущественно 0,03-0,06% и зависит от количества серы, кислорода и десфероидизирующих примесей в исходном чугуне, а также от технологических факторов. Наиболее распространенные сфероидизаторы - металлический магний, магниесодержащие лигатуры (табл. 4.11), магниевый кокс. Разнообразные методы ввода магния и лигатур, данные о современных методах сфероидизирующей обработки при производстве ЧШГ, их свойствах и областях применения приведены в табл. 4.12.

Химический состав (%) модификатора комплексного типа ФСМг
(ТУ 14-5-134-86)

Марка	Mg	Ca	Сумма РЗМ	Si	Al (не более)
ФСМг9	8,5-10,5	0,3-1	0,3-1	50-60	1,2
ФСМг7	6,5-8,5	0,3-1	0,3-1	45-55	1,2
ФСМг5	4,5-6,5	0,2-1	0,3-1	45-55	1,2
ФСМг4	3,5-4,5	0,2-1	1-2	45-55	1,2
ФСМг3	2,5-3,5	2-4	1-2	55-70	2,5
ФСМг2	1,5-2,5	2-4	1-2	55-70	2,5

Послесфероидизирующее (вторичное) инокулирование - обработка жидкого чугуна графитизирующими добавками (обычно ферросилицием) после сфероидизирующей обработки. Графитизирующее модифицирование ЧШГ эффективно способствует образованию зародышей графита, подавляет образование карбидов в литой структуре ЧШГ, увеличивает количество включений шаровидного графита на единицу площади шлифа, улучшает его форму, устраняет структурную неоднородность в отливке, способствует формированию ферритной металлической основы, снижает склонность к образованию в отливках усадочных дефектов и увеличивает выход годного. При кокильном литье ЧШГ графитизирующее модифицирование не устраняет полностью отбел в отливках, но значительно измельчает структуру матрицы и сокращает отжиг. При одинаковой структуре ЧШГ инокулированный чугун имеет более мелкий графит и более дисперсную матрицу, а соответственно в 1,5-2 раза выше относительное удлинение и более высокие прочностные показатели.

В качестве инокуляторов чаще всего применяют ферросилиций марок ФС 75 и ФС 80. Графитизирующий эффект при вводе ферросилиция зависит главным образом от содержания примесей - кальция, алюминия, бария и др. Поэтому рафинированные марки ФС 70 и ФС 80 для инокулирования ЧШГ не применяются. Элементарный кремний, как и графит, введенный в ЧШГ в качестве инокулятора, практически не оказывает влияния на образование зародышей графита.

При скоростях охлаждения 5-10 °С/с и выше (тонкостенные отливки, кокильное литье), применяется ферросилиций, легированный стронцием и барием, так как эти ферросплавы обеспечивают максимальный графитизирующий эффект. Модификаторы со стронцием должны иметь низкое содержание кальция и алюминия.

Графитизирующее модифицирование жидкого ЧШГ ускоряет самопроизвольное удаление магния из жидкого чугуна. При выдержке инокулированного ЧШГ в жидком состоянии эффект модифи-

цирование особенно интенсивно ослабляется в первые 1-2 мин, а затем медленнее.

Чем меньше промежуток времени между инокулирующей обработкой и заливкой чугуна в форму, тем полнее протекают процессы графитизации при затвердевании сплава. С уменьшением температуры жидкого ЧШГ инокулирование оказывает больший эффект.

Таблица 4.12

Методы сфероидизирующей обработки ЧШГ

Метод обработки	Сущность методов	Область применения
В открытом ковше NiMg или CuNiMg лигатурами	0,5-0,7% лигатуры помещают на дно ковша перед заливкой чугуна в ковш 1,8-2,5% лигатуры помещают и углубление на дно ковша и прикрывают стальной высечкой перед заливкой чугуна в ковш	Для любых условий производства, из низкосернистого расплава
В открытом ковше FeSiMg лигатурой, пригружаемой стальной высечкой ("сандвич"-процесс)	1,5-1,8% лигатуры помещают на дно ковша, ковш закрывают крышкой, имеющей литниковую чашу с калиброванным отверстием, через которое заливают чугун в ковш с лигатурой	Для любых условий производства, из низкосернистого расплава
В ковше с плотной крышкой FeSiMg лигатурой ("сандшквер"-процесс)	В ковш с чугуном на штанге в колокольчике плунжером вводят 0,2% Mg или 1,5-2,0% FeSiMg лигатуры	Для индивидуальных производств и мелких серий крупных отливок из низкосернистого расплава
В открытом ковше металлическим магнием или FeSiMg лигатурой, вводимыми на штанге	Проволока с модификатором подается дозированно под струю	Для индивидуальных производств и мелких серий крупных отливок из низкосернистого расплава
В открытом ковше проволокой с FeSiMg лигатурой	В камеру ковша загружают 0,1% Mg, в ковш заливают чугун, производят герметизацию ковша. При повороте ковша чугун перекрывает камеру с Mg, идет реакция	Для индивидуальных производств, из низкосернистого расплава
В герметизированном ковше металлическим Mg	Ковш с чугуном помещают в автоклав, создают давление и на штанге вводят 0,1% металлического Mg	Для индивидуальных производств, из низкосернистого расплава
В автоклаве с металлическим Mg	0,1% Mg помещают в реакционную камеру, закрывают перфорированной огнеупорной крышкой, в ковш заливают чугун. При повороте ковша чугун реагирует с Mg	Для средних и крупных отливок в мелкосерийном производстве, из низкосернистого расплава
В ковшах конструкторного типа (разработка фирмы Georg Fischer) металлическим Mg	0,8-1,3% лигатуры помещают в реакционную камеру закрытой и желоба. Чугун, протекающий через желоб, реагирует с лигатурой	Для любых условий производства, в том числе при заграничной плавке без обезсеривания чугуна
В промежуточном закрытом желобе лигатурой ("Флотрет" или "Никомод" процессы)	0,6-1,0% измельченной лигатуры помещают в реакционную камеру литниковой системы перед заливкой формы	Для мелкосерийного производства, из низкосернистого расплава
В полости формы FeSiMg лигатурой ("Никомод" процесс)		Для поточного производства мелких и средних отливок, из низкосернистого расплава

Наиболее простым способом графитизирующего модифицирования является ввод ферросилиция на дно ковша, в который перелива-

ют жидкий ЧШГ после сфероидизирующей обработки. Однако при таком инокулировании удлиняется интервал времени от обработки до заливки, что значительно ослабляет графитизирующий эффект. Поэтому в производстве чаще всего производят одновременную обработку чугуна сфероидизирующими и инокулирующими добавками, хотя такой способ менее эффективен. Не рекомендуется ввод индуктора на поверхность жидкого металла в ковше и механическое перемешивание его с чугуном.

Лучший способ графитизирующего модифицирования чугуна заключается в равномерной добавке индуктора в струю металла, где достаточно развита турбулентность, обеспечивающая быстрое растворение и однородное перемешивание по всему объему жидкого чугуна. Разновидностями рассматриваемого способа инокулирования чугуна является графитизирующее модифицирование ЧШГ порошковой проволокой и порошковоструйное.

Порошковоструйное инокулирование предусматривает подачу индуктора зернистостью менее 1,5 мм, в струю воздуха, которая направлена на струю чугуна при входе ее в заливочную воронку формы. В трубчатом производстве этим способом вводят индуктор непосредственно во вращающуюся металлоформу центробежной машины. Метод пригоден для автоматических систем заливки.

Графитизирующее модифицирование ЧШГ в полости литейной формы является самым эффективным и стабильным средством инокулирования жидкого металла.

Однако этот метод наиболее сложный, так как требует тщательной проработки литейной системы, подготовки индуктора (по гранулометрическому составу и размеру разовой порции), достаточно высокой (около 1400 °C) температуры заливки чугуна.

Расход инокулирующих добавок зависит от способа сфероидизации графита, толщины стенки отливки, состава индуктора, способа ввода индуктора в металл и др. При сфероидизации графита чистым магнием или NiMg, NiCuMg лигатурами расход ФС 75 при ковшевом инокулировании составляет 0,6-1,0%, при порошковоструйном - 0,2-0,3%, при инокулировании в форме - 0,1-0,2%. После сфероидизации графита комплексным модификатором типа FeSiMg расход индуктора при ковшевом инокулировании составляет 0,3-0,5; при порошковоструйном и в форме 0,1-0,2%.

Расход индукторов с барием и стронцием в 2-3 раза меньше чем ФС 75.

Гранулометрический состав индуктора выбирается таким, чтобы обеспечить полное его растворение. При инокулировании ЧШГ

в ковше размер зерен инкулятора составляет 3-15 мм; при порошково-струйном - 0,2-2,5 мм; при инокулировании в литейной форме 0,15-1,5 мм.

4.8.5. Термическая обработка

Термическая обработка отливок из ЧШГ наиболее эффективно повышает физико-механические свойства. Чаще всего свойства ЧШГ в литом состоянии обеспечивают требования конструкции. Поэтому в сложных и массивных отливках, термическая обработка которых затруднена и может вызвать деформации, улучшение физико-механических свойств достигается легированием и подбором режима охлаждения при остывании отливок. Легирование чугунов является альтернативой термической обработки. Совместное использование легирования и термической обработки обеспечивает самые высокие показатели требуемых свойств.

Термическую обработку отливок из ЧШГ проводят с различными целями: повысить физико-механические свойства, улучшить обрабатываемость, снять внутренние напряжения и др. Выбор режима термической обработки производится исходя из требуемых свойств чугуна в детали, исходной микроструктуры чугуна в отливке и химического состава чугуна.

В ряде случаев может быть проведено два вида термической обработки: первый для улучшения обрабатываемости отливки, второй - после механообработки - с целью получения заданных механических свойств чугуна в детали.

Высокотемпературный графитизирующий отжиг применяют для устранения в чугуне структурно-свободного цементита. Отбел модифицированного чугуна может быть технологически неизбежен (тонкостенное и кокильное литье, легированные чугуны, длительная разливка после вторичного графитизирующего модифицирования и др.) или случайным, как результат нарушения технологических параметров литья. В первом случае графитизирующий отжиг технологией производства отливок предусмотрен, во втором - применяется для исправления брака.

Выбор термического оборудования проводится с учетом массы отливок и их количества. В случае металлоемкости садок отливок или термической инерционности печей периодического действия длительность выдержки отливок при высокой температуре (обычно ~950 °C), часто определяется не длительностью графитизации цементита в чугуне, а скоростью прогрева всей садки отливок и инерционностью печи и в основном превышает необходимое время распада

цементита. Длительность графитизации отбеленных модифицированных чугунов сравнительно невелика благодаря высокому содержанию в них углерода ($\geq 3,6\%$) и кремния ($2,0-2,5\%$), и в большинстве случаев для отливок машиностроительных деталей не превышает 2 ч при температуре $\sim 950^\circ\text{C}$.

Хром замедляет распад цементита при отжиге ЧШГ. Поэтому содержание хрома в нелегированных ЧШГ не должно превышать $0,1\%$.

Нормализация включает нагрев чугуна выше критических температур, выдержку для аустенизации металлической основы чугуна и последующее охлаждение на воздухе.

Температура аустенизации, с которой проводится охлаждение на воздухе, обычно находится в пределах $850-950^\circ\text{C}$. Повышение твердости и прочности чугуна нормализованных отливок тем больше, чем выше температура, с которой проводится охлаждение, и скорость охлаждения. Легирование чугуна элементами, стабилизирующими аустенит (марганец, медь, никель, молибден, хром), также обеспечивает повышение твердости при нормализации.

Выдержка чугуна при температуре аустенизации должна обеспечить растворение части графита и насыщения металлической основы (аустенита) углеродом.

В производственных условиях при температурах аустенизации выше критических на $30-50^\circ\text{C}$ достаточно $0,5$ ч выдержки для насыщения металлической основы чугуна углеродом, хотя увеличение длительности способствует выравниванию концентрации углерода и ее незначительному повышению. Выдержка в $1-1,5$ ч при температурах $900-950^\circ\text{C}$ способствует подготовке чугуна к формированию (при охлаждении) перлитной структуры.

Увеличение скорости охлаждения, как и температуры нагрева чугуна, способствует получению более дисперсных структур перлита, повышению твердости чугуна. Легирование чугуна никелем, молибденом и др. элементами, способствующими повышению устойчивости аустенита при охлаждении и понижающими температуру его превращения до $350-280^\circ\text{C}$, обеспечивает получение бейнитных структур в чугуне. Поэтому нормализация легированных чугунов может обеспечивать получение бейнитных структур в мелких и тонкостенных отливках.

Низкотемпературный ферритизирующий отжиг имеет целью снижение твердости и повышение вязкости ЧШГ за счет уменьшения в его структуре количества перлита и увеличения количества феррита.

Часто практикуется способ термической обработки, предусмат-

ривающий нагрев чугуна до температур аустенизации металлической основы чугуна с последующим медленным охлаждением в районе температур эвтектоидного превращения аустенита. При этом аустенит превращается в феррит, а углерод из аустенита выделяется на включениях графита.

Низкотемпературный ферритизирующий отжиг заключается в нагреве чугуна в область подкритических температур (680-750 °C) и выдержке до полной графитизации эвтектоидного цементита. Охлаждение чугунных отливок после полной ферритизации может быть ускоренным.

Наиболее сильно способствует ферритизации чугуна кремний, подавляет этот процесс - хром. Уже при содержании в чугуне хрома 0,3 % чисто ферритную структуру без повышения содержания кремния свыше 3% (что нежелательно из-за охрупчивания чугуна), в производственных условиях получить практически невозможно.

Закалка ЧШГ проводится с целью повышения прочности, твердости и износостойкости. ЧШГ как и сталь может быть подвергнут всем видам закалки. При нагреве до температур выше критической A_c , полнота насыщения аустенита углеродом определяется исходной структурой металлической основы чугуна, дисперсностью графитных включений в чугуне, содержанием легирующих элементов и др. Ферритные чугуны и чугуны с крупными графитными включениями должны выдерживаться при температуре выше A_c дольше, чем чугуны с исходной перлитной или перлитно-ферритной структурой и мелкими графитными включениями. Время выдержки чугунов с исходной ферритной или ферритно-перлитной структурой под закалку при 850-900 °C составляет не более 0,5-1 ч, при нагреве до 1000 °C - около одной минуты.

Отпуск после закалки чугунов проводится как с целью снятия напряжений в детали, так и для снижения твердости и достижения хорошего сочетания прочностных и пластических характеристик. Отпуск для снятия закалочных напряжений проводят при 150-250 °C, длительность составляет 0,5-2 ч в зависимости от характеристики термического оборудования, сечения литых деталей.

Низкотемпературный отпуск (400-600 °C) после закалки может проводиться как до, так и после механической обработки литой заготовки.

Изотермическая закалка формирует бейнитные структуры металлической основы чугуна, которые обеспечивают по сравнению с другими видами закалки самые высокие прочностные свойства при сравнительно высокой пластичности и вязкости (табл.4.13). Особен-

ность изотермической закалики заключается в том, что превращение аустенита проводят в средах, имеющих температуру выше начала мартенситного превращения (250-450 °С) и в условиях, когда градиент температур в отливке (детали) сведен к минимуму. После изотермической закалики детали обычно не обрабатываются лезвийным инструментом, а только шлифовкой. В качестве сред, в которых проводят охлаждение, используют расплавы щелочей и солей.

Таблица 4.13

Некоторые характеристики свойств изотермически закаленных чугунов

Наименование чугунов	Твердость, HB	Минимальные значения			Температура охлаждения среды, °С	Структура	Легирование элементами
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %			
Твердый	430-550	1300	1000	0,5	250	Феррит, мартенсит, аустенит	Mn
Полутвердый	350-480	1200	800	2	270-300	Феррит, аустенит, мартенсит	Mn, Cu, Ni, Mo
Вязкий	280-350	1000 830	680 550	5 10	350	Феррит, аустенит	Cu, Ni, Mo

В зависимости от исходного содержания углерода в аустените, степени легирования чугуна такими элементами как никель, медь, марганец, температуры и длительности выдержки при изотермическом превращении, а также с учетом последующего превращения части аустенита при дальнейшем охлаждении, структура продуктов распада может состоять из α -фазы, аустенита и мартенсита в различном соотношении. Кремний в аустените препятствует выделению цементита и карбидов (марганец способствует), что обеспечивает возможность получения в чугунах продуктов распада аустенита, устойчивых и при охлаждении до комнатной температуры, состоящих из дисперсных прослоек α -фазы и аустенита или с превращением незначительной части аустенита в мартенсит. Дисперсность пластинчатых фаз аустенита и α -фазы обеспечивает высокие характеристики прочности, пластичности и вязкости.

Содержание марганца в ЧШГ для изотермической закалики не должно превышать 0,4%. Для массивных отливок чугун легируют никелем (0,8-1,5 %), медью (0,5 %) и молибденом (0,2-0,4 %). Температура нагрева обычно составляет 900 °С, температура щелочной или соляной ванны 350-400 °С длительность изотермической выдержки 0,5-1 ч.

Охлаждение и изотермическая выдержка отливок (деталей) может проводиться последовательно в нескольких средах. Первая сре-

да должна обеспечить такую скорость охлаждения, чтобы не началось перлитное превращение аустенита. Во второй среде в отливке должна установиться необходимая температура изотермической выдержки.

Низкотемпературный отжиг (искусственное старение) проводится с целью снятия внутренних напряжений. Внутренние напряжения формируются в области температур перехода от пластических к упругим деформациям. Нагрев проводят до 500-600 °С, выдерживают 2-6 ч и медленно охлаждают со скоростью 20-50 °С/ч до 300 °С. Низкотемпературный отжиг используют и для стабилизации размеров отливок.

4.9. Чугун с вермикулярным графитом

4.9.1. Общая характеристика структуры и свойств

Вермикулярный графит ВГ подобно ПГ имеет форму взаимосвязанных графитовых лепестков. Однако лепестки ВГ отличаются от ПГ меньшей степенью неравноосности (отношение длины лепестка ВГ к его толщине обычно находится в пределах 2-10, тогда как у ПГ значительно превышает 10), меньшими размерами и округлой формой кромок. Специфическое сочетание физико-механических, технологических и эксплуатационных свойств достигается в ЧВГ только при условии, что содержание ВГ в структуре чугуна составляет не менее 80-90 %, остальное - ШГ; ПГ не допускается.

По прочности ЧВГ находится на уровне высокопрочных марок СЧ или превосходит их, однако пластичность, ударная вязкость, модуль упругости, термостойкость, окалино- и ростоустойчивость, сопротивляемость коррозии, герметичность, ЧВГ выше, чем СЧ.

ЧВГ превосходит ЧШГ по демпфирующей способности, теплофизическим и некоторым специальным свойствам (тепло- и температуропроводности, термоусталостной стойкости, размерной стабильности в условиях теплосмен).

ЧВГ более технологичен, чем СЧ высоких марок и ЧШГ. Поскольку усадка ЧВГ меньше, чем ЧШГ, отливки из ЧВГ, как правило, можно изготавливать без прибылей. По сравнению с высокопрочным СЧ и ЧШГ склонность к отбелу у ЧВГ ниже, что позволяет получать тонкостенные отливки без отбела в литом состоянии.

ЧВГ особенно эффективен для изготовления отливок большой массы (например, изложниц массой до 100 т с толщиной стенок до 500 мм), деталей сложной конфигурации независимо от массы (например, блок-картеров и головок цилиндров ДВС), разностенных

деталей. ЧВГ на 20-25 % дешевле КЧ и ЧШГ.

Обрабатываемость резанием ЧВГ значительно лучше, чем ЧШГ и стали. Шероховатость механически обработанной поверхности ЧВГ меньше, чем СЧ. Так же как и у других типов чугуна структура металлической основы ЧШГ регулируется посредством легирования и термообработки. Производство ЧВГ требует очень жесткого металлургического контроля. В промышленности ЧВГ используется с 1968 г.

4.9.2. Марки чугуна и основные свойства

Для изготовления отливок согласно ГОСТ 28394-89 устанавливаются следующие марки чугуна с вермикулярным графитом (ЧВГ): ЧВГ30, ЧВГ35, ЧВГ40, ЧВГ45. Количество шаровидного графита в структуре не должно превышать 40%, относительное удлинение должно быть не менее 1,0%.

С увеличением толщины стенки отливки прочность ЧВГ снижается независимо от величины углеродного эквивалента, причем перлитные чугуны более чувствительны к толщине сечения чем ферритные. В медленно затвердевших массивных отливках прочность и твердость ЧВГ соответственно в 1,4-2 и 1,3-1,4 раза ниже, чем в отдельно отлитых пробах. Однако в диапазоне средних толщин стенок свойства ЧВГ слабо зависят от толщины стенки. При толщине стенок менее 10 мм (например, в отливках выхлопных коллекторов) и в условиях быстрого охлаждения ЧВГ обладает сильной склонностью к образованию шаровидного графита, а иногда к отбелу, особенно при перемодифицировании.

Механические свойства ЧВГ - промежуточные между ЧПГ и ЧШГ при одинаковой структуре матрицы. В ЧВГ с низкой степенью вермикуляризации графита механические свойства снижаются до уровня ЧПГ средней прочности, а при высокой доле ШГ - приближаются к ЧШГ. По сравнению с ЧПГ механические свойства ЧВГ значительно менее чувствительны к величине C_{Σ} и толщине стенки. Даже при $C_{\Sigma} = 4,3\%$ ферритные и перлитные ЧВГ имеют более высокую прочность, чем нелегированные ЧПГ с пониженным значением C_{Σ} .

4.9.3. Применение

Машиностроительные отливки. В мировом автотракторостроении освоена большая номенклатура литых деталей из ЧВГ: маслопроводы для тракторов (0,4-0,6 кг), опорные детали, головки цилиндров тяжелых грузовиков (0,7-2 кг), крепежные детали рам грузовиков (1 и 1,5 кг), тормозные рычаги трактора (1,2 кг), шкивы сер-

вопривода грузовика (10,6 кг) и др. Характерные автомобильные детали из ЧВГ: блок-картеры (40 кг), чашки дифференциала (7,3, 12,9, 22,4 кг), роторы (40 кг), корпуса подшипников (2,1 кг), тормозные колодки (1,5 кг), крышки (5,6 кг), ступицы ротора (5,6 кг), коробки передач рулевого управления (17 кг) и др.

В больших масштабах ЧВГ используется в ФРГ взамен серого чугуна (с 1970 г) для производства головок цилиндров крупных морских дизельных ДВС. Масса этих головок 185, 500 и 1000 кг. Замена высокопрочного легированного ЧПГ марки СЧ 30 ферритными ЧВГ ($\sigma_s \geq 300$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 240$ МПа, $\delta \geq 2\%$) позволила увеличить выходную мощность морских ДВС до 50 %, снизить в 165 раз число аварийных разрушений крышек.

В Японии из ЧВГ отливают головки цилиндров для мощных высокоскоростных дизель-генераторов электростанций (толщина стенок 8-50 мм, масса 100 кг, свойства ЧВГ в прилитых образцах $\sigma_s \geq 370$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 300$ МПа, $\delta \geq 6\%$, $HV = 163$ МПа). Эффективное использование перлитных и бейнитных ЧВГ для литья дисковых тормозов ДВС железнодорожных локомотивов и вагонов высокоскоростных (свыше 200 км/ч) поездов, гоночных автомобилей.

Металлургические отливки. ЧВГ - эффективный заменитель ЧПГ как материал сталеразливочных изложниц. Стойкость сквозных слябинговых изложниц единичной массой 8-25 т из ЧВГ ваграночной плавки повысилась по сравнению с ЧПГ на 25-50 %. Аналогичные результаты получены при испытаниях других типоразмеров изложниц для прокатных и ковочных слитков.

4.9.4. Получение

Требования к химическому составу исходного чугуна, предназначенного для обработки на ЧВГ, по основным элементам (углероду, кремнию, марганцу, сере) такие же, как при производстве ЧПГ. В отличие от ЧПГ менее жесткие требования по содержанию фосфора, а также титана (до 0,05 % Ti). Повышенное содержание титана в исходном чугуне целесообразно при титано-магниевом способе производства ЧВГ. Для получения перлитно-ферритного и перлитного ЧВГ исходный расплав содержит повышенное количество марганца, никеля, меди, олова, как и при производстве ЧПГ.

Различают цериевый, магнийцериевый, магнийтитанцериевый, магниевый и некоторые другие способы получения ЧВГ.

Цериевый способ заключается в использовании для обработки расплава лигатур и сплавов, содержащих РЗМ цериевой группы: цериевый мипметалл. Обычно используют чугун эвтектического или

слегка азавтектического состава. Исходное содержание серы не должно превышать 0,03 % (желательно не выше 0,02 %), причем важно не только обеспечить низкий абсолютный уровень содержания серы, но и поддерживать его в указанных узких пределах: при цериевом способе $\pm 0,001$ %, при магнийтитановом $\pm 0,002$ %. Цериевый миниметалл добавляется в расплав обычно на струю металла при наполнении ковша. Расход его зависит от содержания кислорода и серы в базовом чугуна, от качества и природы шихтовых материалов. Так, при исходном содержании 0,003 % S расход лигатуры типа МЦ 40 составляет 0,05 % и при 0,033 % S - 0,25 %. Живучесть цериевого ЧВГ при температуре 1420 °C в ковше с кислой футеровкой - обычно 10-12 мин. Восстановление утраченного эффекта вермикуляризации достигается повторным вводом РЗМ. В качестве инокуляторов используют те же добавки, что и для ЧШГ. Требования к тщательности и точности выполнения всех технологических операций в производстве цериевого чугуна не ниже чем у ЧШГ. При выплавке исходного чугуна с использованием возврата цериевого ЧВГ следует учитывать вводимые с ним РЗМ и соответственно снижать расход лигатуры РЗМ с целью предотвращения отбела. Не рекомендуется для вторичного модифицирования применять инокуляторы, содержащие РЗМ, поскольку они усиливают отбел ЧВГ. Температура чугуна при обработке ЧВГ - 1410-1450 °C. Специфический дефект цериевого ЧВГ - так называемая цериевая неоднородность (неравномерность формы, размеров и распределения графита в отливках).

Магнийцериевый способ предусматривает обработку чугуна магнийцерийсодержащими лигатурами типа сплава "Вермикалой - 662" (состав, (%): 6Mg; 2 РЗМ; 2 Ca; 1,5 Al; 45 Si; Fe - остальное).

Магнийтитановый ЧВГ - наиболее широко распространенный тип ЧВГ. Для его производства используют лигатуры сложного состава, содержащие магний, кальций, титан, кремний, железо (например, лигатуры состава: 2,8-5,5 % Mg; 5,5 % Ca; 4,5-10 % Ti; 44-54 % Si; Fe - остальное). При выборе состава и определении расхода указанной лигатуры необходимо учитывать загрязненность оборотного лома ЧВГ собственного производства демодификатором титаном.

Магнийевый ЧВГ производят вводом в чугун пониженного (по сравнению с ЧШГ) количества магния. Способ требует чистого по сере и демодифицирующим примесям исходного расплава чугуна и соблюдения соотношения $Mg_{\text{ост}} = 2S_{\text{ост}}$, где $Mg_{\text{ост}} = 0,018 \pm 0,005$ %. Живучесть и склонность к отбелу магниевого ЧВГ несколько ниже, чем цериевого. Для производства отливок из магниевого ЧВГ наиболее целесообразна модифицирующая обработка в форме или порошко-

4.10. Конструкционный алюминиевый чугун

Конструкционный алюминиевый чугун содержит до 4% Al. Каждый процент Al повышает температуру эвтектического превращения на 20°, поэтому интервал кристаллизации сужается. При метастабильных условиях кристаллизации алюминиевых чугунов, наряду с эвтектическим цементитом образуется первичный карбид Fe_3AlC_6 , присутствующий в сплавах, содержащих $\geq 1,0\%$ Al. Форма графита в литом чугуне (при $\text{Si} \leq 1,0\%$) близка к вермикулярной, а при модифицировании силикокальцием (до 1,0%) или силикомнш-металлом (до 5%) становится более компактной или даже шаровидной. Стабильность получения ШГ достигается модифицированием лигатурами магния. Углеродный эквивалент алюминиевых чугунов может быть определен по формуле

$$C_3 = C_{\text{обш}} + 0,25 \text{ Si} + 0,15 \text{ Al}.$$

Механические свойства конструкционного алюминиевого чугуна сравнительно мало зависят от содержания в них C (3,0-3,5%) и Al (2,0-3,0%), но очень чувствительны к содержанию кремния. Наиболее благоприятное сочетание прочности, вязкости и пластичности достигается при содержании $\text{Si} \leq 1,0\%$ и модифицировании. Матрица низкокремнистых алюминиевых чугунов является, в основном, перлитной или состоит из смеси перлита и эвтектоида ($\Phi + \text{Fe}_3\text{AlC}_6$, вторичный). При равной прочности алюминиевые чугуны отличаются от обычных более низкой твердостью (на 40-60 НВ). Ударная вязкость у низкокремнистых (до 0,5%) алюминиевых чугунов практически не изменяется при понижении температуры до -80°С.

Литейные свойства конструкционных алюминиевых чугунов не создают особых трудностей при получении отливок даже сложного профиля. Заполняемость формы при перегреве на 100-150° вполне удовлетворительна; свободная линейная усадка $\epsilon = 1,0-1,5\%$. Чугун характерен повышенным содержанием неметаллических включений в результате образования Al_2O_3 . Поэтому при плавке и переплаве применяют защитные шлаки, а заполнение формы ведут плавно без разрыва струи. Полезно применение различных методов фильтрации металла при заполнении формы, например, использование фильтров из волокнистых огнеупорных материалов.

Высокое качество отливок из алюминиевого чугуна достигается при заливке в сухие песчаные формы или кокили. В силу низкой склонности алюминиевых чугунов к отбеливанию (особенно после модифицирования ФС или СК) они являются перспективными при

лить в кокиль.

Конструкционные алюминиевые чугуны применяются для производства прессформ для литья под давлением, кокилей, головок блоков цилиндров, отливок химического оборудования, труб, коленчатых и распределительных валов, деталей, работающих в условиях износа.

4.11. Легированные чугуны со специальными свойствами

Современное машиностроение требует применения материалов, обладающих не только повышенной прочностью, но и рядом специальных свойств, обеспечивающих длительную и надежную работу отливок в самых разнообразных условиях эксплуатации. Такими материалами являются легированные чугуны, которые обычно классифицируются как жаростойкие, жаропрочные, износостойкие, коррозионностойкие и др., а по составу — как хромовые, никелевые, кремнистые, алюминиевые, марганцевые. При этом часто один и тот же легирующий элемент придает чугуну одновременно несколько специальных свойств [3].

Характеризуя легированные чугуны, следует отметить, что их специальные свойства определяются прежде всего составом и главным образом содержанием легирующих элементов, в противоположность конструкционным чугунам, свойства которых в первую очередь определяются структурой. В настоящее время общий объем производства отливок из легированных чугунов в нашей стране составляет более тысячи тонн в год.

Хромовый чугун. При содержании $\text{Cr} > 3\%$ образуются специальные карбиды и твердый, немагнитный интерметаллид Fe-Cr , содержащий 42–48% Cr . Хромовые чугуны применяются, главным образом, как жаростойкие, коррозионностойкие и износостойкие материалы. Жаростойкость, естественно, возрастает с повышением в нем содержания хрома. Благоприятное влияние оказывает и повышение содержания углерода до 2,5–3,5 %, особенно в сплавах, работающих одновременно в условиях истирания. Марки жаро- и коррозионностойких чугунов: ЖЧХ, ЖЧХ2, ЖЧХ16, ЖЧХ30 и др., износостойких — ИЧХ2Н4, ИЧХ13ГЗМ, ИЧХ15М2, ИЧХ28Н2.

Износостойкость определяется структурой и твердостью сплава. Поэтому очень важно получение мартенситной матрицы при ТО. Износостойкие чугуны при HB 400 и более могут обрабатываться резцами — пластинками ВК4, ВК6 и др.

Никелевый чугун. С повышением содержания никеля и понижением содержания кремния увеличивается аустенизация структуры. Это-

му способствуют также медь и марганец, что видно из формулы, определяющей условия образования аустенита при нормальной температуре:

$$\text{Ni} + 2,5 \text{ Mn} + \text{Cu} \geq 18.$$

Такие аустенитные чугуны обладают немагнитными свойствами. Никелевые чугуны с ПГ и ШГ применяются в качестве немагнитных, коррозионностойких, жаропрочных и хладностойких материалов.

Содержание углерода колеблется в пределах 2,0-3,0 %, кремния 1-3 %.

Марки никелевых чугунов с ПГ - ЧНХТ, ЧНХ2, ЧН15Д7Х2, ЧН19Х3 и др., с ШГ - ЧН1МШ, ЧН11Г7Х2Ш, ЧН15Д3ХШ, ЧН20Д2ХШ и др. Шаровидный графит получают путем соответствующего модифицирования.

Кремниевый чугун применяется главным образом как окалино-, росто- и коррозионностойкий материал. Содержание Si колеблется в различных марках в пределах 4,5-18 %, С - 0,3-3,3 %. Примеры марок: ЖЧС5, ЖЧС5Ш, ЧС15, ЧС17, ЧС15М4, ЧС17М3.

В химической промышленности широкое применение получили сплавы ЧС15, ЧС17 (ферросилиды). Они обладают высокой коррозионной стойкостью в серной, азотной и хромовой кислотах и др. при различных температурах. С увеличением содержания кремния σ_s снижается. Для повышения σ_s иногда применяют дополнительное легирование. Обычно σ_s составляет 7-5 кг/мм².

Выплавка чугуна, содержащего 5-6 % Si, может производиться в вагранках и др. печах, в то время как плавка высококремнистых сплавов производится только в дуговых и индукционных электропечах. Кроме того они характеризуются повышенной склонностью к газонасыщению, особенно водородом. Поэтому такие сплавы обычно рафинируют гексахлорэтаном. Получение ШГ производится обычным путем.

Жидкотекучесть ЖЧС5 и ЖЧС5Ш практически такая же, как у серого чугуна. Ферросилиды обладают худшей, чем серый чугун, жидкотекучестью. Поверхность жидкого металла у них постоянно покрыта окисной пленкой, практически не реагирующей с материалом формы, поэтому отливки из ферросилидов получаются чистыми, без пригара.

Свободная линейная усадка ЖЧС5 составляет 1,0-1,25%, у ферросилидов - 1,2-2,6%. Литье производится как в сухие, так и в сырые формы. Для предупреждения образования горячих и холодных трещин удаление отливок из формы следует производить сразу после

затвердевания с последующим охлаждением в печи, нагретой до 760-800°C. Отливки из ферросилида очень хрупки, поэтому требуют осторожного обращения при обработке, монтаже и транспортировке.

Алюминиевый чугун. Сплавы Fe-C-Al со специальными свойствами, имеют различные структуры. При содержании в чугуне 5-8 % Al его структура представляет собой легированный Al Fe + Fe₃AlC_x (γ'-фаза) и некоторое количество Gr. В сплавах, содержащих 11-17% Al, нет графита и их структура состоит из Ф и γ'-фазы, отличающейся высокой твердостью (HV 640-850). Количество γ'-фазы зависит от содержания Al и C. При содержании более 26% Al весь углерод находится в виде карбида Al₄C₃, имеющего микротвердость HV 960-1000. Главные свойства алюминиевого чугуна со специальными свойствами - жаростойкость и износостойкость. При увеличении содержания Al жаростойкость чугуна непрерывно повышается. Наиболее высокие показатели по окислостойкости и ростоустойчивости имеет чугун ЖЧЮ22Ш, который практически не окисляется при температурах до 1100°С.

Содержание углерода изменяется в пределах 1,0-3,8%, Si - 0-3%. Увеличение содержания Al до 12% приводит к непрерывному снижению прочности до 80-120 МПа, которая в дальнейшем практически больше не меняется. Твердость изменяется в широких пределах в зависимости от содержания Al, Si и C, причем определяющее влияние оказывает алюминий. Максимальную твердость имеют чугуны, содержащие 10-17% и более 26% Al.

Примеры марок: ЖЧЮ6С5, ЖЧЮ7Х2, ЖЧЮ22, ЖЧЮ22Ш, ЖЧЮ30.

Марганцевый чугун. Структура чугуна, содержащего 5-6% Mn, при обычных скоростях охлаждения является мартенситной, а при 8-10% Mn она состоит преимущественно из аустенита и карбидов. Марганцевые чугуны применяются, главным образом, как антифрикционные и немагнитные материалы.

Ванадиевый чугун. Обладает исключительно высокой стойкостью в условиях трения, она в 2-7 раз превышает стойкость стали ШХ15, закаленной и отпущенной на HRC61 и практически равной износостойкости стали P18 с твердостью HRC 66. Свойства ванадиевых чугунов: $\sigma_s \leq 1000$ МПа, $\delta \leq 2,5\%$. При температуре аустенитного состояния они приобретают высокую пластичность, которая обеспечивает возможность их пластической деформации. Содержание углерода колеблется в пределах 1,7-4,0%, Si 0,5-4,0, Mn до 1,0%.

ГЛАВА 5

ЛИТЕЙНЫЕ СТАЛИ

5.1. Углеродистые литейные стали

Для получения отливок используются углеродистые стали, содержащие 0,12-0,60 % С. Они маркируются числом, обозначающим среднее содержание углерода (в сотых долях процента) и буквой Л (табл.5.1). Литейные стали отличаются от деформируемых большим допуском на содержание примесей и неметаллических включений, а также несколько пониженной пластичностью.

В зависимости от назначения и предъявляемых требований все отливки из углеродистых и легированных сталей подразделяют на три группы: I - отливки общего назначения, контролируемые по внешнему виду, размерам и химическому составу; II - отливки ответственного назначения, контролируемые, кроме того, по прочности (σ_b или σ_s) и относительному удлинению; III - отливки особо ответственного назначения, контролируемые дополнительно к указанным характеристикам по ударной вязкости. В число контролируемых параметров могут включаться также микроструктура, пористость, герметичность и другие специальные характеристики [17].

Таблица 5.1

Механические свойства литейных углеродистых сталей по ГОСТ 977-88

Марка сплав	Содержание углерода, %	Механические свойства, не менее					
		Нормализация + отпуск				Закалка + отпуск	
		σ_b , МПа	σ_s , МПа	δ , %	ψ , МДж/м ²	σ_b , МПа	δ , %
15Л	0,12-0,20	330	200	24	0,50	-	-
20Л	0,17-0,25	410	210	22	0,50	-	-
25Л	0,22-0,30	440	240	19	0,40	500	22
30Л	0,27-0,35	470	260	17	0,35	500	17
35Л	0,32-0,40	490	280	15	0,35	550	16
40Л	0,37-0,45	520	290	14	0,30	600	14
45Л	0,42-0,50	510	320	12	0,30	700	10
50Л	0,47-0,55	570	340	10	0,25	800	15

Химический состав сталей в табл.5.1 полностью не приведен, так как существенно изменяется только содержание углерода, которое определяет марку стали и ее основные свойства.

Марганец (0,3-0,9 %) раскисляет сталь и нейтрализует вредные примеси серы, а также несколько повышает прочность стали. С железом сера образует сульфид FeS и легкоплавкую эвтектику Fe-FeS по границам зерен, в результате чего возникает красноломкость и склонность к образованию горячих трещин. При введении марганца в соотношении % Mn $\geq$ 1,71 % S образуются более тугоплавкие сульфиды MnS, располагающиеся в виде неметаллических включений

внутри зерна; в результате красноломкость исчезает.

Кремний (0,2-0,5 %) вводится в сталь как раскислитель и дегазатор. Даже в небольших количествах он заметно упрочняет феррит и снижает пластичность стали.

Требования по содержанию марганца и кремния в литейных углеродистых сталях рассматриваются как факультативные: отклонения от них не являются браковочным признаком.

Сера и фосфор в сталях, за редким исключением, являются вредными примесями. Их содержание ограничивается в пределах 0,045-0,06 % S и 0,04-0,08 % P в зависимости от группы и габаритных размеров отливок; с увеличением размеров требования ужесточаются. Как уже упоминалось, сера вызывает красноломкость стали, а фосфор — снижение пластичности при комнатной температуре.

Механические свойства сталей (см. табл. 5.1) определяются содержанием углерода; по мере его увеличения от 0,15 до 0,55 % σ_s возрастает от 400 до 600 МПа, а δ снижается с 24 до 10 %, уменьшается также ударная вязкость с 0,49 до 0,24 МДж/м². Это изменение свойств объясняется возрастанием доли перлита в микроструктуре стали.

Отливки из углеродистых сталей обычно подвергаются термической обработке для снятия литейных напряжений и улучшения структуры, так как после завершения кристаллизации (или $\delta \rightarrow \gamma$ -превращения) при высокой температуре формируется крупнозернистая аустенитная структура.

Литейные свойства стали также определяются содержанием углерода. По данным различных исследований, *практическая жидкотекучесть* с увеличением содержания углерода до 0,1-0,2 % уменьшается, а затем существенно возрастает вследствие преобладающего влияния перегрева. *Условно-истинная жидкотекучесть*, напротив, ухудшается с увеличением содержания углерода (особенно в пределах 0-0,3 % C), что связано с расширением температурного интервала кристаллизации. Нулевая жидкотекучесть стали наступает вблизи температуры ликвидуса и соответствует ~20 % твердой фазы. Кремний и марганец проявляют свое влияние на жидкотекучесть как раскислители: чем полнее раскислена сталь и чем меньше в ней окисных неметаллических включений, тем лучше жидкотекучесть. Сера несколько ухудшает жидкотекучесть, а фосфор при малых содержаниях практически не влияет на нее. Увеличение количества неметаллических включений от 0,005 до 0,03 % снижает жидкотекучесть углеродистой стали с 170 до 90 см.

Линейная усадка начинает проявляться при образовании 70-80 % твердой фазы. Она заметно уменьшается с возрастанием содержания

углерода до 0,25 %, а в среднеуглеродистых сталях почти не изменяется (свободная усадка сохраняется на уровне ~2,2 %).

В литейных сталях принято различать три этапа линейной усадки в твердом состоянии: 1) доперлитная усадка $\epsilon_{\text{доп}}$ (1,3-1,4 %) в аустенитном состоянии при охлаждении до температуры A_3 (рис. 5.1); 2) расширение $\epsilon_{\alpha \rightarrow \gamma}$ (~0,2 %) при фазовой перекристаллизации $\gamma \rightarrow \alpha$ в интервале температур $A_3 - A_1$; 3) послеперлитная усадка $\epsilon_{\text{пл}}$ (~1 %), возникающая в процессе охлаждения отливки от температуры A_1 до температуры окружающей среды. Иногда перед первым этапом наблюдается предусадочное расширение $\epsilon_{\text{пр}}$ (~0,04 %), связанное с выделением газов при затвердевании стали. Доперлитная и полная усадка в твердом состоянии уменьшается с увеличением содержания углерода в стали, послеперлитная усадка в литейных углеродистых сталях практически постоянная.

Объем усадочных пустот зависит от температурного интервала кристаллизации стали. Поэтому с увеличением содержания углерода свыше ~0,2 % пористость возрастает, а объем усадочной раковины уменьшается.

Горячеломкость имеет максимальное значение для низкоуглеродистых сталей с 0,16-0,20 % С, что объясняется $\delta \rightarrow \gamma$ -превращением, происходящим с изменением объема, и большим $\Delta t_{\text{кр}}$. В интервале концентраций 0,3-0,6 % С горячеломкость изменяется незначительно, а затем постепенно возрастает.

В углеродистых сталях возможны все виды ликвации, но чаще других отмечается зональная ликвация. Главными ликвирующими элементами являются сера, углерод и фосфор. Особенно сильно осевая зональная ликвация проявляется в толстостенных отливках. Так, при среднем содержании серы в отливке 0,03 % в осевой зоне ее содержание может превышать 0,1 %.

Литейные свойства стали значительно хуже, чем литейные свойства чугуна и других литейных сплавов. Более высокая усадка, худшая жидкотекучесть и заполняемость являются причинами многих литейных пороков. Низкоуглеродистая сталь характеризуется повышенной склонностью к образованию горячих трещин, более высо-

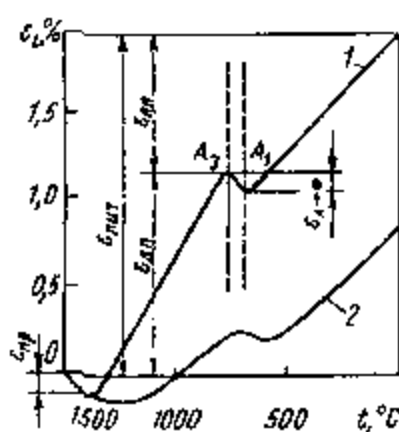


Рис. 5.1. Усадочные кривые железо-углеродистых сплавов: 1 - углеродистая сталь, 2 - серый чугун

кой температурой плавления и вследствие этого увеличенным пригаром и окисляемостью. Высокоуглеродистые стали имеют более высокую практическую жидкотекучесть, менее склонны к образованию горячих трещин, но пониженные теплопроводность и пластичность приводят к возникновению сильных внутренних напряжений.

Углеродистые стали применяют для литья арматуры (25Л), корпусов турбомашин и станин (30Л), различных деталей машиностроения (35Л), зубчатых колес и деталей с повышенной износостойкостью, достигаемой поверхностной закалкой (45Л-55Л), валков горячей прокатки (50Л).

5.2. Легированные конструкционные литейные стали

В легированные стали вводится различное количество легирующих элементов (ЛЭ). По их содержанию стали подразделяют на три группы: 1) низколегированные (до 2,5 % ЛЭ); 2) среднелегированные (2,5-10 % ЛЭ); 3) высоколегированные (свыше 10 % ЛЭ, причем содержание одного из ЛЭ не менее 8 %) [14]. Название стали обычно определяется названием основных легирующих элементов: хромистая, марганцовистая, хромоникелевая сталь и т.д.

Легирование литейных сталей осуществляется главным образом, исходя из требований по механическим или специальным служебным свойствам. Литейные свойства низколегированных сталей практически совпадают с литейными свойствами углеродистых сталей при соответствующем содержании углерода. У средне- и высоколегированных сталей эти свойства, как правило, хуже, чем у углеродистых сталей.

Кремний при содержании до 0,4-0,5 % действует как раскислитель и положительно влияет на литейные свойства. Он повышает жидкотекучесть и снижает горячеломкость стали; увеличивает плотность отливки и немного линейную усадку. При содержании кремния выше ~0,5 % темп роста жидкотекучести резко снижается, а горячеломкость возрастает; ухудшается также качество первичной структуры.

Марганец в количестве до 1 % также действует главным образом как раскислитель и улучшает литейные свойства. При концентрации марганца выше 1 % возрастает горячеломкость стали, так как вследствие уменьшения теплопроводности увеличиваются литейно-термические напряжения. Минимальный объем усадочной раковины фиксируется при 1,2 % Мп.

Хром в количестве 1-2 % несколько увеличивает практическую жидкотекучесть стали, но условно - истинная жидкотекучесть снижается вследствие увеличения склонности стали к пленкообразованию.

Небольшие добавки хрома улучшают трещиностойкость, но при добавках свыше 0,8 % возрастает склонность к образованию крупнозернистой структуры и горячеломкость стали. Объем концентрированной усадочной раковины и суммарная объемная усадка заметно возрастают с увеличением содержания хрома до ~5 %.

Никель в количестве до 3,5 % повышает жидкотекучесть стали, увеличивает суммарную усадку и объем усадочной раковины в прибыли, а также снижает теплопроводность стали, понижает ее трещиностойкость в такой же мере, как хром.

Медь существенно улучшает жидкотекучесть стали, и при увеличении ее содержания от 0,1 до 3 % жидкотекучесть низкоуглеродистой стали возрастает от 870 до 1300 мм. Горячеломкость стали при введении меди изменяется незначительно, несколько увеличивается объем усадочной раковины, линейная усадка практически не изменяется. Вследствие этого медь является ценным легирующим элементом в литейных сталях.

Ванадий, молибден и вольфрам при малом содержании способствуют улучшению литейных свойств сталей, но при возрастании их содержания до ~1 % жидкотекучесть и трещиностойкость снижаются.

Кобальт незначительно улучшает жидкотекучесть. В ряде случаев при введении кобальта усиливается образование усадочной пористости.

Алюминий и титан являются сильными раскислителями. Поэтому их влияние на литейные свойства стали носит сложный характер. Для получения хорошей жидкотекучести и трещиностойкости оптимальными являются небольшие добавки алюминия (0,05-0,1 %) или титана (~0,15 %). Увеличение содержания элементов до 0,5-1 % приводит к возрастанию горячеломкости и пористости отливок, жидкотекучесть понижается. Алюминий и титан значительно повышают склонность стали к пленкообразованию. При открытой плавке стали с 0,5 % Ti на поверхности образуется сплошная пленка его окислов. Небольшие добавки титана и алюминия повышают плотность стали, способствуют измельчению первичной структуры, так как химические соединения Al_2O_3 , TiC, TiN в дисперсном состоянии играют роль модификаторов II рода.

Легируемые конструкционные литейные стали содержат до 0,5-1,5 % основных легирующих элементов - Cr, Ni, Si, Mn, Cu. Концентрация углерода обычно не превышает 0,35-0,40 % (во избежание сильного снижения пластичности). Для улучшения технологических свойств, измельчения зерна и повышения ударной вязкости в стали

вводят добавки Mo, V (0,05-0,3 %) и Ti (0,05-0,1 %). При легировании в этих пределах сталь, как правило, принадлежит к перлитному классу и в нормализованном состоянии имеет ферритно-перлитную структуру. Химический состав некоторых конструкционных легированных сталей приведен в табл.5.2, а их механические свойства в табл.5.3. По содержанию основных легирующих элементов стали можно условно разбить на несколько групп (в табл.5.2 они отделены горизонтальными линиями). Хорошо заметно, что в пределах каждой группы сталей с увеличением суммы легирующих элементов происходит значительное возрастание σ_s и σ_t (а также отношения σ_s/σ_t) при некотором снижении пластичности δ и ψ .

Для легированных конструкционных сталей применяют три основных варианта термической обработки: 1) нормализация + высокий отпуск - наиболее простая термическая обработка, не обеспечивающая, однако, оптимального комплекса свойств. (Сравните свойства стали 35ГЛ в нормализованном и закаленном состоянии по табл.5.3); 2) закалка + высокий отпуск (термоулучшение), обеспечивающая наилучшее сочетание прочности и пластичности стали; закалка производится в масле; 3) закалка + низкий отпуск, позволяющая получить наиболее высокие значения прочности за счет некоторого снижения пластичности. (Сравните свойства стали 30ХГСЛ и 23ХГС2МФЛ по табл.5.3).

Таблица 5.2

Средний химический состав легированных сталей, %
(ГОСТ 977-88)

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	V	Mo
20ГЛ	0,20	1,4	0,3	-	-	-	-	-
35ГЛ	0,35	1,4	0,3	-	-	-	-	-
30ГСЛ	0,30	1,3	0,7	-	-	-	-	-
20ФЛ	0,20	0,9	0,3	-	-	-	0,12	-
45ФЛ	0,45	0,7	0,3	-	-	-	0,15	-
40ХЛ	0,40	0,7	0,3	1,0	-	-	-	-
35ХМЛ	0,35	0,7	0,3	1,0	-	-	-	0,25
30ХМЛ	0,30	0,7	0,3	1,5	1,5	-	-	0,25
35ХГСЛ	0,35	1,2	0,7	0,8	-	-	-	-
23ХГС2МФЛ	0,23	0,7	1,9	0,9	-	-	0,12	0,25
20ДХЛ	0,12	0,6	0,3	1,0	-	1,5	-	-
08ГДНФЛ	<0,1	0,8	0,3	-	1,3	1,0	0,10	-
12ДХН1МФЛ	0,12	0,4	0,3	1,5	1,6	0,5	0,12	0,25

Примечание: Содержание S и P не более 0,03-0,05 % каждого

Механические свойства легированных сталей (ГОСТ 977-75)

Марка стали	Температура, °С		Механические свойства, не менее			
	закалки	отпуска	σ_s , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	ψ , Дж/м ²
20ГЛ	(890)	630	550	300	18	0,5
35ГЛ	(890)	630	550	300	12	0,3
30ГСЛ	930	610	650	400	14	0,5
20ФЛ	(890)	630	400	300	18	0,5
45ФЛ	860	630	600	500	12	0,35
40ХЛ	860	630	650	500	12	0,4
35ХМЛ	870	630	700	550	12	0,4
30ХНМЛ	870	630	800	650	10	0,4
30ХГСЛ	875	650	800	600	10	0,4
23ХГС2МФЛ	990	220	1300	1100	6	0,4
20ДХЛ	(880)	580	500	400	12	0,3
08ГД1ФЛ	(930)	620	450	350	18	0,5
12ДХН1МФЛ	900	530	1000	750	10	0,3

Примечание: В скобках указаны температуры нормализации.

Марганцовистые стали (20ГЛ, 30ГЛ и др.) содержат 1-2 % Mn и 0,2-0,4 % С. Они относятся к наиболее дешевым легированным сталям. Марганцовистые стали обладают значительно более высокой прочностью и прокаливаемостью, чем углеродистые, при сохранении высокой ударной вязкости. Поэтому они широко используются для изготовления отливок, работающих в сложных условиях ударного нагружения и изнашивания, - деталей дробилок, бегунов, экскаваторов, а также для машиностроительных отливок - валов, траверс, зубчатых колес. Добавка марганца увеличивает доперлитную усадку, но почти не влияет на объемную усадку. Истинная жидкотекучесть несколько ухудшается; добавки Zr и Се (по 0,15 %) повышают жидкотекучесть. Понижение теплопроводности при введении 1,5 % Mn в сочетании с увеличенной доперлитной усадкой отрицательно влияет на трещиностойкость стали. Сталь чувствительна к перегреву при термической обработке.

Хромистые стали (40ХЛ и др.) имеют более высокую прочность, чем углеродистые (при той же пластичности), и значительно лучшую прокаливаемость. Они применяются для машиностроительных отливок с толщиной стенки до 60-80 мм. Литейные свойства этих сталей незначительно отличаются от литейных свойств углеродистых сталей с соответствующим содержанием углерода. Введение хрома способствует образованию крупнозернистой структуры, поэтому в хромистые стали вводят небольшие добавки молибдена (35ХМЛ), улучшающие структуру и свойства литых сталей. Кроме того, до-

бавки молибдена уничтожают отпускную хрупкость сталей при термической обработке.

Сталь хромансил (30ХГСЛ) комплексно легирована добавками хрома, кремния и марганца, что придает ей высокую прочность и прокаливаемость. Она применяется для отливки ответственных деталей с максимальной толщиной стенки до 80-100 мм, работающих в условиях износа совместно с ударными нагрузками (рычаги, валы, толкатели, шестерни). Сталь подвергается термической обработке - закалке (или нормализации) с последующим средним или высоким отпуском. Она обладает хорошей жидкотекучестью, позволяющей получать отливки с минимальной толщиной стенки до 4 мм, однако отливки отличаются крупнозернистостью и склонны к образованию трещин и короблению. Для улучшения структуры и технологических свойств в сталь часто вводят небольшие добавки молибдена, титана и ванадия.

Хромоникелевые стали (30Х11МЛ и др.) по комплексу механических свойств занимают одно из первых мест среди конструкционных сталей. В машиностроении они используются для изготовления особо ответственных высоконагруженных деталей. Совместное влияние хрома и никеля проявляется в измельчении зерна при кристаллизации и фазовой перекристаллизации, в значительном увеличении прокаливаемости, что делает сталь пригодной для изготовления крупногабаритных отливок. Никель в легирующем комплексе обеспечивает сочетание высокой прочности с хорошей пластичностью и ударной вязкостью. Для уничтожения отпускной хрупкости в сталь необходимо вводить ~0,3 % Мо. Термическая обработка состоит из нескольких последовательных операций: гомогенизации, нормализации, закалки, высокого отпуска. Она позволяет получить равномерные свойства по всему сечению толстостенных отливок.

Хром и никель увеличивают вязкость жидкой стали, однако жидкотекучесть по сравнению с углеродистой сталью уменьшается незначительно. Доэвритная свободная усадка у Cr-Ni-Mo стали значительно выше, чем у углеродистой, и достигает ~2 %. Сталь склонна к образованию горячих трещин и межкристаллического "каменивидного" излома. К недостатку стали следует отнести также высокую стоимость за счет содержания дефицитного никеля. Поэтому во всех возможных случаях хромоникелевую сталь следует заменять более дешевой хромомарганцевой сталью.

Медистые стали (20ДХЛ, 08ГДНФЛ и др.) обычно содержат 0,5-2,0 % Си, а также добавки хрома, никеля и марганца. Стали, легированные медью, подвержены дисперсионному твердению (после

закалки), в результате чего повышается прочность и упругость, обеспечивается равномерность свойств в толстых и тонких сечениях отливки. Так как стали обладают достаточно хорошей жидкотекучестью и трещиностойкостью, они могут быть использованы для ответственных крупногабаритных фасонных отливок в судостроении и турбиностроении. При последующем монтаже конструкций эти отливки часто подвергаются сварке.

Многие конструкционные легированные стали успешно модифицируют бором, кальцием, церием и другими РЗМ. В результате улучшается комплекс механических и литейных свойств.

Графитизированная сталь занимает особое положение по структуре и свойствам. Она содержит 0,9-1,5 % C, 1,0-1,4 % Si и 0,5 % Mn. Повышенное содержание углерода и кремния обеспечивает хорошую жидкотекучесть и другие литейные свойства. В литом состоянии структура стали представляет собой перлит и вторичные выделения цементита; весь углерод находится в связанном состоянии. Во время термической обработки (отжиг с нагревом до 900° С и последующим медленным охлаждением в интервале температур 800-700°С) часть цементита претерпевает распад с образованием графитных выделений. В результате микроструктура состоит из перлитной матрицы, в которой связано ~0,8 % C, и выделений графита. Графитизированная сталь хорошо обрабатывается резанием, имеет повышенные антифрикционные свойства. Механические свойства стали ($\sigma_s = 800$ МПа, $\sigma_t = 500$ МПа, $\delta = 10\%$) позволяют использовать ее для отливок, работающих в тяжелых условиях износа, при отсутствии ударных нагрузок (втулки, вкладыши, матрицы).

5.3. Высоколегированные литейные стали со специальными свойствами

Эта группа сталей отличается чрезвычайным разнообразием составов и свойств. Высоколегированные стали по структуре подразделяют на шесть классов: 1) мартенситный; 2) мартенситно-ферритный; 3) ферритный; 4) аустенитно-мартенситный; 5) аустенитно-ферритный; 6) аустенитный. Смена классов происходит по мере увеличения степени легированности стали. На практике чаще пользуются классификацией сталей по назначению (основным рабочим свойствам): износостойкая, коррозионно-стойкая, кислотостойкая, жаростойкая и жаропрочная сталь. Химический состав некоторых сталей этих групп приведен в табл. 5.4.

Хромистые коррозионно-стойкие и жаростойкие стали мартенситного и ферритного классов могут содержать различное количе-

ство хрома (от 11-13 до 27-30 %). Хром обеспечивает высокую коррозионную стойкость и жаростойкость, он является основным легирующим элементом во всех сталях этой группы. Коррозионная стойкость в сплавах Fe-Cr скачкообразно изменяется по мере увеличения содержания хрома. Такими пороговыми значениями являются концентрации хрома 11,7 % и 23,4 %. Соответственно стали с 13-18 % Cr используются как коррозионно - стойкие, а стали с 25-30 % Cr, кроме того, как высокожаростойкие. Структура сталей определяется соотношением концентраций хрома и углерода.

Таблица 5.4

Средний химический состав высоколегированных сталей (ГОСТ 977-88)

Марка стали	Класс по структуре	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Другие элементы
Хромистые коррозионно-стойкие стали								
20X13Л	M	0,2	0,5	0,6	13	-	-	-
12X18ТЛ	Ф	0,1	0,5	0,6	18	-	-	0,6 Ti
15X25ТЛ	Ф	0,15	0,8	0,6	25	-	-	0,6 Ti
Хромоникелевые коррозионно-стойкие стали								
10X14НДЛ	M	<0,1	0,3	0,4	14	1,4	-	1,4 Cu
09X16Н4БЛ	M	0,09	0,4	0,4	16	4,0	-	0,1 Nb
Хромоникелевые коррозионно-стойкие и жаростойкие стали								
12X18Н9ТЛ	A	<0,12	0,6	1,5	18	9	-	0,8 Ti
12X18Н12М3ТЛ	A	<0,12	0,6	1,5	18	12	3,5	0,8 Ti
18X25Н19СЛ	A	<0,18	1,4	1,1	25	19	<0,2	<0,4 W 0,2 Ti
40X24Н12СЛ	A-Ф	<0,4	1,0	0,5	24	12	-	-
Хромоникелевые жаропрочные стали								
15X18Н1220ВМ2Л	A	0,15	0,4	0,5	18	22	2,5	6W; 0,01 B
08X17Н134В5Т3Ю2Л	A	<0,08	0,3	0,5	17	34	-	5 W; 3 Ti 2Al; 0,05B
Высокомарганцевая износостойкая сталь								
110Г13Л	A	1,3	0,7	1,3	<1,0	<1,0	-	-

Низкоуглеродистая хромистая сталь с 13 % Cr (20X13Л) относится к мартенситному классу. После закалки она имеет $\sigma_s = 630$ МПа, $\sigma_t = 450$ МПа при относительном удлинении $\delta = 15$ %. Сталь применяется для литья деталей, подвергающихся ударным нагрузкам (клапанов, лопаток, арматуры).

Низкоуглеродистые стали с 18-25 % Cr (12X18ТЛ, 15X25ТЛ) относятся к ферритному классу. При нагреве и охлаждении в них не происходит фазовых превращений, поэтому стали не подвергают упрочняющей термической обработке. Ферритный твердый раствор не позволяет получить высокую прочность ($\sigma_s = 250-300$ МПа), но обладает хорошей пластичностью ($\delta = 20$ %). Стали предназначены для изготовления малонагруженных отливок в химической промышленности и отливок печной арматуры, работающей при температуре 900-1100 °С. Добавка титана в этих сталях связывает углерод и по-

вышает стойкость против межкристаллитной коррозии.

Для получения высокой твердости и износостойкости в хромистых сталях увеличивают содержание углерода до 0,5-1,5% (стали типа X28Л с ферритно-карбидной структурой).

Хромоникелевые коррозионно-стойкие стали мартенситного класса содержат 13-18% Cr и 1-4% Ni. Это количество никеля недостаточно для формирования стабильного аустенита, но обеспечивает получение высокопрочного мартенсита после закалки и отпуска.

Сталь 10X14НДЛ дополнительно легирована медью, что повышает ее коррозионную стойкость в морской воде и улучшает свариваемость. Механические свойства стали: $\sigma_s = 600$ МПа, $\sigma_t = 450$ МПа, $\delta = 15\%$. Сталь предназначена для ответственных отливок в судостроении (гребных винтов и др.). Увеличение содержания никеля до 4% в стали 09X16Н4БЛ приводит к резкому возрастанию механических свойств: $\sigma_s = 950$ МПа, $\sigma_t = 800$ МПа, $\delta = 10\%$. Эта сталь предназначена для деталей повышенной прочности, работающих при температуре до 500°С.

В рассматриваемых сталях хром и никель снижают температуру ликвидуса и солидуса на 25-30°С. В связи с этим практическая жидкотекучесть стали увеличивается. Истинная жидкотекучесть вначале уменьшается (при содержании хрома до 5-8%), а затем возрастает. В результате жидкотекучесть высокохромистых сталей выше, чем жидкотекучесть углеродистых сталей с тем же содержанием углерода. Жидкая хромистая сталь склонна к пленообразованию, что вызывает повышение вязкости. Поэтому для улучшения заполняемости необходимо при литье увеличить перегрев ее по сравнению с углеродистой сталью.

В низкоуглеродистых хромистых сталях и сталях с небольшими добавками никеля кристаллизация начинается с выделения обогащенного хромом δ -феррита. Первичные выделения достигают крупных размеров, особенно в условиях перегрева стали перед заливкой или в крупногабаритных, медленно охлаждающихся отливках. При охлаждении δ -феррит не претерпевает фазовую перекристаллизацию и в отливках сохраняется грубозернистая транскристаллическая структура с пониженными механическими свойствами. Эти особенности структурообразования в сочетании с низкой теплопроводностью (вдвое ниже, чем у углеродистой стали) способствуют повышению склонности ферритной и мартенситной стали к образованию горячих и холодных трещин. Поэтому большое значение приобретает модифицирование стали 0,1% Se и 0,1-0,15% N с целью измельчения первичной структуры.

Хромоникелевые коррозионно-стойкие и жаростойкие стали аустенитного класса содержат более 8-10 % Ni, что при ~0,1 % C и ~18 % Cr обеспечивает в закаленном состоянии получение стабильной аустенитной структуры. Выделение карбидов Cr_4C в процессе эксплуатации или при сварке приводит к резкому снижению пластичности, а также уменьшает коррозионную стойкость, так как часть хрома выводится из твердого раствора. Добавка титана в количестве % Ti = 6 (% C - 0,02) или ниобия связывает углерод в более стойкие карбиды TiC, сохраняет хром в твердом растворе и повышает стойкость стали против межкристаллической коррозии (сталь 12X18H9ТЛ). Дальнейшее повышение коррозионной стойкости достигается дополнительным легированием стали медью или молибденом. В последнем случае для сохранения аустенитной структуры следует увеличить содержание никеля (сталь 12X18H12МЗТЛ). Это необходимо также при увеличении содержания хрома в целях повышения коррозионной стойкости и жаростойкости (сталь 18X25H19СЛ). Если же при 25 % Cr содержание никеля сохраняется на уровне 10-12 %, то структура стали становится двухфазной аустенитно-ферритной (сталь 40X24H12СЛ).

Для сталей аустенитного класса применяют термическую обработку: закалка от 1050-1100 °C или нормализация при той же температуре.

Характерной особенностью механических свойств сталей аустенитного класса является невысокая прочность ($\sigma_s = 450-500$ МПа) и низкий предел текучести ($\sigma_t = 180-250$ МПа) при очень хорошей пластичности ($\delta = 25-35$ %). Стали широко применяют в химической промышленности для литья различной арматуры (12X18H9ТЛ), для деталей паровых и газотурбинных установок - лопаток, венцов и т.п. (18X25H19СЛ), а также для жаростойкой печной арматуры.

Температуры солидуса и ликвидуса у сталей типа 18Cr-8Ni с 0,1 %C составляют соответственно 1400 и 1470 °C, т.е. на 40-50 °C ниже, чем у углеродистых сталей. Поэтому практическая жидкотекучесть оказывается достаточно высокой. Ее улучшают также добавки кремния (до 1,5 %) и марганца. Условно-истинная жидкотекучесть такая же, как у углеродистой стали с 0,15 % C. Стали типа 18Cr-8Ni склонны к пленообразованию, в связи с чем их температуру заливки повышают до 1580-1650 °C. Объем усадочной раковины составляет 3,6 %, т.е. в 1,5 раза больше, чем у углеродистой стали; затрудненная линейная усадка находится в пределах 1,6-2 % (у аустенитно-ферритных сталей она составляет 1,4 -1,5 %).

Стали аустенитного класса не склонны к образованию горячих

или холодных трещин, что связано с отсутствием фазовых превращений, высокой пластичностью и низким пределом текучести. Они очень чувствительны к изменению температурных условий литья и склонны к образованию грубозернистой дендритной структуры. Ее невозможно исправить термической обработкой, так как в стали не происходит фазовая перекристаллизация. Для улучшения структуры используется модифицирование введением 0,3 % Се, 0,1 % Са, 0,06-0,1 % В, а также добавками Ti и Zr.

Хромоникелевые жаропрочные стали аустенитного класса имеют наиболее сложный легирующий комплекс. Влияние хрома и никеля описано выше. В стали 15X18H22B6M2Л высокая жаропрочность обеспечивается растворным упрочнением путем введения добавок вольфрама и молибдена. В стали 08X17H34B5T3Ю2Л жаропрочность обеспечивается дисперсионным твердением, так как в высоколегированном твердом растворе образуются дисперсные упрочняющие частицы интерметаллидов Ni_3Ti и Ni_3Al . Жаропрочные стали применяют для изготовления литых сопловых и рабочих лопаток газотурбинных двигателей, различных роторов и других деталей, длительно работающих при температуре до 800 °С. Стали обладают вполне удовлетворительными литейными свойствами при условии вакуумной плавки и литья в подогретые корундовые формы.

Высокомарганцевая износостойкая сталь аустенитного класса 110Г13Л (сталь Гатфильда) обладает уникальным комплексом свойств. В закаленном состоянии она имеет аустенитную структуру с низкой твердостью (НВ 200) и высокой вязкостью, что обеспечивает хорошее сопротивление ударным нагрузкам. Под их воздействием мартенситный аустенит быстро наклеивается и твердость повышается до НВ 600. В результате резко возрастает износостойкость в самых тяжелых условиях абразивного износа. Прочность стали 600-800 МПа; ударная вязкость 0,14-0,20 МДж/м². Высокомарганцевистая сталь обладает хорошей жидкотекучестью и пониженной температурой плавления (1330-1370 °С). Линейная усадка составляет 2,5-3 %. Сталь имеет повышенную склонность к образованию различных литейных пороков: трещин, рыхлот и транскристаллической структуры; очень плохо обрабатывается резанием. Для измельчения литой структуры рекомендуется вводить добавку титана 0,4-0,8 % или циркония 0,1-0,2 %.

мг:5418

ГЛАВА 6

СПЛАВЫ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Литье из цветных сплавов, в общем объеме производства отличает составляет 3-5 %. В последние годы во всех промышленных странах отмечается тенденция к увеличению литья из цветных сплавов и расширению номенклатуры этой группы сплавов. Так, например, в США за последние 15-20 лет производство литья из алюминиевых сплавов увеличилось более, чем на 50 %, а из магниевых - более, чем в 2,5 раза. Бурно растет производство титана и сплавов на его основе. Впервые титановая губка была произведена в 1947 г. В 1956 г. только в США было уже изготовлено 35 тыс. т титана. В 1960 г. производство титана увеличилось в 6 раз. Такие же темпы роста производства литья характерны для многих других сплавов с особыми физическими и физико-химическими свойствами.

6.1. Сплавы на основе меди

6.1.1. Общие сведения

Среди технических металлов медь по своему значению и распространению занимает особое место. Чистая медь обладает высокой теплопроводностью и электропроводностью и достаточно высокой коррозионной стойкостью [16].

Весьма ценным качеством меди является также ее высокая пластичность в горячем и холодном состояниях. Это позволяет изготавливать из меди различные деформируемые полуфабрикаты - листы, ленты, полосы, прутки, трубы, проволоку и др., широко применяемые в различных областях техники.

Промышленные марки меди (М0, М1-М4) содержат от 99,95 % (М0), до 99,0 % (М4) меди, т.е. отличаются друг от друга различным содержанием примесей.

Чистая медь устойчива против атмосферной коррозии вследствие образования на ее поверхности тонкой защитной пленки, состоящей из $\text{CuSO}_4 \cdot 3\text{Cu}(\text{OH})_2$. Пресная вода и конденсат пара практически не действует на медь. Незначительна также скорость коррозии меди в морской воде. Медь плохо сопротивляется действию аммиака, хлористого аммония, щелочных цианистых соединений, окислительных минеральных кислот, сернистого газа и др.

Взаимодействие меди с кислородом отмечается уже при комнатной температуре. При температурах до 100 °С на поверхности меди

образуется пленка окиси меди черного цвета. При более высоких температурах скорость окисления меди значительно возрастает и на поверхности образуется пленка закиси меди красного цвета.

Чистота меди оказывает большое влияние как на свойства, так и на поведение при последующей обработке [12]. Многие примеси даже в ничтожных количествах (тысячные и сотые доли процента) резко снижают электропроводность и теплопроводность меди, а также ухудшают ее способность к обработке давлением. В зависимости от характера взаимодействия с медью все примеси можно условно разделить на три группы.

К *первой группе* относятся элементы, растворимые в твердой меди (Al, Fe, Ni, Sn, Zn, Au, Ag, Al, Pt, Cd, Sb).

Вторую группу составляют элементы, практически нерастворимые в меди и образующие с ней легкоплавкие эвтектики (Pb, Bi и др.).

К *третьей группе* относятся элементы, образующие с медью хрупкие химические соединения (S, O₂, P и др.).

Растворимые элементы при малых концентрациях не могут быть обнаружены под микроскопом, так как они входят в твердый раствор. Эти примеси в допустимых пределах практически не уменьшают способности меди к пластической деформации. В большинстве случаев добавки этих элементов повышают ее твердость и прочность, снижают электропроводность и теплопроводность.

Нерастворимые примеси - свинец и висмут - образуют с медью эвтектики, состоящие почти из чистых металлов (содержание висмута в эвтектике 99,8 %, а свинца 99,94 %). Вследствие почти полной нерастворимости свинца и висмута в твердой меди эти эвтектики появляются в сплавах при любом их содержании и, кристаллизуясь последними, залегают по границам зерен меди.

Примеси 3-й группы - сера и кислород - образуют с медью химические соединения Cu₂S (сульфид меди) и Cu₂O (закись меди), которые также располагаются по границам зерен меди в виде эвтектик Cu-Cu₂S и α (Cu) - Cu₂O.

Примеси, образующие с медью легкоплавкие эвтектики и хрупкие химические соединения, ухудшают ее механические свойства и сильно снижают способность к пластической деформации. При небольших содержаниях кислород и сера не оказывают заметного отрицательного влияния на горячую обработку меди.

Кислород является причиной так называемой "водородной болезни" меди. Сущность этого явления заключается в том, что при нагреве кислородосодержащей меди в восстановительной атмосфере (в среде, содержащей H₂, CO, CH₄ и т.п. газы) водород и другие

газы, проникая в твердую медь, взаимодействуют с содержащимся в ней кислородом и образуют водяные пары (или CO_2), нерастворимые в меди и стремящиеся выделиться из нее под некоторым давлением. В результате этого в местах их выхода образуются микротрещины, которые служат причиной разрушения металла при последующей обработке давлением или в процессе работы деталей, изготовленных из такой меди. По этой причине в отношении содержания кислорода в стандартах на медь и медные изделия даются весьма жесткие нормы.

Для раскисления меди обычно применяют небольшие добавки фосфора (до 0,002-0,003 %). Весьма эффективным раскислителем меди является также литий.

Наиболее вредными примесями в меди и ее сплавах являются висмут и свинец. Эти примеси уже при ничтожных содержаниях (тысячные и сотые доли процента) резко снижают пластичность меди при повышенных температурах. Висмут вследствие его хрупкости способствует также понижению пластичности и в холодном состоянии. Вредной примесью считают также сурьму, отождествляя ее действие с поведением висмута.

Вредное влияние легкоплавких примесей можно устранить путем введения специальных присадок, связывающих эти примеси в тугоплавкие химические соединения. Наиболее эффективными являются такие добавки, которые образуют с примесью химические соединения, кристаллизующиеся при температуре либо выше, чем сама медь, либо, по крайней мере, при температуре выше горячей обработки сплава.

Для связывания свинца и висмута наиболее эффективными присадками оказались: для висмута - литий, кальций, церий, цирконий, магний; для свинца - кальций, церий и цирконий. При введении указанных добавок образующиеся тугоплавкие соединения кристаллизуются не в виде легкоплавких интеркристаллических прослоек, а в форме компактных изолированных тугоплавких соединений.

При этом происходит заметное очищение границ зерен от примесей и значительная часть включений располагается внутри зерен меди.

В результате такого изменения (модифицирования) структуры достигаются существенные улучшения механических свойств, особенно при высоких температурах. Одновременно с этим устраняются горячеломкость и хладноломкость сплавов, типичные для меди, содержащей легкоплавкие и хрупкие примеси.

Указанные методы обезвреживания свинца и висмута в меди позволяют расширить возможности использования низкосортных и

вторичных металлов для производства медных сплавов.

Как уже отмечалось, чистая медь имеет невысокую прочность и поэтому ограниченно применяется как конструкционный материал.

Для повышения прочности и придания меди особых свойств (жаропрочности, коррозионной стойкости и т.д.) ее легируют различными добавками.

6.1.2. Классификация.

Медные сплавы принято делить на две больших группы - бронзы и латуни.

Бронзы - это сплавы меди с другими элементами, главным образом, металлами, кроме цинка. В зависимости от главного компонента сплава бронзы бывают оловянными, алюминиевыми, кремниевыми, бериллиевыми и др. Бронзы, не содержащие Sn, называются безоловянными или специальными. Эти бронзы разработаны недавно и количество их постоянно увеличивается.

Многокомпонентным бронзам принято давать двойные, тройные и т.д. названия (например, кремниймарганцевая, алюминийжелезомарганцевая и т.д.). Марки бронз обозначаются буквами Бр после чего дается буквенное обозначение компонентов (кроме меди) с указанием цифрами их среднего содержания в сплаве в процентах. Приняты следующие обозначения: О-Sn, Ф-P, Ц - Zn, С-Pb, А-Al, Ж-Fe, Н-Ni, К-Si, Му-Mn, Б -бериллий ...

Латунь - это сплав меди с цинком (до 50 %) с добавкой других элементов. Двойные медноцинковые сплавы называют обычными латунями. При введении в сплав других компонентов латуни называются специальными.

Латуни обозначают буквой Л и числом, показывающим содержание меди в %. В специальных латунях за буквой Л следует начальные буквы названия компонентов, а за цифрой, показывающей количество меди, следуют цифры, указывающие среднее содержание компонентов (кроме цинка).

Бронзовое и латунное литье широко применяется в различных отраслях промышленности для изготовления арматуры, подшипников, втулок, шестерен и др. деталей, работающих в условиях трения или агрессивных сред. Кроме того, бронзы и латуни служат материалом для производства художественного литья. Из специальных бронз и латуней отливают большую номенклатуру изделий для морского флота, арматуру для газо-, паро- и водопроводов, детали насосов и т.п.

6.1.3. Особенности литейных свойств

По величине температурного интервала кристаллизации медные сплавы могут быть разделены на 3 группы:

- с широким интервалом (140-170 °C) (например, сплавы с Sn, Sb);
- со средним интервалом (сплавы с Si, Zn, Ni, Mn);
- с узким интервалом (8-20 °C) (сплавы с Al).

Отливки из сплавов с широким интервалом кристаллизации имеют большую по объему рассеянную усадочную пористость и малую сосредоточенную усадочную раковину. Такие отливки характеризуются относительно малой плотностью и герметичностью.

Отливки из сплавов с небольшим интервалом кристаллизации характеризуются хорошей жидкотекучестью, высокой плотностью.

Сплавы на медной основе мало склонны к образованию горячих трещин, но в сплавах с широким интервалом кристаллизации они встречаются чаще. Поэтому такие сплавы реже используют при литье в кокиль.

В отливках из сплавов на медной основе может иметь место газовая пористость, вызванная как восстановительными, так и окислительными процессами. Так в сплавах Cu-Sn, Cu-Sn-Pb причиной пористости могут быть H_2 , O_2 , водяной пар, CO_2 и сернистые газы.

Большинство латуней не подвержено образованию газовой пористости, т.к. цинк надежно защищает их от насыщения водородом. Мало склонны к образованию газовой пористости и алюминиевые бронзы (по кислороду, но наличие в них водорода может привести к значительному развитию пористости).

Для предупреждения газовой пористости медные сплавы подвергают раскислению, продувке нейтральными газами, вакуумированию и др.

В сплавах, содержащих большое количество свинца, может иметь место ликвация свинца. Ее можно предупредить быстрым охлаждением.

При производстве отливок из некоторых медных сплавов (например, латуней, алюминиевых бронз и др.) есть опасность образования окисных включений. Для предупреждения попадания их в форму должны быть предусмотрены тормозящие и фильтрующие литниковые системы и пр.

6.1.4. Примеры медных сплавов

Оловянные бронзы. Максимальная прочность достигается при содержании Sn 10-15 %.

В нашей промышленности оловянные бронзы с повышенным со-

держанием олова применяются в ограниченном количестве из-за дефицитности и высокой стоимости олова.

Оловянные бронзы (табл. 6.1) имеют широкий интервал кристаллизации, что оказывает значительное влияние на их литейные свойства: жидкотекучесть, распределение усадочных раковин и пористости. Введение дополнительных элементов - Zn, Pb, Ni, P улучшает литейные и эксплуатационные свойства и несколько удешевляет бронзу.

Таблица 6.1

Оловянные бронзы

Марка бронзы	σ , МПа	δ , %	НВ	Примерное назначение
				отливок
БрОЦСНЗ-7.5-1	180 (210)	5 (5)	60	Арматура для чистой, пресной и морской воды, паров
БрОЦСЗ-12.5	180 (210)	8 (5)	60	Арматура для пресной воды и паров (давл. до 25 ат)
БрОЦСЗ-5.5	150 (180)	6 (4)	60	Антифрикционные детали То же То же
БрОЦСЗ-4-17	150	5	60	
БрОЦСЗ-5-7.5	150 (180)	6 (4)	60	
В скобках - для домашних отливок				

В скобках - для долитых отливок

Безоловянные бронзы. По многим свойствам они часто превосходят оловянные бронзы. Наибольшее распространение получили алюминиевые бронзы. Они имеют более высокую прочность, жидкотекучесть, чем оловянные, но имеют повышенную объемную и линейную усадку. Свойства алюминиевых бронз могут быть повышены добавкой элементов: Fe, Mn, Ni и др. В табл. 6.2 приведены примеры безоловянных бронз.

Таблица 6.2

Безоловянные бронзы

Марка бронзы	σ , МПа	δ , %	НВ	Примерное назначение отливок
	не менее			
БрАЖМц10-3-1,5	(600)	(12)	(120)	Червячные венцы, подшипники, втулки, зубчатые колеса
БрАЖС7-1,5-1,5	300	18	-	Детали с высокой чистотой поверхности после мех. обработки
Бр30	(60)	(4)	(25)	Детали вкладышей подшипников

В последнее время широкое распространение получила **бериллиевая бронза БрБ2**, способная после закалки и отпуска приобретать очень высокие механические свойства ($\sigma = 120-150$ МПа, $\delta = 2-3$ %, НВ 400).

Есть много других бронз.

Латуни. Механические свойства простых латуней зависят от количества цинка. До 39 % Zn сплав состоит из твердого раствора α . При 39-45 % Zn - твердый раствор и химическое соединение. При

больших содержаниях цинка образуется твердый раствор на базе химического соединения CuZn .

Для фасонного литья обычно применяют латуни с содержанием 35-40 % Zn. Присадка к меди цинка понижает температуру плавления и увеличивает жидкотекучесть латуни. Для улучшения механических свойств вводят: Mn, Pb, Sn, Al, Fe, Si, Ni и др. Такие латуни называют специальными. В табл. 6.3 приведены примеры латуней.

Таблица 6.3

Специальные латуни

Марка латуни	σ , МПа	δ , %	Примерное назначение отливок
ЛА 67-2,5	300 (400)	12 (15)	Коррозионностойкие детали в морском и общем машиностроении
ЛКС 80-3-1	250 (300)	7 (15)	Втулки, подшипники скольжения
ЛС 59-1	200	20	Втулки для шарикоподшипников, детали, отливаемые под давлением

6.2. Сплавы на основе никеля

Никель относится к тяжелым цветным металлам (плотность 8,4 г/см³). Никель отличается высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях, в пресной и морской воде, а также во многих других агрессивных средах. Никелевые сплавы применяют как конструкционный коррозионностойкий материал, а также для различных электротехнических целей. Многие никелевые сплавы обладают уникальными физическими свойствами (магнитной индукцией, коэффициентом линейного расширения и т.п.). Но основная ценность никелевых сплавов заключается в их высокой жаропрочности [16].

Никель образует непрерывные твердые растворы с промышленно важными металлами: Cu, Mn, Co, Fe и некоторыми благородными металлами. Растворное упрочнение в системах с неограниченными твердыми растворами не дает значительного повышения прочности, но позволяет в широком диапазоне изменять физические свойства сплавов.

Сплавы никеля с переходными металлами (Cr, Co, Fe) являются узко- и среднеинтервальными. Они обладают хорошими литейными свойствами, но склонны к дендритной ликвации.

Наибольший эффект при дисперсионном упрочнении дают добавки Ti, Nb, Ta. Особое значение имеет Al. Он обладает значительной растворимостью в твердом никеле, уменьшающейся с понижением температуры. Следовательно алюминий обеспечивает комплексное растворно-дисперсионное упрочнение. Сплавы Ni-Al являются узкоинтервальными и, следовательно, имеют хорошие литейные свойства.

Углерод в никелевых жаропрочных сплавах практически полностью связан в карбидах сильными карбидообразующими элементами (Ti, Mo, W). Карбиды и карбонитриды создают дополнительное упрочнение, поэтому в некоторых жаропрочных сплавах углерод рассматривается как необходимая добавка и вводится в количестве 0,1-0,2 %.

Сера и фосфор являются вредными примесями, т.к. образуют легкоплавкие хрупкие эвтектики.

Маркировка никелевых сплавов производится различными способами, обычно аналогично легированным сталям. Но могут быть буквенно-цифровые обозначения, не связанные с химическим составом сплава.

Все сплавы никеля по их применению в технике можно условно разделить на пять основных групп: конструкционные, электротехнические, сплавы с особыми физическими и химическими свойствами, жаропрочные и жаростойкие сплавы.

Жаропрочные сплавы - особая группа сплавов. Сплавы на основе никеля получили широкое применение как жаропрочные материалы в современных турбинах и реактивных двигателях. Основой этих сплавов является система Ni-Cr-Fe. В качестве легирующих присадок для придания сплавам необходимых жаропрочных свойств вводят Ti, Al, Mo, W, Nb, C, B, Ba, Ca, Zr, Ce.

Все жаропрочные сплавы в зависимости от их назначения делят на деформируемые и литейные.

Основой всех этих сплавов является сложнелегированный (C, Fe, Al, Nb, Mo, W, Ti) твердый раствор никеля, характеризующийся высокой прочностью и термической стабильностью.

Повышенная прочность и жаропрочность сплавов обеспечивают образованием высокодисперсных частиц упрочняющих фаз - α' -фазы (часто обозначается γ' -фаза) типа $Ni_3(Al, Ti)$, η -фаза (Ni_3Ti), $TiAl_3$, карбидов и боридов типа TiC , Cr_7C_3 , Cr_3B_2 (α -фаза) (Mo, Cr, W, Ni) $_3B_2$ и др.

За последние годы достигнуто значительное повышение жаропрочных свойств сплавов и их эксплуатационной надежности в изделиях. Это получено за счет применения более чистых первичных металлов (Ni, Cr, Ti, Nb, W, Mo), свободных от вредных легкоплавких и хрупких примесей Bi, Pb, Sb, Sn, резко снижающих жаропрочность сплавов, а также совершенствования технологии выплавки (включая вакуумный переплав) и обработки сплавов.

Повышение жаропрочных свойств достигается увеличением содержания алюминия и титана как элементов, вызывающих дисперс-

ное твердение сплавов, введением присадок тугоплавких металлов (W, Mo, Nb), способствующих торможению диффузионных процессов, и, наконец, введением малых добавок В, Са, Zr и Се, оказывающих существенное влияние на упрочнение границ зерен и подавление вредного влияния легкоплавких примесей.

В настоящее время из деформируемых жаропрочных никелевых сплавов производят прутки, профили, трубы, листы, проволоку,ковки и штамповки, которые используют для изготовления наиболее теплонапряженных деталей газотурбинных двигателей и других силовых установок, работающих при высоких температурах.

Литейные жаропрочные сплавы отличаются от деформируемых несколько большим содержанием основных легирующих добавок (Cr, Mo, W) и в ряде случаев имеют повышенное содержание углерода.

Нихромы (Х20Н80, ХН78Т) имеют невысокую жаропрочность, но хорошую окалинностойкость, что позволяет использовать их в качестве основы практически всех жаропрочных сплавов. Для дисперсионного упрочнения вводят Al, Si и Ti (интерметаллиды Ni₃Al, Ni₃Ti, Ni₃(Al, Ti)). Дисперсионное упрочнение достигается путем термической обработки: высокотемпературной закалкой (от 1150-1230 °С), которая переводит в твердый раствор интерметаллидные фазы, и последующего искусственного старения при температуре, близкой к рабочей (800-900 °С), приводящего к выделению дисперсных частиц (γ' -фаза). Эта фаза достаточно пластична, поэтому образование ее даже в большом количестве (30-50 %) не вызывает охрупчивания сплава.

Жаропрочные никелевые сплавы помимо Cr, Al, Ti могут содержать еще шесть-восемь легирующих элементов. Наибольший эффект дает комплексное легирование, чем сложнее состав твердого раствора и металлидных фаз, тем выше жаропрочность сплава.

Наиболее высокой жаропрочностью обладают литейные сплавы типа ЖС.

Сплав ЖС6К предназначен для изготовления деталей, работающих при температуре 850-1050 °С (лопатки газотурбин). Химсостав: С - 0,15%; Cr - 11,5%; Со - 4,5%; Ti - 2,7%; Al - 5,5%; W - 5%; Mo - 4,0%; В - 0,02 %.

Коррозионно-стойкие сплавы используются в химическом машиностроении. К ним относятся сплавы на основе систем Ni-Cu, Ni-Mo, Ni-Si, Ni-Fe.

Сплав Ni-Cu (НМЖМц 28-2,5-1,5) получил название "монель". Применяется - в нефтяной промышленности, химическом машиностроении и судостроении.

Добавка в сплав 3-4 % Si (кремнистый монель) снижает температуру плавления и улучшает литейные свойства сплава, повышает прочность и твердость.

Сплавы Ni-Cu-Sn (высоконикелевые бронзы) характеризуются очень хорошими антифрикционными свойствами до температур 400-450 °C в атмосфере водяного пара.

6.3. Сплавы на основе цинка

Цинк является одним из важных промышленных металлов. В чистом виде он применяется для антикоррозионных и декоративных покрытий, гальванических элементов, в типографском деле и других отраслях техники. Химический состав промышленных марок цинка дан в табл. 6.4 [16].

Цинк хорошо обрабатывается в горячем состоянии. Прокатку цинка обычно производят при температуре 130-170 °C.

Механические свойства цинка характеризуются следующими средними показателями: $\sigma_s = 150$ МПа, $\delta = 20$ %, $\psi = 70$ % и HB = 30.

Примеси, имеющиеся в цинке, оказывают заметное влияние на его твердость.

Из встречающихся примесей в цинке (Fe, Pb, Cd, Sn и др) наибольшее влияние на рекристаллизацию оказывает железо. В присутствии тысячных долей процента железа цинк рекристаллизуется при комнатной температуре.

Цинк, содержащий 0,01 % Fe, рекристаллизуется только при температуре 70-100 °C.

Железо повышает твердость цинка и сильно снижает его прочность.

Цинк с железом образует твердый раствор (η), однако растворимость последнего в цинке ничтожна (около 0,01 % Fe). Кроме этого, в сплавах, богатых железом, образуется эвтектика, содержащая всего лишь 0,018 % Fe, в состав которой входит δ -фаза (твердый раствор на основе химического соединения FeZn). Так как кристаллы δ (FeZn)-фазы тверды и хрупки, это соединение сообщает цинку повышенную твердость и хрупкость. При содержании 0,2 % Fe цинк становится хрупким и его обработка затрудняется.

Свинец, кадмий и олово образуют с цинком легкоплавкие эвтектики, которые, залегая по границам зерен, служат причиной образования трещин при горячей обработке. Подобное явление наблюдается в цинке, содержащем примеси олова и кадмия. Однако действие кадмия проявляется в меньшей степени вследствие его значительной растворимости (до 2 %) в цинке.

Химический состав цинка различных марок (ГОСТ 3640-94)

Марка цинка	Zn, % не менее	Примеси, % не более							Sb	всего	Применение
		Pb	Fe	Cd	Cu	As	Al				
Ц18	99,99	0,005	0,003	0,002	0,001	0,0005	0,005	0,001	0,01	Для отливки под давлением особо ответственных деталей авиа- и автоприборов В химической и химико-фармацевтической промышленности.	
Ц10	99,975	0,013	0,005	0,004	0,001	0,0005	0,005	0,001	0,04	Для гальванических элементов для ответственных деталей авиа- и автоприборов для цинковых сплавов, обрабатываемых давлением	
Ц1	99,95	0,02	0,01	0,01	0,002	0,0005	0,005	0,001	0,06	Для сплавов, обрабатываемых давлением, для гальванических элементов цинкования, для анодов, для изготовления высококачественных белых, специальных латуней и медноцинковых сплавов на цинковой основе	
Ц2	98,7	1,0	0,05	0,2	0,005	0,01	0,01*	0,002	0,1	Для изготовления цинковых листов, медноцинковых сплавов и бронз для горячего цинкования, изготовления муфтовых бочек	
Ц3	97,5	2,0	0,1	0,2	0,05	0,01	—	0,005	1,3	Для изготовления цинковых листов, в том числе для трансформаторов, для медноцинковых сплавов, для горячего цинкования стальных листов	

* В цинке, применяемом для проката, доля алюминия должна быть не более 0,005%.

Вредное влияние олова и свинца проявляется еще в большей степени, если эти примеси присутствуют одновременно, так как в этом случае появляется тройная эвтектика $Zn + Sn + Pb$, залегающая по границам зерен и плавящаяся при температуре 150 °C.

В некоторые сорта цинка (подграфический цинк) свинец вводят умышленно в количестве до 1 %, чтобы повысить растворимость последнего в кислотах при изготовлении клише.

Очень чистый цинк имеет достаточную устойчивость против коррозии. Образующаяся на его поверхности защитная окисная пленка обладает удовлетворительной стойкостью в атмосферных условиях и против действия морской воды.

Цинк - металл с высокой плотностью (7,13 г/см³). Температура плавления 419 °C, температура кипения - 907 °C.

Сплавы цинка можно условно разделить на три группы: сплавы цинка с алюминием, цинка с медью и тройные сплавы цинка с алюминием и медью. Цинковые сплавы широко применяют для литья под давлением деталей небольших размеров и невысокой прочности. Они ограничено используются также в качестве антифрикционных материалов и припоев. Основными легирующими элементами являются Al, Cu и Mg. Сплавы маркируются буквой Ц и дополнительно буквами и цифрами.

Сплав Zn-Al (ЦА4) содержит ~4% Al. Относится к доэвтектическим сплавам ($c_2 = 5\% \text{ Al}$), узкоинтервальный ($\Delta t_{\text{кр}} \approx 10^\circ \text{C}$). Структура сплава состоит из первичных кристаллов твердого раствора и эвтектики ($\alpha + \beta$). β - на основе цинка (почти чистый цинк). α - на основе алюминия (до 83 % Zn). Химические соединения в системе Zn-Al не образуются. При медленном охлаждении отливок при температуре 270 °C в α -фазе происходит эвтектоидный распад $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \beta$, где α_1 также является твердым раствором цинка в алюминии, но содержит 27 % Zn. Если ускоренным охлаждением предотвратить распад α , то процесс распада будет происходить при комнатной температуре, хотя и значительно медленнее. Он получил название "естественное старение". При старении изменяются свойства сплава и уменьшаются линейные размеры отливки на 0,08 %. Для стабилизации размеров производят термообработку - отжиг при 85-100 °C в течении 3-10 ч. Добавки Mg (до 0,08 %) уменьшают скорость распада α -фазы и повышают прочность сплава.

Сплавы цинк - медь выгодно отличаются от сплавов цинк - алюминий тем, что в них не наблюдается старение, однако они имеют более низкие механические свойства. Характерным является сплав, содержащий 4 % меди, остальное цинк.

Тройные сплавы цинк - алюминий - медь имеют наибольшее применение вследствие их более высоких механических свойств. Это эвтектические сплавы. Состав эвтектики: 89,1 % Zn, 7,05 % Al, 3,85 % Cu, температура ее плавления 377 °C. Примеры марок: ЦАМ4-1, ЦАМ4-3, ЦАМ10-2, ЦАМ10-5 и др.

Тройные сплавы цинк - алюминий - медь, так же как двойные сплавы цинк - алюминий, подвержены естественному старению. Эффект старения и в связи с этим изменения в свойствах сплавов зависят от их состава. В некоторых цинковых сплавах изменения протекают в течение длительного времени (несколько лет) и их практически можно не учитывать.

В других сплавах, наоборот, изменения проходят так быстро и значительно, что отливки подвергаются короблению и даже самопроизвольному разрушению. Старение тройных цинковых сплавов, так же как двойных сплавов Al - Zn, связано со структурными изменениями, происходящими в твердом растворе. Они сводятся, во-первых, к распаду β -фазы и, во-вторых, к распаду твердого раствора с выделением кристаллов ϵ и β .

Степень и скорость распада зависят от температуры и состава сплавов. Особенно быстро эти процессы проходят в сплавах, богатых алюминием.

Огромное влияние на процессы старения оказывают примеси. Чем чище сплав от примесей, тем выше его свойства при старении и тем меньше изменяются размеры отливок со временем.

Наиболее вредными примесями являются свинец, олово и кадмий. Допускаются следующие предельные содержания отдельных примесей в (%) в сплавах цинка с алюминием и медью:

Железа 0,1

Свинца 0,01

Кадмия 0,005

Олова 0,005

Прочих примесей 0,02

Как уже указывалось, положительное действие на цинковые сплавы оказывает магний. Для сплава 4 % Al, 3 % Cu, остальное Zn установлено, что магний увеличивает прочность и способствует замедлению старения в этом сплаве.

Наибольшая прочность сплава получается при содержании 0,05 % Mg. Этого количества магния достаточно для того, чтобы задержать процесс распада β -фазы. Наоборот, увеличение содержания магния выше 0,2 % ведет к повышенной скорости распада. Поэтому в сплавы Zn-Al-Cu специально вводят небольшие добавки магния (до

0,1 %).

Для литья под давлением чаще применяют сплав с 4 % Al, 3 % Cu, 0,1 % Mg, остальное Zn. Они имеют наиболее высокие механические свойства ($\sigma_t = 320-380$ МПа, $\delta = 2-2,5$ % и HB = 120) и лучшие литейные качества по сравнению с другими цинковыми сплавами. Они также превосходят все другие сплавы по постоянству свойств.

Тройные цинковые сплавы для литья под давлением применяют в автомобильной и тракторной промышленности, в машиностроении и аппаратостроении.

Для предохранения от коррозионного разрушения (к которому сильно склонны цинковые сплавы) отливки подвергают никелированию, хромированию и покрывают лаками и красками.

Цинковые сплавы используются в автомобильной промышленности для литья небольших корпусных деталей (карбюраторы, насосы), декоративных деталей и деталей бытового назначения. Сплавы нельзя использовать при повышенных и пониженных температурах, так как при 100 °C их прочность снижается на ~1/3, а при отрицательных температурах сплавы становятся хрупкими.

6.4. Сплавы на основе алюминия

6.4.1. Общие сведения

Алюминий - один из важнейших промышленных металлов. Обладая комплексом ценных физико-химических свойств, он широко применяется в чистом виде и является основой многих промышленных легких сплавов.

В зависимости от содержания примесей он имеет различную структуру, физико-химические и механические свойства. Чистейший алюминий (АВ0000, АВ000) при кристаллизации дает крупное зерно с ярко выраженной направленностью в структуре [16, 17].

Образование крупнозернистой ориентированной структуры в слитках является причиной возникновения межкристаллитных трещин при литье и обработке и порождает анизотропию свойств в литом металле. Для получения равномерной мелкозернистой структуры в слитках и отливках вводят в алюминий и его сплавы микродобавки тугоплавких элементов - тантала, титана, циркония, бора и др.

Резкое измельчение зерна связано с образованием в расплаве частиц тугоплавких металлических соединений алюминия с вводимыми добавками ($TaAl_3$, $TiAl_3$, $ZrAl_3$ и др.), которые играют роль зародышевых центров при кристаллизации зерна алюминия. Кристаллизация из многих центров, искусственно созданных в расплаве,

приводит к образованию мелкозернистой структуры в слитках.

Однако, не всякая тугоплавкая частица, созданная в расплаве, может являться центром кристаллизации.

Зародышами ("затравками") для кристаллизации алюминия могут быть частицы, имеющие более высокую температуру плавления, чем сам алюминий, и обладающие с ним определенным структурным сходством.

Степень структурного и размерного соответствия решеток тугоплавких соединений и решетки алюминия в сопрягаемых гранях определяют интенсивность модифицирующего воздействия отдельных добавок.

Указанные условия хорошо выполняются для частиц металлических соединений $TaAl_3$ и $TiAl_3$, которые являются наиболее эффективными модификаторами алюминия.

Сопутствующие алюминию примеси (железо, кремний и др.) оказывают существенное влияние на его структуру, образуя различные соединения, отлагающиеся на границах зерен и внутри них.

Железо и алюминий образуют химическое соединение $FeAl_3$, которое с ним дает эвтектику, содержащую около 1,82 % Fe.

Растворимость железа в твердом алюминии при температуре эвтектики 655°C составляет около 0,05 % и при 400 °C 0,003-0,005 %. Таким образом, уже при ничтожных содержаниях железа (>0,05 %) по границам зерен алюминия появляется эвтектика, состоящая из алюминия и иглообразных кристаллов соединения $FeAl_3$. Соединение $FeAl_3$ хрупкое и снижает пластичность алюминия.

Кремний, так же как железо, с алюминием образует диаграмму состояния эвтектического типа.

Растворимость кремния в алюминии при эвтектической температуре составляет 1,65 %, при комнатной температуре 0,05 %. При содержании кремния выше 0,05 % в структуре алюминия по границам зерен появляются выделения хрупкого кремния в виде иглообразных кристаллов, подобно железосодержащей фазе.

В технических сортах алюминия железо и кремний как примеси присутствуют одновременно. Поэтому их влияние на структуру можно правильно оценить, пользуясь тройной диаграммой состояния $Al-Fe-Si$.

Вредное влияние железа можно в значительной степени парализовать введением небольших добавок марганца, хрома и других металлов.

Технический алюминий имеет малую прочность, но высокую пластичность. Ввиду низкой прочности применение алюминия как кон-

струкционного материала ограничено.

Прокатанный и отожженный алюминий имеет: $\sigma_b = 80-100$ МПа, $\sigma_{0,2} = 30-40$ МПа, $\delta = 35-40$ %, $\psi = 80$ % и $HB = 25-30$.

Примеси железа, кремния и некоторых других металлов несколько повышают предел прочности и твердость алюминия, но снижают его пластичность.

Алюминий имеет высокую теплопроводность и электропроводность. Электропроводность чистого алюминия составляет 60 % от электропроводности меди, что обеспечивает алюминию при его малом удельном весе широкое применение в электротехнике в качестве проводникового материала.

Электропроводность и теплопроводность алюминия понижаются при легировании его различными металлами. Наиболее резко снижают электропроводность алюминия добавки марганца, хрома и ванадия, затем серебра и магния и в меньшей степени железа, кремния, никеля и меди.

Алюминий характеризуется большой химической стойкостью на воздухе и в некоторых средах.

Повышенная коррозионная устойчивость алюминия объясняется образованием на его поверхности тонкой, но достаточно плотной защитной окисной пленки.

Высокая коррозионная стойкость алюминия обеспечивает широкое его применение в химическом аппаратостроении, в быту и других областях.

Как уже указывалось, чистый алюминий имеет низкую прочность ($\sigma_b = 80-100$ МПа), поэтому применение его как конструкционного материала в технике ограничено.

Алюминий можно значительно упрочнить введением в него различных легирующих компонентов и получить сплавы с необходимыми прочностными характеристиками. Наиболее распространенными легирующими присадками являются медь, магний, цинк, марганец, кремний, хром и др.

Упрочнение сплавов достигается за счет образования твердых растворов на основе алюминия, а также различных металлических соединений.

Применяющиеся в технике алюминиевые сплавы делятся на две основные группы: литейные и деформируемые. Сплавы первой группы применяются для получения различных отливок. Сплавы второй группы используются для изготовления деформируемых полуфабрикатов (поковок, лент, листов, труб, прутков, профилей и т.п.).

Алюминиевые литейные сплавы широко используются в маши-

строении и моторостроении, электротехнической, химической и приборостроительной промышленности. Исключительно высоко значение алюминия и его сплавов в авиационной промышленности при изготовлении всех типов летательных аппаратов.

В зависимости от состава и свойств литейные алюминиевые сплавы можно разделить на пять групп:

1. Сплавы на основе системы Al-Cu (АЛ7, АЛ7В, АЛ12, АЛ19);
2. Сплавы на основе Al-Si (АЛ2, АЛ4, АЛ4В, АЛ9);
3. Сплавы на основе Al-Si-Cu (АЛ3, АЛ3В, АЛ5, АЛ6, АЛ10, АЛ14, АЛ15В);
4. Сплавы на основе Al-Mg (АЛ8, АЛ13, АЛ29);
5. Прочие сплавы (АЛ1, АЛ11В и др.)

Цифра означает порядковый номер сплава, В - вторичные, т.е. получаемые не из свежих материалов.

6.4.2. Сплавы системы Al-Si

Литейные сплавы системы Al-Si-силумины занимают ведущее положение в группе алюминиевых сплавов, т.к. они обладают лучшими, чем другие сплавы, литейными свойствами. Большинство из них могут быть использованы в литом состоянии.

Применяют доэвтектические (до 9 % Si), эвтектические (эвт. 11,7 % Si) и близкие к эвтектическим (10-14 % Si) и заэвтектические (до 25 % Si) сплавы. Структура доэвтектических сплавов - дендриты твердого раствора Si в Al (α) и эвтектики ($\alpha + \text{Si}$).

Эвтектика может кристаллизоваться в двух формах: пластинчатой и зернистой. Пластинчатая форма характеризуется тем, что кристаллы кремния имеют вид тонких пластинок. В зернистой форме кристаллы кремния - в виде многогранников. Характер эвтектики зависит от исходных материалов и способа плавки (например, 0,0005 % P уже приводит к образованию зернистой эвтектики, имеющей более высокие механические свойства). Измельчение кристаллов кремния в эвтектике может быть достигнуто следующими способами:

1. Большой скоростью охлаждения;
2. Кристаллизацией под большим давлением;
3. Модифицированием.

Чаще других используют третий способ. В качестве модификаторов используют небольшие количества Na, Ca, K, окислы щелочных металлов, Sb, Be, Li, В, Ti, As и др. Зернистая эвтектика характеризуется меньшей склонностью к модифицированию, требует большего расхода модификаторов.

Чаще всего для модификаторов используют натрий (соли). Вво-

дят ~0,1 % Na при температуре 780-790 °C (температура эвтектики ~575 °C). Необходимо, чтобы после модифицирования осталось ~0,01 % Na.

Все большее применение находят заэвтектические силумины. Они характеризуются по сравнению с доэвтектическими и эвтектическими меньшим удельным весом, обладают хорошими антифрикционными, антикоррозионными свойствами и меньшим коэффициентом усадки. Их успешно применяют для изготовления поршней, гильз и головок цилиндров, блоков тормозных барабанов.

Первичный кремний выделяется в виде крупных кристаллов, ухудшающих не только литейные и механические свойства, но и обрабатываемость резанием. Измельчения их добиваются введением фосфора. Фосфор с алюминием образует мелкие нерастворимые в расплаве частицы фосфида алюминия, которые служат подкладками при кристаллизации кремния. Заэвтектические сплавы часто улучшают термической обработкой.

Чаще всего применяют сплавы: АЛ2 (10-13 % Si), АЛ4 (8-10 % Si), АЛ9 (6-8 % Si).

Двойные алюминисилуминовые сплавы, несмотря на их хорошие литейные свойства, не во всех случаях удовлетворяют требованиям, предъявляемым к литейным сплавам в отношении механических свойств.

Для повышения механических свойств силуминов их дополнительно легируют магнием, медью, цинком и другими присадками. Медь образует с алюминием химическое соединение CuAl_2 , а магний с кремнием - соединение Mg_2Si . Оба эти соединения обладают высокой твердостью и прочностью, а поэтому являются упрочнителями алюминиевых сплавов. Цинк входит в твердый раствор, упрочняя его. Значительное упрочнение достигается также путем термической обработки сплавов.

При одновременном присутствии в силуминах меди и магния, кроме основных упрочнителей CuAl_2 и Mg_2Si , возможно образование в небольшом количестве соединения Al_2CuMg (S-фаза) и более сложного четверного химического соединения $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Cu}_2\text{Si}_4$ (w-фаза), играющая роль дополнительных упрочнителей.

В настоящее время применяют термически обрабатываемые силумины с добавкой одного магния (0,3-0,4 %) (АЛ4, АЛ9), упрочнителем которых является химическое соединение Mg_2Si , силумины с добавкой меди (до 5 %) (АЛ6, АЛ15В) с упрочняемой фазой CuAl_2 , а также силумины с добавками магния (0,2-0,8 %) и меди (1,5-3,5 %) (АЛ3, АЛ5, АЛ10В, АЛ14В), где упрочнителями являются фазы CuAl_2 ,

Mg, Si, и, возможно, S- и W-фазы.

6.4.3. Сплавы системы Al-Cu

Наибольшее распространение получил сплав АЛ7 (~4,5 % Cu). Этот и другие двойные Al-Cu-сплавы имеют структуру, состоящую из дендритов твердого раствора α и CuAl_2 . Большие включения CuAl_2 заметно снижают пластичность сплава. Термической обработкой они могут частично быть переведены в твердый раствор. Прочность гомогенизированных и закаленных двойных сплавов Al-Cu увеличивается пропорционально содержанию меди только до предела растворимости меди в твердом растворе (5,6 %). Сплав АЛ7 имеет большой интервал кристаллизации и характеризуется плохими литейными свойствами. Эти свойства улучшаются при введении 1,2-3 % Si, а также марганца.

Основное достоинство сплавов Al-Cu - повышенная прочность и жаропрочность. $C_s = 33$ % Cu, поэтому эвтектика более, чем наполовину (по объему) состоит из твердого соединения CuAl_2 . В результате сплавы эвтектического состава (с наилучшими литейными свойствами) совершенно не пригодны из-за высокой хрупкости. Поэтому содержание меди в литейных сплавах ограничивают с нижней стороны 1,0-1,5 % (для обеспечения достаточного растворного упрочнения), с верхней стороны 6-8 % (во избежание излишней хрупкости).

6.4.4. Сплавы системы Al-Mg

Сплавы алюминия с магнием - наиболее прочные среди литейных алюминиевых сплавов. Они имеют высокую коррозионную стойкость и наименьший удельный вес по сравнению с другими алюминиевыми сплавами. Однако по своим литейным свойствам алюминий-магниевые сплавы значительно уступают силуминам. Вследствие большого интервала кристаллизации эти сплавы имеют меньшую жидкотекучесть и склонны к образованию усадочной рыхлости.

Кроме этого, они сильно окисляются, и в отливках часто появляются окисные включения (чернота), что приводит к значительному падению прочности и особенно удлинения. Для уменьшения окисления при плавке и литье сплавы плавят под покровом флюсов (60 % карналлита и 40 % плавикового шпата), а в формовочную смесь добавляют специальные присадки (5 % борной кислоты). Для этих же целей в сплавы рекомендуется добавлять в небольшом количестве бериллий (0,07 %).

Наибольшее распространение в промышленности получил сплав

АЛ8 (9-11 % Al), который обладает наиболее благоприятным сочетанием прочности и пластичности. При комнатной температуре сплав АЛ8 имеет гетерогенную структуру, состоящую из α -твердого раствора и соединения Mg_2Al_3 (β -фаза). Кроме этого, в условиях неравновесной кристаллизации (при быстром охлаждении) в сплавах всегда образуется некоторое количество эвтектики $\alpha + \beta(Mg_2Al_3)$.

Эвтектическая составляющая в данных сплавах может появляться уже при содержании 6-7 % Mg.

Фаза $\beta(Mg_2Al_3)$ хрупкая и выделяется в форме крупных скоплений, образующих часто сплошную сетку. Крупные выделения хрупкой составляющей служат причиной трещинообразования в отливках, а также способствуют снижению механических свойств сплава.

Для устранения гетерогенной структуры сплав АЛ8 подвергается закалке и в таком состоянии применяется в изделиях.

При нагреве под закалку происходит растворение $\beta(Mg_2Al_3)$ -фазы и сплав принимает гомогенное строение.

6.4.5. Другие алюминиевые легкие сплавы

К ним относятся сложные алюминиевые сплавы, которые объединяют группу из более 10 сплавов. Из них наиболее известен сплав АЛ1, относящийся к жаропрочным и применяющийся главным образом для изготовления поршней и головок цилиндров двигателей. Он содержит 3,75-4,5 % Cu; 1,25-1,75 % Mg; 1,75-2,25 % Ni. После закалки и частично старения он имеет $\sigma_t > 210$ МПа, HB > 95. Однако он отличается низкой жидкотекучестью и большой усадкой, что весьма затрудняет изготовление отливок.

6.5. Сплавы на основе магния

Магний и его сплавы отличаются низкой плотностью, хорошей обрабатываемостью резанием и способностью воспринимать ударные нагрузки. Плотность магния - 1,74 г/см³. В зависимости от химического состава установлены следующие марки магния: Мг96 (99,96 % Mg), Мг95, Мг90. Магний обладает низкой коррозионной и химической стойкостью. Он усиленно корродирует в пресной и морской воде, разрушается многими кислотами и растворами солей. Примеси Si, Fe, Ni, Cu понижают коррозионную стойкость магния. При нагревании магний легко окисляется и воспламеняется. Литой магний имеет крупнокристаллическую структуру и низкие механические свойства: $\sigma_t = 110-120$ МПа; $\delta = 6-8$ %; HB 30.

Наиболее часто встречающимися примесями в магнии являются

алюминий, железо, кремний, натрий, калий, медь и никель.

Алюминий как примесь входит в твердый раствор и не оказывает заметного влияния на структуру и свойства магния.

Железо, натрий, калий, нерастворимые в твердом магнии, обнаруживаются в виде отдельных темных включений по границам зерен.

Кремний образует с магнием химическое соединение, которое располагается также по границам зерен в виде тонких сетчатых или иглообразных кристаллов.

Медь и никель также нерастворимы в твердом магнии и образуют с ним химические соединения.

Железо, медь и никель являются наиболее вредными примесями в магнии, так как сильно ухудшают его коррозионную стойкость.

Некоторые элементы в виде небольших присадок специально вводят в магний для придания ему особых свойств. К числу таких добавок относятся бериллий, цирконий и др.

Бериллий в количестве 0,005-0,02 % способствует рафинированию магния и уменьшению его окисляемости в процессе плавки и литья.

Цирконий сильно измельчает зерно литого магния и способствует повышению его механических и коррозионных свойств.

Установлено, что при введении в технический магний (марки Мг1) 0,2-0,3 % циркония зерно магния уменьшается в 30-40 раз, а при концентрации 0,5-0,6 % циркония - в 80-100 раз.

Микроскопические исследования структуры модифицированного магния показали, что частицы циркония, введенного в сплав, располагаются преимущественно внутри зерен магния, подобно частицам тугоплавких соединений $TiAl_3$, $TaAl_3$ и др. в алюминиевых сплавах.

По аналогии с алюминиевыми сплавами это дает основание утверждать, что данные частицы служат зародышами при формировании зерен магния, а кристаллизация из многих центров способствует получению мелкозернистой структуры.

Последнее тем более вероятно, так как частицы $\alpha-Zr$ (низкотемпературная модификация циркония) имеют практически одинаковую с магнием кристаллическую решетку (магний имеет гексагональную плотноупакованную решетку с периодами $a = 3,2022 \text{ \AA}$, $c = 5,1991 \text{ \AA}$, $\alpha-Zr$ - такую же решетку с периодами $a = 3,223 \text{ \AA}$, $c = 5,123 \text{ \AA}$). Измельчение зерна приводит к существенным изменениям механических свойств. Некоторые данные приведены в табл.6.5.

Влияние циркония на механические свойства литого магния

Материал	Механические свойства	
	σ_b , МПа	δ , %
Магний Мс1	100	6
Магний с добавками 0,5-0,6 % Zr	160-170	15-16

Примечание. Испытания проводили на гравитационных образцах, отлитых в земные формы.

Добавки циркония резко повышают коррозионную стойкость магния в морской воде под напряжением. Так, образцы чистого магния сильно растворяются и разрушаются через 20-30 мин, образцы магния с добавками циркония не обнаружили заметного изменения после 20 суток испытания.

Магний имеет низкую пластичность при комнатной температуре. С повышением температуры пластичность магния растет (особенно в интервале 350-450 °С). Последнее широко используется на практике при обработке давлением магния и его сплавов. Основные процессы обработки магния проводят в горячем состоянии в интервале указанных температур.

Как уже отмечалось, магний мало устойчив в отношении коррозии. В электрохимическом ряду напряжений он занимает одно из последних мест. Магний устойчив в растворах фтороводородной кислоты, в едких щелочах, керосине, бензине и минеральных маслах. Почти все остальные водные растворы кислот и солей сильно действуют на магний и быстро его разрушают.

Применение чистого магния ввиду недостаточной его механической прочности ограничено: в пиротехнике, в химической промышленности, в качестве раскислителя и восстановителя в металлургии черных и цветных металлов.

Основная масса магния используется для производства сплавов на его основе, а также в качестве добавок в другие промышленные сплавы.

Сплавы на основе магния обладают более высокими механическими свойствами, чем чистый магний. Упрочнение достигается за счет образования сложнелегированных твердых растворов и различных упрочняющих фаз в виде соединений магния с вводимыми добавками.

Магниевые сплавы в качестве конструкционных материалов за последние годы находят все более широкое применение. Малый удельный вес (до 1,8 г/см³) и относительно высокие механические свойства ($\sigma_b = 200-360$ МПа, $\delta = 6-20$ %) позволяют использовать магниевые сплавы в различных областях техники.

Способность магниевых сплавов воспринимать ударные нагрузки

ки делает их хорошим материалом для деталей, подверженных сильным толчкам (колеса самолетов, орудий, автомашин и т.д.).

Значительно возрос удельный вес магниевых сплавов в приборостроении, автомобилестроении, в авиационной промышленности, а также в жилищном строительстве.

Применяемые в технике магниевые сплавы в зависимости от их назначения можно разделить на две основные группы:

а) литейные сплавы, предназначенные для изготовления различных деталей;

б) деформируемые сплавы - для производства полуфабрикатов (листов, труб, профилей, поковок и т.д.) методом горячей и холодной механической обработки.

Большинство применяемых в промышленности магниевых литейных сплавов получают добавлением к магнию алюминия, цинка, марганца и кремния. Некоторое применение за последнее время находят также двойные сплавы Mg-Ce, Mg-Zn, Mg-Th, тройные Mg-Mn-Ce, Mg-Zn-Ce, Mg-Mn-Th, четверные Mg-Mn-Th-Nd и др.

Марганец, присутствующий в большинстве сплавов, способствует повышению не только их прочности, но и коррозионной стойкости. Для уменьшения окисляемости сплавов в некоторых случаях вводят небольшие добавки бериллия (0,005-0,02 %). Последний образует на поверхности металла прочную и плотную окисную пленку, предохраняющую от окисления в жидком и твердом состояниях. Введение бериллия в больших количествах нежелательно, так как это приводит к укрупнению зерна в отливках.

Подобное защитное действие оказывают небольшие добавки кальция. Кальций снижает окисляемость магниевых сплавов, уменьшает микрорыхлоту в отливках, является хорошим раскислителем и дегазатором.

Отливки из магниевых сплавов, содержащие до 0,2 % кальция, имеют чистую поверхность, содержат меньше окислов, нитридов и т.д.

Для магниевых сплавов в отличие от алюминиевых требуются специальные условия плавки и литья. Плавят их в железных тиглях. Ввиду возгораемости магния вблизи температуры плавления его плавят при обязательной защите покровным легкоплавким флюсом. При разливке металла в формы струя его защищается сернистым газом.

При литье в земляные формы в состав формовочной земли вводят специальные присадки (обычно присадку, состоящую из фтористых солей аммония, или аммонийные комплексные соли фторводородной и борной кислот и др.), которые предохраняют от

окисления поверхности при получении отливок.

Наконец, для получения качественных отливок и их высоких механических свойств магниевые сплавы требуется больше перегревать и давать более высокую температуру литья.

Наилучшую жидкотекучесть и механическую прочность сплавы имеют при перегреве их до 850-900 °C и при температуре литья 800-850 °C.

Механические свойства магниевых сплавов зависят также от размера зерна. Чем меньше зерно, тем прочнее сплав. Для получения мелкозернистой структуры применяют модифицирование.

Модифицирование производится либо путем перегрева сплавов перед разливкой до 850-900 °C, либо добавлением в небольших количествах (до 1 % от массы шихты) различных специальных присадок - модификаторов (мел, магнезит, хлорное железо и т.д.). Таким путем удастся получить в отливках достаточно мелкое зерно (приблизительно 50-60 зерен на 1 мм²). В некоторые сплавы для этой цели вводят небольшие присадки циркония (до 0,6-0,8 %).

Литые детали и изделия из магниевых сплавов обычно подвергают термической обработке.

Сплавы магния с марганцем (МЛ2) содержат 1-2 % Mn. Непосредственно после кристаллизации сплавы имеют однофазное состояние (α -твердый раствор), а затем при охлаждении происходит распад твердого раствора с выделением β (Mn)-фазы.

1. Растворение марганца в магнии и выделение его в виде дисперсных включений сообщает сплавам необходимую твердость и прочность.

Как все сплавы типа твердых растворов, сплавы магния с марганцем имеют невысокие литейные свойства: малую жидкотекучесть, большую усадку и т.д. Отличительными особенностями сплава являются высокая коррозионная стойкость (после оксидирования), свариваемость и плотность.

Сплавы магния с алюминием и цинком (МЛ3, МЛ4, МЛ5, МЛ6 и МЛ7) являются наиболее прочными литейными сплавами. Они содержат 5-10 % Al, 0,2-1,2 % Zn, 0,1-0,6 % Mn. Структура сплавов состоит из твердого раствора, интерметаллида γ (Mg₂Al₃) и тройного соединения T (Mg, Al, Zn).

Количество, размеры и форма выделений интерметаллических соединений в литых сплавах зависят от условий охлаждения. При применении повышенных скоростей охлаждения (например, при литье в кокиль) количество и размер этих частиц заметно уменьшаются.

а) Наличие переменной растворимости алюминия и цинка в магнии с изменением температуры обеспечивает возможность применения к сплавам термической обработки.

Чаще применяется закалка, реже закалка и старение. При нагреве под закалку фазы $\gamma(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ и тройное соединение $\text{T}(\text{Mg}_3\text{Al}_2\text{Zn}_2)$ переходят в твердый раствор и упрочняют его. После закалки сплавы имеют структуру однородного твердого раствора с незначительными включениями марганцевистой составляющей и нерастворившимися полностью упрочняющими фазами.

б) Характерной особенностью всех магниевых сплавов является малая скорость диффузионных процессов, связанных с растворением и выпадением интерметаллических фаз. Это требует, с одной стороны, большой длительности нагрева под закалку (до 16-30 ч), а с другой - позволяет производить закалку изделий непосредственно на воздухе.

Помимо закалки, к сплавам данной группы (особенно высокоцинковистым) применяют старение. При старении происходит распад твердого раствора, сопровождающийся выделением интерметаллических фаз. Эти фазы в зависимости от температуры и времени старения имеют различную дисперсность.

При низких температурах старения большая часть выделений вторых фаз располагается по границам зерен α -твердого раствора. С повышением температуры старения наблюдается образование включений внутри самих зерен.

Искусственное старение способствует некоторому повышению предела прочности (на 10 - 20 МПа) и предела текучести (на 60-80 МПа), но относительное удлинение при этом падает с 12-13 % до 5-6 %.

На механические свойства сплавов системы Mg-Al-Zn и на эффект упрочнения существенное влияние оказывает их химический состав.

в) Эффект упрочняющего действия алюминия и цинка в тройных сплавах системы Mg-Al-Zn зависит от их соотношения, так как последнее определяет фазовый состав сплавов и весовые количества фаз. С увеличением содержания цинка наряду с его растворением в магнии происходит образование тройного химического соединения $\text{T}(\text{Mg}_3\text{Al}_2\text{Zn}_2)$, которое является более твердым и прочным, чем двойное соединение $\gamma(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$. Поэтому с появлением в сплавах фазы $\text{T}(\text{Mg}_3\text{Al}_2\text{Zn}_2)$ прочность их возрастает.

Лучшими сплавами данной группы по своим литейным свойствам являются сплавы МЛ15 и МЛ16. Они имеют малую линейную усадку

(1,1-1,3 %), обладают хорошей жидкотекучестью, менее склонны к образованию микрорыхлот и пористости, чем другие магниевые сплавы, вследствие чего пригодны к отливке весьма ответственных и сложных по конфигурации деталей. Сплавы с успехом применяют для литья в землю, кокиль и под давлением. Они обладают удовлетворительной коррозионной стойкостью (после оксидирования), хорошо обрабатываются резанием.

Сплав МЛЗ имеет большую линейную усадку (1,6 %) и малую жидкотекучесть, однако отливки из этого сплава получаются плотными и практически беспористыми. Он характеризуется удовлетворительной коррозионной стойкостью (после оксидирования) и хорошей способностью к обработке резанием.

Сплав МЛ4 имеет удовлетворительные литейные свойства, но склонен к образованию микропористости и черноты в отливках. Вследствие значительной усадки и пониженной жидкотекучести он мало пригоден для литья в кокиль. Отличительными чертами сплава являются хорошая коррозионная стойкость (после оксидирования) и отличная способность к обработке резанием.

Высокими литейными качествами обладает также сплав МЛ7-1.

В сплаве магния с цинком и цирконием (МЛ12) основным легирующим элементом является цинк (до 4-5 %); цирконий вводится в качестве модификатора для измельчения зерна в отливках.

Согласно диаграмме состояния Mg-Zn, растворимость цинка в магнии при эвтектической температуре 335 °C составляет 8,4 % (по массе) при температуре 300 °C 6 %, при 200 °C 2 % и при 150 °C 1,7 %.

Вследствие изменения растворимости с повышением температуры при распаде твердого раствора выделяется фаза MgZn, которая способствует упрочнению сплава при старении. Сплав МЛ12 в отличие от других магниевых сплавов не содержит в своем составе эвтектики, поэтому он характеризуется пониженными литейными свойствами.

Сплав МЛ12 применяется для отливки деталей с повышенной прочностью, стойких при динамических нагрузках.

Существует ряд других сплавов на основе системы Mg-Nd-Zn (МЛ9, МЛ10), Mg-Zn-Ce-Zr (МЛ11), Mg-Th-Zr (ВМЛ1) и др., отличающихся повышенными прочностью, жаропрочностью и др. свойствами.

Все магниевые сплавы защищают от коррозии оксидированием, лакокрасочными покрытиями.

6.6. Сплавы на основе титана

Титан по совокупности физико-химических свойств является одним из важнейших современных конструкционных материалов. Он почти в два раза легче, чем углеродистые и легированные стали, а также многие цветные сплавы, по коррозионной стойкости в морской воде и ряде агрессивных сред превосходит нержавеющие стали. Он не магнитен, имеет высокую прочность и пластичность и характеризуется рядом других ценных свойств.

По распространению в природе титан занимает среди металлов седьмое место после Al, Fe, Ca, Na, K и Mg и его в земной коре в 10 раз больше, чем Mn, Cr, Cu, Zn, V, Ni, Co, Mo, W и Nb вместе взятых. Это открывает большие возможности широкого применения титана в промышленности.

Титан имеет две аллотропические формы α -Ti и β -Ti. Переход из одной модификации в другую происходит при температуре 882 °C. До 882 °C титан существует в форме α -модификации и имеет гексагональную решетку, выше этой температуры - в виде β -модификации, имеющей решетку объемноцентрированного куба.

На температуру перехода α -фазы в β -фазу оказывают влияние различные примеси и специально вводимые легирующие компоненты.

Большинство элементов понижают температуру полиморфного превращения, расширяя область β -фазы и делая ее устойчивой даже при комнатной температуре. Такие элементы, стабилизирующие β -фазу, называются β -стабилизаторами. К ним относятся переходные металлы: ниобий, тантал, молибден, железо, хром, марганец, ванадий и др.

Существует ряд элементов, которые, наоборот, повышают температуру перехода α -фазы в β -фазу, расширяя область существования α -модификации титана (α -стабилизаторы).

К числу стабилизаторов α -фазы относятся элементы: алюминий, бор, кислород, литий и углерод.

Однако, известно несколько элементов (Th, Sn, Hf, Zr), которые мало влияют на температуру полиморфного превращения и практически ее не изменяют. Такие элементы называют нейтральными элементами.

Физико-химические, механические и технологические свойства титана зависят от степени чистоты. Он особенно чувствителен к загрязнению примесями внедрения: водородом, кислородом, азотом и углеродом.

Кислород, азот, водород и углерод значительно растворяются в

твердом титане, образуя с ним твердые растворы внедрения. Кроме этого, они образуют с титаном твердые и хрупкие химические соединения (оксиды, карбиды, нитриды, гидриды и др.), которые значительно повышают его твердость и прочность, резко снижают ударную вязкость и способность к пластической деформации.

Так, например, титан высокой чистоты, полученный диссоциацией йодидных соединений (с содержанием до 0,01 % С и 0,005 % N₂), имеет $\sigma_b = 250-300$ МПа, HB = 80-90, $\delta = 50-40$ %.

Титан технической чистоты, полученный магнитермическим восстановлением с содержанием до 0,03 % С, 0,04 % N₂, 0,13 % O₂, 0,02 % H₂, характеризуется следующими свойствами: $\sigma_b = 400-600$ МПа, HB = 100-140, $\delta = 40-25$ %.

С повышением содержания примесей ухудшаются также коррозионная стойкость титана и его некоторые электрические свойства.

Слитки титана имеют крупнозернистую зональную структуру. Для модифицирования структуры вводят в расплав небольшие добавки бора, циркония совместно с бором, борида циркония, молибдена и других элементов.

Измельчение зерна связано с образованием в расплаве структуроподобных тугоплавких частиц боридов (типа TiB₂, ZrB₂ и др.), которые играют роль зародышевых центров при кристаллизации слитка.

При быстром охлаждении литой титан обычно имеет игольчатую микроструктуру, подобную мартенситу в сталях.

Образование игольчатой α -структуры объясняется некоторыми особенностями процесса распада β -Ti. α -фаза выделяется по определенным кристаллографическим плоскостям зерен β -фазы, что и придает ориентировочный характер в расположении продуктов распада. После отжига титан приобретает характерную для всех металлов равноосную полиэдрическую структуру.

С повышением температуры прочность чистого титана существенно снижается и при 300 °С составляет 22 МПа, при 400 °С - 15 МПа. Длительная (100-ч) прочность титана при 500 °С составляет 3 кг/мм².

Такие свойства во многих случаях недостаточны для того, чтобы технический титан мог конкурировать с другими промышленными сплавами.

Сплавы на основе титана имеют более высокую прочность и характеризуются рядом других ценных свойств.

Для получения сплавов в качестве легирующих добавок используют Al, Mo, V, Mn, Cr, Si, Fe, Zr и Nb.

Наиболее сильное упрочняющее действие оказывают железо, мар-

ганец, хром, молибден и ванадий. Эти элементы являются основными компонентами современных промышленных сплавов.

Титан получают хлорированием титановой руды с последующим ее восстановлением из четыреххлористого титана металлическим магнием. Полученная при этом титановая губка маркируется по твердости специально выплавленных из нее образцов (ТГ100, ТГ105 и т.д.). Для получения монолитного титана губка размалывается в порошок, прессуется, спекается или переплавляется в дуговых печах в вакууме или атмосфере инертных газов.

Переплавленный титан маркируется в зависимости от содержания примесей: ВТ1-00, ВТ1-0, ВТ1-1. Чистейший иодистый титан получают методом термической диссоциации из четырехйодистого титана, а также зонной плавкой.

Отличительными особенностями титана являются высокие механические свойства, малая плотность, высокая удельная прочность и хорошая коррозионная стойкость.

Плотность $4,5 \text{ г/см}^3$, $T_{\text{пл}} = 1665^\circ\text{C}$. Низкий модуль упругости титана (11200 кг/мм^2 , почти в 2 раза меньший, чем у железа и никеля) затрудняет изготовление жестких конструкций.

Несмотря на высокую температуру плавления, чистый титан не является жаропрочным металлом. При повышении температуры до 250° предел прочности снижается почти в 2 раза. Титан обладает склонностью к ползучести даже при комнатной температуре. Предел ползучести титана составляет $\sim 60\%$ от предела текучести.

Пластическая деформация значительно повышает прочность титана. При степени деформации 60-70 % прочность увеличивается почти в 2 раза. Для снятия наклепа проводят рекристаллизационный отжиг при $650-750^\circ\text{C}$.

Титан обладает высокой коррозионной и химической стойкостью благодаря защитной окисной пленке на его поверхности.

При повышении температуры титан активно поглощает газы, начиная с $50-70^\circ\text{C}$ - водород, свыше $400-500^\circ\text{C}$ - кислород и с $600-700^\circ\text{C}$ - азот, СО и CO_2 . Благодаря способности к газопоглощению титан нашел применение в радио- и электронной промышленности в качестве геттерного материала. Технический титан хорошо обрабатывается давлением при комнатной и повышенных температурах, плохо обрабатывается резанием, имеет низкие антифрикционные свойства.

Применение титана как конструкционного материала в общем машиностроении ограничено из-за его высокой стоимости, а в авиации и ракетостроении вследствие невысокой жаропрочности. Он

широко применяется в химической промышленности для изделий, работающих в сильно агрессивных средах. Благодаря высокой коррозионной стойкости в морской воде и тому, что на титан не налипают ракушки, он используется в судостроении для обшивки морских судов, изготовления гребных валов и др. Все большее применение находит титан в электронике, ядерной технике и др.

Практическое значение для легирования титана имеет только алюминий, как α -стабилизатор, и Mo, V, Cr, Mn - как β -стабилизаторы.

Преимуществами титановых сплавов по сравнению с техническим титаном являются более высокие прочность, жаропрочность, жаростойкость при достаточно хорошей пластичности, высокой коррозионной стойкости и малой плотности. Поэтому титановые сплавы получили широкое применение в авиации, ракетной технике, судостроении и пр.

По технологии изготовления титановые сплавы подразделяются на деформируемые и литейные, по механическим свойствам - на сплавы нормальной прочности, высокопрочные, жаропрочные, повышенной пластичности. По способности упрочняться с помощью термообработки титановые сплавы делятся на упрочняемые и неупрочняемые термообработкой. По структуре - на α -, ($\alpha + \beta$)-, β -сплавы.

Литейные титановые сплавы имеют хорошие литейные свойства (хорошая жидкотекучесть, высокая плотность отливки). Небольшая линейная усадка (1 %), объемная усадка около 3 %.

Недостатками литейных титановых сплавов является большая склонность к поглощению газов и высокая активность при взаимодействии со всеми формовочными материалами. Поэтому их плавка и разливка ведется в вакууме или среде нейтральных газов. Для получения крупных фасонных отливок (до 300-500 кг) используют кокили, мелкие детали отливают в оболочковые формы, изготовленные из специальных смесей.

Для фасонного литья применяют сплавы, аналогичные по химическому составу некоторым деформируемым (BT5Л, BT3-1Л, BT14Л), а также специальные литейные сплавы (BTL1, BT21Л).

Литейные сплавы обладают более низкими механическими свойствами. Термообработка не применяется. Самый дешевый и распространенный сплав BTL5.