

Б. Б. ГУЛЯЕВ

ТЕОРИЯ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ

Допущено Министерством высшего
и среднего специального образования СССР
в качестве учебного пособия
для студентов вузов, обучающихся
по специальностям «Литейное производство
черных и цветных металлов»
и «Машины и технология
литейного производства»



ЛЕНИНГРАД
«МАШИНОСТРОЕНИЕ»
ЛЕНИНГРАДСКОЕ ОТДЕЛЕНИЕ
1976

ГПЗ

Г94

УДК 621.74.001.11(075)

РЕЦЕНЗЕНТЫ:

кафедра металлургии и литейного производства
Северо-Западного заочного политехнического института
(заведующий кафедрой д-р техн. наук проф. **Ю. Ф. Боровский**)
и д-р техн. наук проф. **А. М. Михайлов**

Редактор д-р техн. наук **О. Н. Магницкий**

Г94

Гуляев Б. Б.

Теория литейных процессов. Учебное пособие для вузов. Л., «Машиностроение» (Ленингр. отд-ние), 1976.

216 с. с ил.

В учебном пособии изложены процессы формирования отливок и пути управления ими, дано научное обоснование выбора и расчета технологических параметров, обеспечивающих получение отливки заданного качества, широко освещены физические процессы, происходящие в жидких и твердых металлах при их течении, затвердевании, охлаждении и кристаллизации.

Учебное пособие может быть использовано инженерно-техническими работниками соответствующих специальностей.

Г $\frac{31204-062}{038(01)-76}$ 62-76

ГПЗ

ПРЕДИСЛОВИЕ

Современная научно-техническая революция и социальный прогресс обеспечили огромные масштабы развития производства в нашей стране. По ряду отраслей промышленности, в частности по выпуску отливок, Советский Союз занимает первое место в мире.

При получении многих деталей машин, приборов и сооружений литые заготовки являются наиболее дешевыми, а в случаях особо сложных деталей или применения неподдающихся обработке давлением сплавов литейная технология является единственно возможной. Вместе с тем в отливках образуется большое количество специфических дефектов; шероховатость поверхности и точность размеров часто не удовлетворяют требованиям, предъявляемым к изделиям; свойства сплавов в литом состоянии, как правило, ниже, чем в деформированном. Поэтому проблема дальнейшего повышения качества литых заготовок в настоящее время приобрела решающее значение. Для ее решения технолог-литейщик должен знать механизмы литейных процессов и уметь управлять ими.

Современная теория литейных процессов изучает явления, происходящие в сплаве при формировании отливки и в формовочной смеси при формовке, кроме того, она рассматривает связи между составом сплава и его литейными свойствами.

Предлагаемая книга является учебным пособием для студентов вузов, специализирующихся по литейному производству. Формовочные процессы в нее не включены, так как они рассматриваются в курсе теории и технологии литейной формы, изучаемой параллельно с теорией литейных процессов. Изучению этих двух курсов непосредственно предшествуют: теория потоков (задачи математической физики, используемые в металлургии), физическая химия, теория металлургических процессов, общее металловедение и техническая механика (теоретическая механика, сопротивление материалов и детали машин). Теория литейных процессов должна подготовить студентов к изучению специальных дисциплин — цветного, стального и чугунного литья.

Основной материал в книге рассматривается в трех аспектах: атомном (атомно-кристаллическая решетка), микроскопическом

(структура сплава) и макроскопическом (отливка в целом). Его расположение соответствует технологической цепочке операций и процессов формирования отливки: гидравлических, кристаллизационных, тепловых и усадочных.

В каждом параграфе книги заключена такая информация, которая должна рассматриваться как законченный самостоятельный комплекс.

Автор стремился отразить в книге самые существенные положения теории литейных процессов и их технологические приложения и в то же время дать достаточно полное общее представление об этой науке.

Предлагаемое учебное пособие имеет характер конспекта. Его изучение должно сопровождаться чтением лекционного курса. Сравнительно подробные математические выкладки позволят лектору сосредоточить основное внимание на постановке задач и анализе их решений. Ряд сравнительно легких, но важных вопросов теории литейных процессов не включен в книгу и должен, по выбору преподавателя, излагаться на лекциях. Некоторые разделы книги, а при желании и вся книга в целом, могут изучаться самостоятельно. В список литературы включены дополнительные материалы, которые, по выбору преподавателя, могут быть рекомендованы студентами для составления рефератов.

Книга соответствует курсу лекций по теории литейных процессов, читаемых за последние годы на физико-металлургическом факультете Ленинградского политехнического института им. М. И. Калинина. В ней преимущественно отражены идеи, развиваемые ленинградской школой литейщиков.

ЛИТЕЙНЫЕ ПРОЦЕССЫ И ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕХОДА МЕТАЛЛА ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ В ТВЕРДОЕ

§ 1. Возникновение и задачи теории литейных процессов

Литейное производство как ремесло возникло в различных районах Азии, Африки и Европы от 5 до 7 тыс. лет тому назад. В древней Руси выделение ремесленников-литейщиков относится к VI—VII вв. нашей эры.

Описание и систематизация производственного опыта изготовления отливок в научно-технической литературе начинаются в XVIII в. Первые экспериментальные исследования формирования слитков и отливок и анализ этих процессов приведены в трудах выдающихся металлургов XIX в. П. П. Аносова (1797—1851), А. С. Лаврова (1838—1904), Д. К. Чернова (1839—1921). Специальная русская книга по литейному производству впервые издана А. Ф. Мевнусом в 1859 г.

Разработка научных основ литейного производства началась в конце 20-х — начале 30-х годов нашего века. Из советских ученых, внесших наиболее крупный вклад в становление теории литейного производства, необходимо назвать: В. Е. Грум-Гржимайло (1864—1928), М. Г. Евангулова (1870—1935), Н. П. Аксенова (1878—1940), Н. Н. Рубцова (1882—1962), Л. И. Фанталова (1883—1968), А. Г. Спасского (1895—1970), Ю. А. Нехендзи (1901—1968), П. П. Берга (1897—1974).

В самостоятельную научную дисциплину теория литейных процессов выделилась в середине 50-х годов. Этот термин впервые был предложен автором книги на первом совещании по теории литейных процессов, организованном при Институте машиноведения в 1955 г.

Советский Союз, изготавливая свыше 24 млн. т отливок в год (30% мирового производства), является самой крупной литейной державой мира. В 3000 литейных цехах нашей страны работает около 600 тыс. человек, а со вспомогательными производствами — около 1 млн. Продукция литейного производства распределяется между основными отраслями народного хозяйства укрупненно следующим образом: машиностроение — 60%, строительство — 20%, металлургия — 15%, остальное — 5%.

Многообразные операции изготовления отливок делятся на пять основных групп: выплавка металла; изготовление форм; заливка металла и охлаждение отливок; первичная обработка отливок: выбивка, очистка, обрубка; термическая обработка и контроль качества (рис. 1).

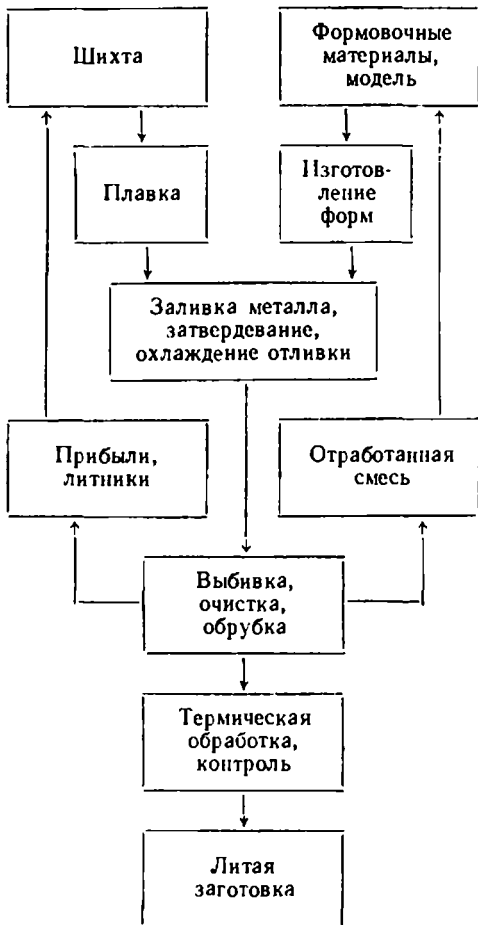


Рис. 1. Схема изготовления отливки

с химическими (например, склонность к окислению при высоких температурах). В последующих главах эти свойства будут рассмотрены.

В отличие от литейных рабочие, или эксплуатационные, свойства сплава определяют его поведение в условиях эксплуатации изделия. К таким свойствам относятся, например, прочность, устойчивость против коррозии, герметичность.

Наиболее специфическими для литейного производства являются операции изготовления форм, заливка, затвердевание и охлаждение отливок. Явления, протекающие при проведении этих операций, называются литейными процессами. Наука, изучающая явления, протекающие в формовочной смеси и в литейном сплаве при формировании отливки, называется теорией литейных процессов. Ее основной задачей является теоретическое обоснование и оптимизация технологии литейного производства. Характеристики литейных сплавов, определяющие их поведение при формировании или изготовлении отливок, а также качество последних, называются литейными или в общем случае технологическими свойствами. В ряде случаев литейные свойства могут совпадать с физическими (например, температуры плавления) или

§ 2. Основные особенности перехода металла из жидкого состояния в твердое

Различие между агрегатными состояниями металлов определяется характером связи между их атомами. В газе расположение атомов хаотично и они непрерывно изменяют свои положения. В твердых аморфных телах и большинстве жидкостей существует только ближний порядок, т. е. определенная система расположения атомов, распространяющаяся на несколько межатомных расстояний. В кристаллических телах наряду с ближним существует и дальний порядок, т. е. система расположения атомов в пределах данного кристалла, распространяющаяся до микроскопического и даже макроскопического уровня. Твердые металлы практически всегда являются кристаллическими телами. Некоторые органические жидкости с длинными нитеобразными молекулами образуют жидкие кристаллы.

При охлаждении жидкого металла ниже определенной температуры в его отдельных микроскопических объемах начинается возникновение и рост кристаллов. Соединяясь между собой после исчезновения жидкости, они образуют микроструктуру. Процесс образования структуры при переходе из жидкого состояния в твердое называется кристаллизацией.

Кристаллизацию можно представить в виде следующей модели. Пусть железные кубики при температуре выше точки Кюри, когда железо немагнитно, беспорядочно насыпаны в сосуд. Они имитируют жидкость. При охлаждении кубики намагничиваются и между ними возникают силы притяжения. Однако трение не позволяет им образовать структуру и в таком виде они имитируют аморфное твердое тело. Если при охлаждении сосуд встряхивается, то кубики изменяют свое положение и образуют некоторую структуру. В таком виде они имитируют твердое кристаллическое тело. Энергия, затраченная на встряхивание, соответствует скрытой теплоте кристаллизации.

Переход макроскопического объема металла из жидкого состояния в твердое в ряде случаев, игнорируя формирование микроструктуры, можно рассматривать как чисто тепловой процесс. Такой процесс условно принято называть затвердеванием.

Рассмотрим решение простейшей задачи о затвердевании отливки, которое понадобится в ближайших разделах книги. При этом примем следующие положения (рис. 2).

1) затвердевающее тело (отливка) ограничено одной плоской поверхностью, т. е. оно представляет собой полупространство, где текущая координата y направлена перпендикулярно к поверхности;

2) температура тела первоначально во всех точках равна T_0 , а в момент времени, равный нулю, на поверхности тела она

понижается на величину T и дальше остается постоянной — равной T_k ;

3) температура T_0 представляет собой температуру кристаллизации вещества, являющегося чистым металлом. При кристаллизации единицы массы тела выделяется теплота кристаллизации L ;

4) тепловые характеристики вещества тела — теплопроводность λ , теплоемкость c и плотность ρ — постоянны и не зависят от температуры;

5) теплопередача в твердой части тела подчиняется уравнению Фурье. Теплопередачи в жидкой части тела не происходит, так как в ней отсутствует температурный градиент;

6) для упрощения решения принимаем допущение, что температура в твердой части тела распределена по линейному закону.

Требуется найти зависимость толщины твердого слоя x от времени τ .

Математическая формулировка задачи:

теплопередача в теле происходит в соответствии с уравнением Фурье

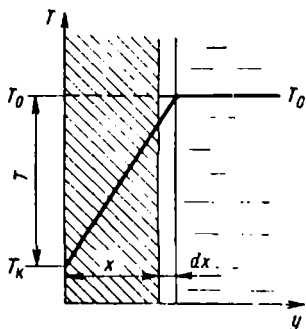


Рис. 2. Схема к расчету затвердевания отливки в простейшем случае

$$dQ = \lambda \frac{T}{x} d\tau, \quad (1.1)$$

где Q — количество теплоты;

температура на поверхности тела при $\tau > 0$ и $x > 0$ $T = \text{const}$;

температура в жидкой части при $\tau \geq 0$ и $y \geq x$ $T_0 = \text{const}$.

Выделим в теле призму, перпендикулярную к его поверхности и вырезающую на ней площадь, равную единице. Составим для этой призмы уравнение теплового баланса.

За время τ граница затвердевания продвигается на расстояние x от поверхности. За последующий промежуток времени $d\tau$ граница затвердевания продвигается еще на dx . При этом «освобождается» теплота кристаллизации

$$dq_{кр} = \rho L dx. \quad (1.2)$$

Поскольку площадь сечения призмы равна единице, dx — соответствует элементарному объему.

Общее теплосодержание твердого слоя толщиной x при температуре T_0 равно $c\rho T_0 x$. Благодаря прямолинейному распределению температур в любой момент времени от этого слоя должна отводиться ровно половина начального теплосодержания, т. е. $1/2 c\rho T_0 x$. При перемещении границы затвердевания на dx отводимая от твердого слоя теплота

$$dq_{тв} = \frac{1}{2} c\rho T dx. \quad (1.3)$$

За время $d\tau$ с поверхности тела должно быть отведено и поглощено окружающей средой (формой) количество теплоты

$$dq_{\phi} = \lambda \frac{T}{x} d\tau. \quad (1.4)$$

Уравнение теплового баланса призмы за время $d\tau$ выразится следующим образом:

$$dq_{кр} + dq_{тв} = dq_{\phi}; \quad (1.5)$$

$$\rho L dx + \frac{1}{2} c \rho T dx = \lambda \frac{T}{x} d\tau \quad (1.6)$$

или

$$d\tau = \frac{\rho L + \frac{1}{2} c \rho T}{\lambda T} x dx. \quad (1.7)$$

Интегрируя равенство (1.7) в пределах от 0 до τ и от 0 до x , получаем

$$\tau = \frac{\rho L + \frac{1}{2} c \rho T}{\lambda T} \frac{x^2}{2} \quad (1.8)$$

или

$$x = \sqrt{\frac{2\lambda T}{\rho L + \frac{1}{2} c \rho T}} \sqrt{\tau}. \quad (1.9)$$

В уравнении (1.9) под знаком первого корня в правой части стоят только постоянные для данных условий величины. Введем обозначение

$$\sqrt{\frac{2\lambda T}{\rho L + \frac{1}{2} c \rho T}} = K, \quad (1.10)$$

где K — коэффициент затвердевания, имеющий размерность $\text{см}/\text{с}^{1/2}$.

Окончательно получаем выражение закона квадратного корня

$$x = K \sqrt{\tau}. \quad (1.11)$$

Скорость затвердевания согласно выражению (1.11) должна быть равна

$$\frac{dx}{d\tau} = \frac{K}{2\sqrt{\tau}} = \frac{K^2}{2x}. \quad (1.12)$$

Отсюда следует, что при $x = 0$ скорость затвердевания бесконечна. Это получается потому, что было принято положение о мгновенном понижении температуры поверхности тела от T_0 до T_k .

Примем допущение, что температура поверхности падает не мгновенно, а линейно связана с временем, и будем рассматривать только начальную стадию затвердевания.

Это положение можно выразить равенством

$$T = A\tau, \quad (1.13)$$

где A — некоторая постоянная величина. Тогда для выражения (1.9) получим

$$x = \sqrt{\frac{2\lambda A\tau}{\rho L + \frac{1}{2} c\rho A\tau}} \sqrt{\tau}. \quad (1.14)$$

Так как для малых промежутков времени вторым слагаемым в знаменателе дроби, стоящей под знаком первого корня, можно пренебречь,

$$x = \sqrt{\frac{2\lambda A}{\rho L}} \tau. \quad (1.15)$$

Обозначая первый сомножитель в этом уравнении через K_n (коэффициент затвердевания для начальной стадии затвердевания), получаем окончательно

$$x = K_n \tau. \quad (1.16)$$

Следовательно, в начальной стадии действует линейный закон затвердевания. В этом случае скорость затвердевания равна постоянной величине

$$\frac{dx}{d\tau} = K_n. \quad (1.17)$$

Оба полученных закона — (1.11) и (1.16) — подтверждаются достаточно удовлетворительно опытом. Граница их действия находится на расстоянии 5—10% от половины толщины стенки отливки.

Итак, основными особенностями перехода металла из жидкого состояния в твердое при изготовлении из него отливки являются:

на атомном уровне — скачкообразное увеличение сил притяжения между атомами и построение ими при определенной температуре кристаллизации атомно-кристаллической решетки с дальним порядком;

на микроскопическом уровне — одновременное возникновение во многих микрообъемах металла центров кристаллизации, из которых вырастают кристаллы, образующие микроструктуру;

на макроскопическом уровне — последовательное затвердевание отливки, определяемое условиями ее охлаждения; граница между твердой и жидкой частью отливки перемещается во времени в соответствии с линейным законом или законом квадратного корня.

ГИДРАВЛИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

§ 3. Классификация способов заливки форм и типов литниковых систем

Металл, выплавленный в печи, обычно сначала выпускают в ковш, из которого в заливочном пролете цеха его заливают в формы. В отдельных случаях формы заливаются непосредственно из печи (рис. 3).

С в о б о д н а я з а л и в к а небольших порций металла (обычно до 1 т) — чугуна или цветных сплавов — производится из поворотных ковшей через носик (рис. 3, а). Если на поверхности расплава образуется много шлака или иных загрязнений, заливка может производиться через чайниковое устройство с забором металла из нижней части ковша (рис. 3, б). Большие количества металла, в особенности стали, заливаются из ковшей со стопорным устройством (рис. 3, в). Свободная заливка из поворотных и стопорных ковшей является способом, преобладающим в литейном производстве.

При заливке деталей, имеющих специфическую конфигурацию или малую толщину стенок, для облегчения заливки, а также с целью механизации и автоматизации применяют п р и н и д и т е л ь н у ю з а л и в к у. Детали типа тел вращения, в особенности трубы и кольца, а в отдельных случаях и фасонные детали, заливают на центробежных машинах во вращающиеся формы (рис. 3, г). Металл в этом случае, под действием центробежных сил, заполняет форму лучше, чем в обычных условиях. Кроме того, в отливке легко получается осевое отверстие.

Сложные тонкостенные детали отливают под давлением (рис. 3, д). В камеру сжатия из печи или небольшого ковша заливается определенная порция сплава, откуда она под действием давления поршня впрыскивается в полость металлической пресс-формы.

При заливке под низким давлением форма помещается на крышку печи. Печь заключена в металлический кожух. При повышении давления в кожухе металл через металлопровод заливается в форму. В этих условиях металл не окисляется, процесс заполнения легко регулируется и поддается автоматизации (рис. 3, е).

Детали типа втулок из цветных сплавов изготавливаются путем вакуумного всасывания сплава в специальную форму, нижний конец которой погружается в металл непосредственно в печи (рис. 3, ж).

При литье небольших порций тугоплавких металлов применяется свободная заливка без ковша. В этом случае печь и форма помещаются в кожух, в котором создается

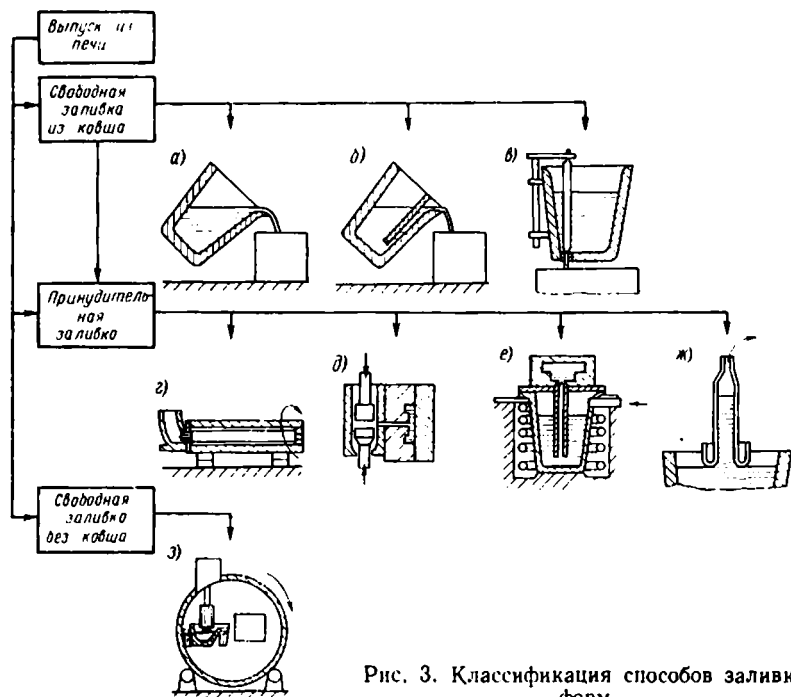


Рис. 3. Классификация способов заливки форм

вакуум. Когда металл расплавляется, кожух поворачивается и металл прямо из печи через носик или желоб переливается в форму (рис. 3, з).

Сплав из ковша или печи заполняет форму через литниковую систему. Литниковая система представляет собой совокупность каналов и резервуаров, через которые металл заполняет полость формы, соответствующую отливке. В общем случае литниковая система (рис. 4) состоит из литниковой чаши 1, стояка 2, распределительного канала, или шлакоуловителя, 3 и литников, или питателей, 4.

На рис. 5 показаны некоторые конструктивные варианты элементов литниковых систем.

Литниковая чаша или воронка (рис. 5, а) предназначена для принятия струи металла из ковша, гашения ее энергии, первичного отделения крупных частиц шлака и поддержания постоян-

ства уровня металла при заполнении формы. Применяется она при литье чугуна и цветных сплавов, заливаемых из поворотных ковшей. Для того чтобы облегчить отделение шлака, в чашах устанавливаются перегородки (рис. 5, б). С этой же целью, а также для обеспечения спокойного заполнения формы, применяются мерные чаши (рис. 5, в) со стопорным устройством (пробкой). Объем такой чаши должен быть равен всему объему полости формы. Когда мерная чаша заполнена, стопор удаляется и металл перетекает в форму.

При литье стали, заливаемой из стопорного ковша, применяются литниковые воронки (рис. 5, г). В воронках отделение шлака не происходит. Металл в них охлаждается меньше, чем в чашах, а это имеет большое значение для стального литья.

Стойка (рис. 5, д) предназначена для передачи металла из литниковой чаши или воронки в нижние части формы. Стойки имеют круглое сечение и небольшую конусность. Как правило,

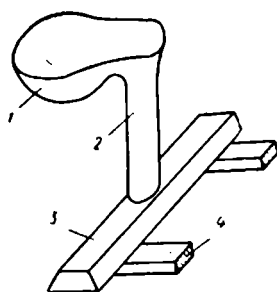


Рис. 4. Схема литниковой системы

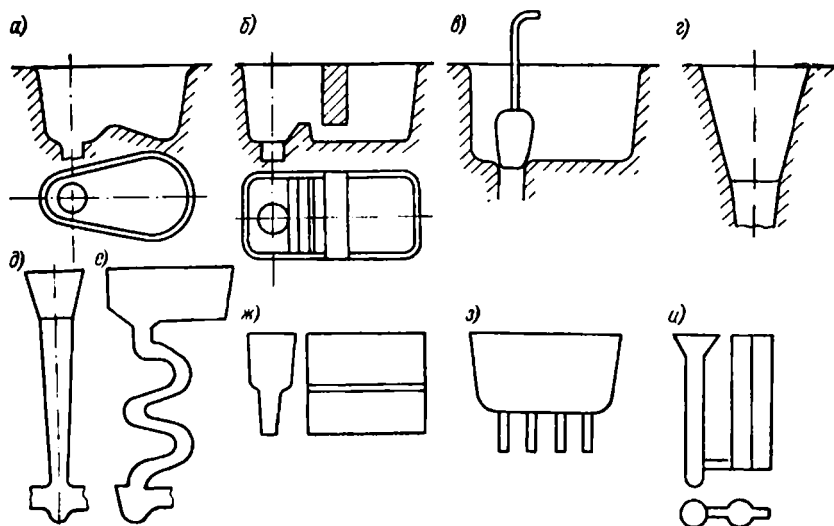


Рис. 5. Элементы литниковых систем

они располагаются вертикально. При литье из цветных сплавов в металлические формы иногда применяются зигзагообразные стойки (рис. 5, е).

В основании стойки имеется чашечка—зумпф, гасящая удар струи и препятствующая размыванию формы.

Распределительный канал предназначается для направления жидкого металла к нескольким отливкам, помещаемым в одной форме, или к различным узлам одной крупной отливки. Кроме того, в нем происходит отделение шлаковых частиц. При литье чугуна этот элемент часто называют шлакоуловителем; цветных сплавов — коллектором. Распределительный канал размещается горизонтально по разьему, обычно в верхней полуформе. Его сечение чаще всего имеет форму трапеции.

Литники, или питатели, предназначаются для подвода металла от распределительного канала непосредственно в полость формы. Обычно они имеют в сечении форму трапеции или щели. При литье тонкостенных крупногабаритных отливок применяются плоские

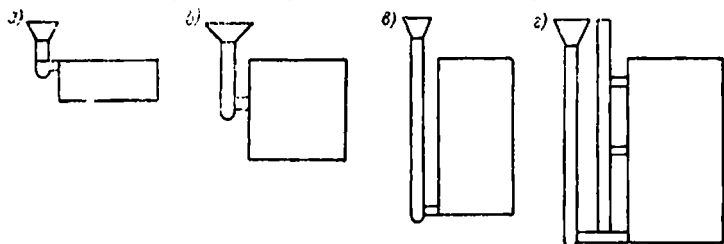


Рис. 6. Классификация литниковых систем по их расположению относительно отливки: а — верхняя; б — по разьему, или боковая; в — сифонная, или шнжняя; г — ярусная

литники — топорники (рис. 5, ж), имеющие большую площадь сечения и толщину, равную толщине отливки. При литье высоких чугуновых отливок делают несколько вертикальных литников, присоединенных прямо к литниковой чаше или коллектору («дождевые» литники, рис. 5, з). При падении мелкими струями, даже с большой высоты, металл не размывает форму. При изготовлении отливок из цветных сплавов, склонных к окислению и вспениванию, необходимо более спокойное заполнение формы. Такой режим обеспечивают вертикально-щелевые литники (рис. 5, и).

Классификация литниковых систем может быть произведена по их расположению относительно отливки (рис. 6).

Литниковые системы могут состоять из двух элементов (литниковая воронка, литники); трех элементов (литниковая воронка, стояк, литники); четырех элементов (литниковая воронка, стояк, распределительный канал, литники).

§ 4. Свойства расплавленных металлов как жидкостей

По температурам плавления (при нормальном давлении) простые тела, как принято говорить в химии, можно разделить на четыре класса (табл. 1).

Самым легкоплавким металлом является ртуть. Самое тугоплавкое простое тело — углерод — имеет температуру

Классификация простых тел по температуре плавления

| Классы простых тел | Температура плавления °С | Химический символ | Число простых тел в классе |
|--------------------|--------------------------|---------------------------|----------------------------|
| I. Газы и жидкости | ≤ 0 | H, He, O, Hg | 12 |
| II. Легкоплавкие | 0—600 | Sn, Cd, Bi, Pb, Zn | 23 |
| III. Среднеплавкие | 600—1600 | Mg, Al, Cu, Ni, Be, Fe | 49 |
| IV. Тугоплавкие | 1600 | Ti, Cr, Mo, W, C | 20 |

плавления 3750° С, самый тугоплавкий металл — вольфрам — 3430° С.

По плотности при нормальной температуре простые тела делятся на четыре класса (табл. 2).

Таблица 2

Классификация простых тел по плотности

| Классы | Плотность г/см ³ | Химический символ | Число простых тел в классе |
|-------------------|-----------------------------|---------------------------|----------------------------|
| I. Газы | < 0,01 | H, He, O, Rn | 11 |
| II. Легкие | 0,01—5 | Be, Mg, Al, Ti | 23 |
| III. Тяжелые | 5—10 | Sn, Zn, Cr, Fe, Ni, Cu | 37 |
| IV. Очень тяжелые | > 10 | Mo, W, Pb, Ir | 33 |

Самый легкий металл — литий — имеет плотность 0,54 г/см³, самый тяжелый — иридий — 22,36 г/см³.

В ньютоновской жидкости, к которой относятся расплавленные металлы, не содержащие твердых частиц, различают динамическую вязкость η , Н·с/м² и кинематическую вязкость $\nu = \eta/\rho$, м²/с.

Вязкость металла при температуре плавления есть вполне определенная величина. При повышении температуры она снижается, но не очень резко. При равных перегревах в сплавах над линией ликвидус вязкость эвтектик меньше, чем у чистых металлов и интерметаллидов.

На рис. 7 сопоставлены диаграмма состояния сплава в координатах концентрация C — температура T и изменение вязкости η в зависимости от концентрации при низком 1 и высоком 2 перегревах над температурой ликвидус. Чем выше перегрев, тем

меньше различия вязкостей чистых металлов, интерметаллидов и эвтектик. Появление в расплаве ниже точки ликвидус твердых частиц (рис. 8) резко увеличивает вязкость системы. Изменение вязкости при этом зависит от количества, а также размеров и формы твердых частиц.

Вязкость сплавов определяется по декременту затухания возвратно-вращательных движений тигля, наполненного расплавом и подвешенного на упругой нити (кварцевой).

Поверхностное натяжение имеет размерность Н/м. Измерение этой величины в сплавах производится по методу максимального давления в газовом пузырьке, отрывающемся от конца капилляра, погруженного на известную

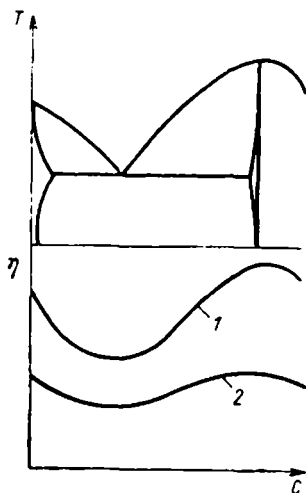


Рис. 7. Связь вязкости системы сплавов с их диаграммой состояния:

1 — низкий перегрев над ликвидусом; 2 — высокий перегрев над ликвидусом

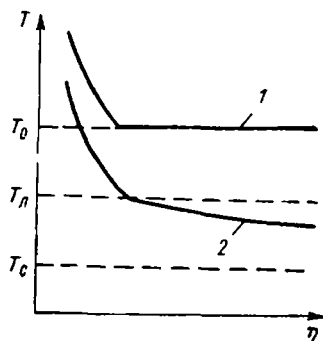


Рис. 8. Схема влияния температуры на вязкость чистого металла (1) и сплава (2), кристаллизующегося в интервале температур ликвидус $T_{л}$ — солидус $T_{с}$

глубину в расплав. Поверхностное натяжение σ определяется по формуле

$$\sigma = \frac{r}{2} (p - \rho gh), \quad (2.1)$$

где r — радиус капилляра (обычно ≈ 2 мм); ρ — плотность жидкого сплава; p — давление в капилляре в момент отрыва пузырька; h — глубина погружения капилляра в сплав.

Температура жидкого металла мало влияет на поверхностное натяжение.

При взаимодействии жидких металлов с твердыми поверхностями оно проявляется в виде смачиваемости. Если небольшое количество жидкости примет на твердой поверхности форму капли, то в точке пересечения контура ее поверхности и поверхности твердого тела будут действовать три силы: поверхностное

натяжение жидкости на границе с газом $\sigma_{жг}$, поверхностное натяжение на границе жидкости и твердого тела $\sigma_{жт}$ и поверхностное натяжение на границе газа и твердого тела $\sigma_{гт}$ (рис. 9). Первая из этих сил действует по касательной к контуру поверхности капли. Угол между $\sigma_{жг}$ и твердой поверхностью θ характерен для данной жидкости. Вторая и третья силы действуют в плоскости поверхности твердого тела и имеют противоположное направление. При установившейся форме капли эти три силы на периметре капли должны находиться в равновесии, т. е.

$$\sigma_{гт} = \sigma_{жт} + \sigma_{жг} \cos \theta. \quad (2.2)$$

Отсчет величины угла θ принято начинать от вектора силы $\sigma_{жг}$.

В большинстве случаев жидкие сплавы плохо смачивают материалы форм. Например, углы смачивания на воздухе малоугле-

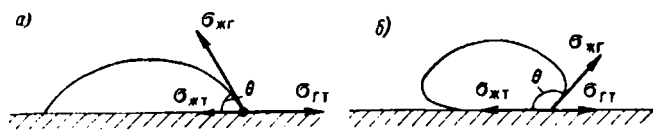


Рис. 9. Схема равновесия поверхностных сил по периметру капли: а — жидкость хорошо смачивает твердую поверхность; б — жидкость плохо смачивает поверхность

родистой сталью при температурах 1540—1600° С различных окислов составляют: для глинозема — 140°, для магнезита — 185°, для кварца — 110—115°.

Таблица 3

Свойства основ сплавов в жидком состоянии

| Символы основ сплавов | Температура, °С | | Плотность г/см ³ | Динамическая вязкость Н·с/м ² | Поверхностное натяжение м ² /с |
|-----------------------|--------------------------|--------------------------|-----------------------------|--|---|
| | плавления T _п | кипения T _{кип} | | | |
| Zn | 419 | 906 | 6,6 | 3,2 | 0,75 |
| Mg | 658 | 1107 | 1,6 | 1,3 | 0,53 |
| Al | 660 | 2500 | 2,4 | 1,2 | 0,86 |
| Cu | 1084 | 2595 | 8,0 | 3,6 | 1,15 |
| Fe | 1538 | 2880 | 6,8 | 6,5 | 1,60 |
| Ti | 1668 | 3260 | 4,1 | 4,0 | 1,50 |

В табл. 3 приведены некоторые свойства жидких металлов, служащих основами важнейших литейных сплавов при температурах, близких к температурам их плавления.

§ 5. Структура потоков жидких металлов

При истечении из ковша металл образует в воздухе с в о б о д н у ю с т р у ю. Скорость истечения металла v через небольшое круглое отверстие в дне сосуда, как и любой жидкости, описывается уравнением Торичелли

$$v = \varphi \sqrt{2gH}, \quad (2.3)$$

где φ — коэффициент скорости; g — ускорение силы тяжести; H — гидростатический напор.

Коэффициент скорости учитывает потери напора на трение о края отверстия. Независимо от природы жидкости он имеет величину около 0,97.

Скорость подходящих со всех направлений частиц жидкости к отверстию одинакова (рис. 10, а). Поскольку потоки, движу-

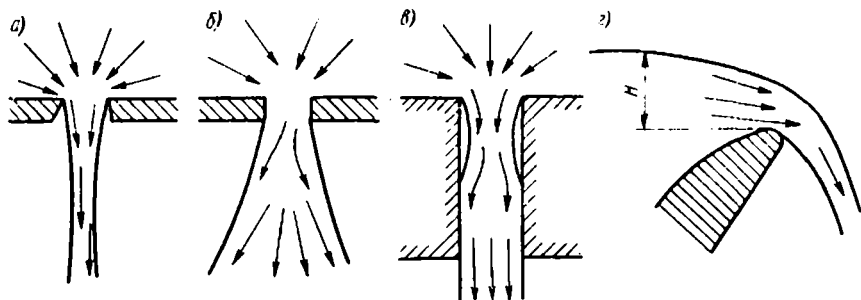


Рис. 10. Схемы свободных струй: а — спокойное истечение из отверстия в дне; б — возмущенное истечение в виде факела; в — истечение через стаканчик; г — истечение через носик

щиеся с периферии, встречаются на оси, траектории их движения искривляются и сечение струи по выходе из отверстия сжимается. На некотором расстоянии от отверстия траектории выпрямляются и струя приобретает практически цилиндрическую форму.

Расход металла при истечении, т. е. объем Q , вытекающего из отверстия металла в единицу времени, получается умножением скорости струи на фактическую площадь ее сечения, т. е.

$$Q = f\mu \sqrt{2gH}, \quad (2.4)$$

где f — площадь отверстия стаканчика ковша; μ — коэффициент расхода, равный произведению коэффициента скорости φ на коэффициент сжатия сечения струи α .

Для различных жидкостей, в том числе для расплавленных металлов, коэффициент расхода равен 0,60–0,65.

На больших расстояниях от круглого отверстия на струю начинают действовать возмущающие силы поверхностного натяжения и жироскопические эффекты, в результате чего она раз-

рушается на капли. При истечении из отверстия некруглой и, в особенности, неправильной формы на поверхности струи возникают отдельные потоки и она разрушается быстро. При затрудненном подходе и искажениях профиля отверстия струя может разрушаться сразу же по выходе из него, превращаясь в факел, состоящий из отдельных потоков и капель (рис. 10, б).

При истечении через стаканчик большей длины по сравнению с диаметром в начальном участке струя отрывается от его стенок и образует вихревую зону. Скругление места входа в стаканчик уменьшает вихреобразование. На некотором расстоянии от вихревой зоны струя расширяется и течет потоком, заполняющим все сечения стаканчика (рис. 10, в).

При истечении через носик роль гидростатического напора играет расстояние от нижней точки носика до поверхности зер-

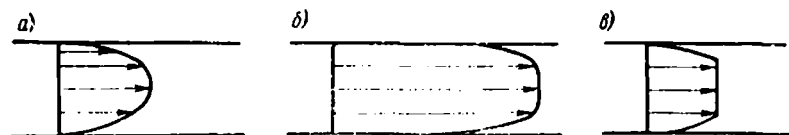


Рис. 11. Схемы распределения скоростей при различных режимах течения жидкости по каналу: а — ламинарный; б — турбулентный; в — структурный

кала жидкого металла в ковше (рис. 10, г). Расход металла из поворотного ковша зависит от углубления канала в носике, скорости поворота и площади поверхности (зеркала) металла в ковше.

Струя металла, срывающаяся с носика, описывает в воздухе параболическую траекторию, определяемую равенством

$$x = v \sqrt{\frac{2y}{g}}, \quad (2.5)$$

где x и y — соответственно координаты точки по горизонтальному и вертикальному направлению, отсчитываемые от места срыва струи; v — горизонтальная скорость струи в месте срыва.

На струю металла, движущуюся по каналу в форме, его стенки оказывают сильное тормозящее действие. По структуре потоки делятся на ламинарные и турбулентные. В ламинарном потоке струи имеют характер правильных траекторий, а распределение скоростей описывается параболой (рис. 11, а).

В потоке, текущем через цилиндрический канал радиусом R , скорость v определяется следующим образом:

$$v = \frac{P}{4\nu L} R^2 \left[1 - \left(\frac{r}{R} \right)^2 \right], \quad (2.6)$$

где P — сила, действующая на поток; L — длина потока; ν — кинематическая вязкость жидкости; r — текущая координата.

Расход жидкости в цилиндрическом канале

$$Q = \frac{\pi R^4 P}{8\nu L}, \quad (2.7)$$

а в плоском канале, имеющем толщину $2R$, расход

$$Q = \frac{2PR^3}{3\nu L}. \quad (2.8)$$

В турбулентном потоке движение жидкости происходит в форме непрерывно возникающих и разрушающихся вихрей. Распределение скоростей по сечению турбулентного потока описывается параболой шестой или седьмой степени (рис. 11, б). При этом эпюра скоростей оказывается очень «крутой». Вблизи поверхности канала скорость быстро уменьшается. В узком слое около стенки она движется по ламинарному режиму. Понятие скорости в турбулентном потоке имеет статистический характер.

Режим движения потока определяется величиной безразмерного критерия Рейнольдса

$$Re = \frac{vD}{\nu}, \quad (2.9)$$

где D — диаметр (или в общем случае размер) потока.

В каналах с гладкими стенками на достаточно длинных прямых участках верхнее критическое значение критерия Рейнольдса равно 2300. Выше этой величины будет существовать только турбулентный поток, ниже — чаще всего ламинарный. При наличии в потоке источников возмущений в виде поворотов или шероховатостей стенок канала турбулентность может возникнуть при меньших значениях критерия Рейнольдса. Если его величина меньше 1000, то, как правило, поток будет ламинарным даже при больших возмущениях.

При заполнении форм сплавами в подавляющем большинстве случаев движение происходит по турбулентному режиму.

При течении жидкости, в частности сплава, содержащего ощутимое количество кристаллов, возникает своеобразный структурный режим течения (рис. 11, в). Средняя часть потока — ядро — движется как единое целое. Окружающий его кольцевой слой может двигаться по ламинарному режиму.

При истечении металла из литника в уже частично заполненную полость формы большого объема возникает затопленная турбулентная струя в виде факела (рис. 12, а). Такая струя имеет начальный участок, в котором сохраняется скорость, соответствующая начальной при вытекании, и основной участок, в котором даже по оси скорость меньше, чем в начале. Длина начального участка независимо от природы жидкости равна примерно 4,5 диаметра канала, через который струя вытекает. Угол факела составляет примерно 28° .

Если заполняемый объем невелик (рис. 12, б), граница факела приближается к стенке и при взаимодействии с нею образует

возвратное течение. Участок, на котором струя сохраняет ясные границы, в этом случае является основным. Затем следует участок распада струи и беспорядочного движения с постепенным ее переходом в установившийся турбулентный поток, занимающий все сечения канала.

При падении струи сверху в ограниченное пространство (на жидкую подушку) в сосуде небольших размеров картина услож-

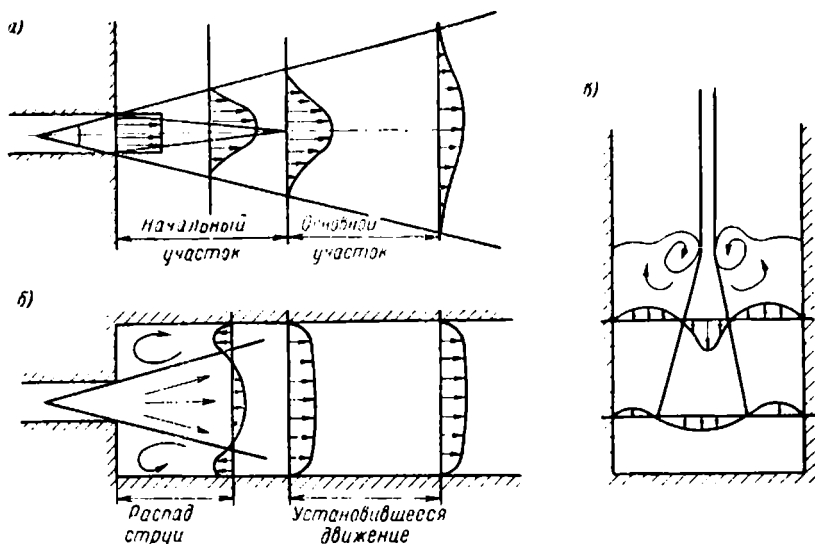


Рис. 12. Схемы затопленных турбулентных струй: а — в неограниченном пространстве; б — в ограниченном полностью затопленном пространстве; в — при падении сверху в ограниченном пространстве

няется еще больше. Вокруг места ее падения возникает вихревое кольцо, дающее начало факелу (рис. 12, в).

§ 6. Расчет истечения металла из ковша и заполнения формы

При истечении металла из ковша со ст о п о р н ы м у с т р о й с т в о м через отверстие в дне по мере его опорожнения гидростатический напор будет уменьшаться, а скорость истечения — замедляться.

Для ковша с площадью зеркала металла F и высотой H в некоторый момент времени τ , когда уровень будет равен h , можно написать, что элементарный расход металла

$$dQ = \mu f \sqrt{2gh} \, d\tau = F \, dh \quad (2.10)$$

или

$$d\tau = \frac{F \, dh}{\mu f \sqrt{2gh}} \quad (2.11)$$

Интегрируя левую часть равенства (2.11) от 0 до τ и правую от H до 0, получим

$$\tau_1 = \frac{2HF}{\mu f \sqrt{2gH}}, \quad (2.12)$$

где τ_1 — полное время опорожнения ковша.

В практике часто встречаются случаи, когда истечение из емкости происходит при непрерывной добавке металла, поддерживающей его уровень постоянным. Тогда время истечения τ_2 из полного объема емкости сечением F и высотой H можно определить следующим образом:

$$\tau_2 = \frac{HF}{\mu f \sqrt{2gH}}. \quad (2.13)$$

Следовательно, время истечения одного и того же объема металла при постоянном его уровне будет вдвое меньше, чем при переменном уровне.

При заливке из стопорного ковша расход металла задается параметрами формы и должен быть назначен таким образом, чтобы обеспечить требуемое качество отливки. Площадь сечения стаканчика, через который металл вытекает, будет равна

$$f = \beta \frac{\pi d^2}{4}, \quad (2.14)$$

где d — диаметр стаканчика; β — коэффициент торможения.

Большое торможение стопором создает неустойчивый режим истечения струи. Практически установлено, что при $\beta < 0,5$ струя, как правило, вытекает из стаканчика в виде факела. При этом металл разбрызгивается, окисляется и процессом разлива трудно управлять. Для получения ровной компактной струи желательно, чтобы коэффициент торможения составлял $\beta \geq 0,8$.

В процессе разлива происходит размывание стаканчика. Однако по мере вытекания металла и увеличения площади отверстия стаканчика уменьшается гидростатический напор. Эти процессы компенсируют друг друга. Наибольшие трудности возникают в начале заливки, когда уровень металла максимальный, площадь стаканчика еще не изменилась и приходится давать максимальное торможение, чтобы обеспечить заданный расход

$$Q = \beta \frac{\pi d^2}{4} \mu \sqrt{2gH}, \quad (2.15)$$

откуда

$$d = \sqrt{\frac{4Q}{\mu \beta \pi \sqrt{2gH}}}. \quad (2.16)$$

Если принять для условий истечения через стаканчик $\mu = 0,8$ (исходя из условия обеспечения хорошей струей), $\beta = 0,8$ и $g = 981 \text{ см/с}^2$, то получим

$$d = 0,8 \sqrt{\frac{Q}{\sqrt{H}}}, \quad (2.17)$$

где d — требующийся диаметр стаканчика в см; H — высота уровня металла в ковше в см; Q — расход металла в см³/с.

При заливке из поворотного ковша регулирование расхода производится оператором, наблюдающим за условиями заполнения формы металлом.

Заполнение полости формы можно рассматривать как истечение жидкости из одного сосуда с постоянным уровнем (литниковая система) в другой с переменным уровнем жидкости (полость формы).

Определим время заполнения формы через литниковую систему, размеры которой известны (рис. 13).

Примем следующие положения:

1) металл не содержит частиц твердой фазы и во время заполнения формы образование твердой корочки на ее стенках не происходит;

2) заполнение литниковой системы происходит мгновенно. Иначе говоря, ее объем мал по сравнению с объемом отливки и отсчет времени начинается с момента ее заполнения;

3) уровень металла в литниковой системе поддерживается постоянным;

4) движение металла устанавливается мгновенно — величина и распределение скоростей в каждом сечении системы не изменяются в течение всего процесса заполнения.

Отливка состоит из верхней и нижней частей с сечениями F_b и F_n и высотами соответственно h_b и h_n . Гидростатический напор обозначим через H , площадь сечения литника, подведенного сбоку, — f .

Заполнение нижней части полости формы будет происходить с постоянной скоростью и расходом. Время ее заполнения τ_n получится делением объема нижней части на расход (2.13), т. е.

$$\tau_n = \frac{F_n h_n}{\mu f \sqrt{2gH}}, \quad (2.18)$$

где μ — коэффициент расхода литниковой системы.

Заполнение верхней части полости формы будет происходить под затопленным уровнем с расходом

$$Q = \mu f \sqrt{2g(H-h)}, \quad (2.19)$$

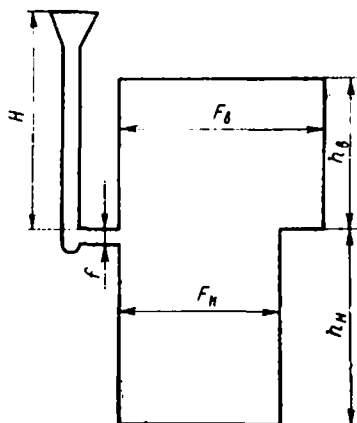


Рис. 13. Схема к расчету времени заполнения формы

где h — расстояние от уровня подвода литника до поверхности зеркала жидкого металла в форме.

Для этого случая аналогично выражению (2.10) можно написать

$$dQ = \mu f \sqrt{2g(H-h)} d\tau = F_B dh \quad (2.20)$$

или

$$d\tau = \frac{F_B dh}{\mu f \sqrt{2g(H-h)}}. \quad (2.21)$$

Интегрируя левую часть от 0 до τ_B — времени заполнения верхней части формы — и правую от 0 до h_B , получим

$$\tau_B = \frac{2F_B}{\mu f \sqrt{2g}} (\sqrt{H} - \sqrt{H-h_B}). \quad (2.22)$$

Общая продолжительность заполнения всей формы будет равна сумме

$$\tau_\Phi = \tau_H + \tau_B = \frac{F_H h_H + 2F_B [H - \sqrt{H(H-h_B)}]}{\mu f \sqrt{2gH}}. \quad (2.23)$$

Коэффициент расхода литниковой системы определяется потерями напора. Коэффициент расхода связан с суммой потерь напора следующим соотношением:

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{1 + \sum \xi_i}}. \quad (2.24)$$

В литниковых системах встречаются следующие виды местных сопротивлений и соответствующих потерь напора.

1. Повороты каналов $\xi_{пов}$. В подавляющем большинстве случаев повороты каналов литниковых систем производятся под углом 90° . Величина потерь напора для различных углов поворота имеет значения:

| | | | | |
|-----------------------|------|------|-----|-----|
| Угол поворота, ...° | 30 | 60 | 90 | 120 |
| $\xi_{пов}$ | 0,20 | 0,55 | 1,1 | 1,4 |

При повороте потока без скругления возникают две вихревых области: одна в выходящем углу, другая — сразу же за входящим углом (рис. 14). Эти области как бы сокращают сечение канала и уменьшают расход жидкости. Если выпустить струю металла на близком расстоянии от поворота в широкую полость, то расход из канала будет существенно уменьшен по сравнению с истечением при полном сечении.

2. Резкие изменения сечения каналов $\xi_{сеч}$. Потери напора при внезапном изменении сечения пропорциональны соотношению их площадей:

| | | | | | |
|--|------|------|------|------|-----|
| Соотношение площадей сечений | 0,2 | 0,4 | 0,6 | 0,8 | 1,0 |
| $\xi_{сеч}$ | 0,42 | 0,34 | 0,25 | 0,15 | 0 |

В литниковых системах изменение сечений при переходе от одного элемента к другому обычно составляет около 0,8, чему соответствует $\xi_{\text{сск}} = 0,15$.

3. Вход из широкой полости в узкий канал $\xi_{\text{к}}$. Этот вид сопротивления в литниковой системе проявляется при переходе от литниковой чаши или воронки к стояку. Если кромки перехода не имеют скругления, то $\xi_{\text{к}} = 0,5$; при плавном переходе сопротивление уменьшается. В расчетах целесообразнее ориентироваться на максимальные потери и брать значение, соответствующее входу без скругления.

4. Сопротивление в виде сетки $\xi_{\text{с}}$. Для замедления течения иногда применяют сетки, представляющие собой стержни в виде диафрагм с небольшими отверстиями. По аналогии с соответствующими устройствами, применяемыми в гидравлических системах, можно ожидать, что $\xi_{\text{с}} \approx 5$.

5. Потери на трение о стенки канала $\xi_{\text{тр}}$. Эти потери определяются по формуле

$$\xi_{\text{тр}} = \lambda \frac{L}{D}, \quad (2.25)$$

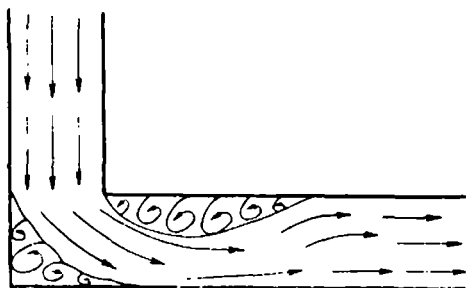


Рис. 14. Схема течения потока в канале при повороте на 90°

где L — длина канала; D — диаметр канала; λ — коэффициент потерь на трение.

Коэффициент потерь на трение зависит от режима течения, определяемого критерием Рейнольдса и шероховатостью поверхности стенок. Шероховатость оценивается отношением средней величины выступа на поверхности стенки канала Δ к его радиусу R . При заливке металла в песчаную форму выступы на поверхности стенки представляют собой зерна формовочной смеси.

Изучение движения жидкостей по трубам с нормированной шероховатостью позволило построить график, связывающий все эти величины (рис. 15). Левая часть графика соответствует ламинарному режиму; в ней действует определенная зависимость

$$\lambda = \frac{64}{\text{Re}} \quad (2.26)$$

или

$$\xi_{\text{тр}} = \frac{64\nu L}{vD^2}. \quad (2.27)$$

В этой области шероховатость стенок не оказывает влияния на течение.

Величинам критерия Рейнольдса и шероховатостям, которые наблюдаются в подавляющем большинстве случаев заполнения

форм, соответствует заштрихованная часть рисунка. В этой области коэффициент сопротивления на трение не зависит от критерия Рейнольдса, а следовательно, от вязкости и природы жидкого металла. В среднем можно считать, что коэффициент потерь на трение постоянен и равен $\lambda = 0,04$. Следовательно, потери на трение при заполнении формы сплавом можно оценить по формуле

$$\xi_{\text{тр}} = 0,04 \frac{L}{D}. \quad (2.28)$$

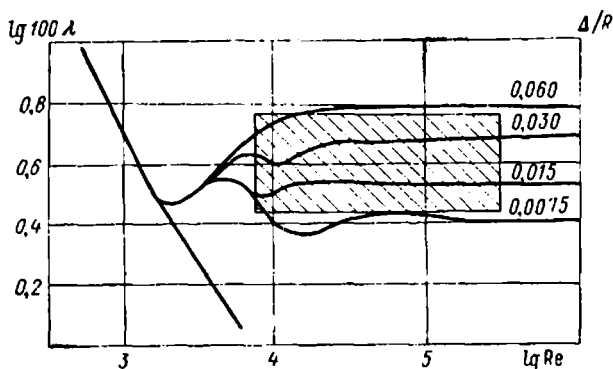


Рис. 15. Зависимость потерь на трение λ от критерия Рейнольдса Re и шероховатости стенок канала Δ/R

Для турбулентного режима заполнения можно принять следующую приближенную формулу для технологических расчетов коэффициента расхода литниковой системы:

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{1,5 + 1,1n + 0,15m + 0,04 \sum \frac{L}{D}}}, \quad (2.29)$$

где первый член суммы под корнем получается при сложении единицы с потерями на переходе из литниковой чаши в стояк $\xi_{\kappa} = 0,50$; второй — произведение коэффициента потерь при повороте на 90° на число таких поворотов n ; третий — произведение коэффициента потерь при изменении сечений $\xi_{\text{сеч}} = 0,15$ на число таких изменений m ; четвертый — произведение среднего значения коэффициента потерь на трение $\lambda = 0,04$ на сумму отношений длин к диаметрам для всех элементов литниковой системы.

Совокупность выражений (2.23) и (2.29) является решением поставленной задачи. Сопоставление расчетов по этим формулам с хронометражами времени заполнения реальных форм дает удовлетворительные результаты.

§ 7. Движение неметаллических частиц в потоке сплава и их задержание

Неметаллические частицы в отливках можно разделить на две большие группы¹:

1) загрязнения или песчаные раковины, представляющие собой частицы шлаков, флюсов, продуктов разрушения огнеупорных материалов и формы. Размеры таких частиц колеблются от 1 мм до нескольких сантиметров;

2) неметаллические включения, представляющие собой продукты взаимодействия компонентов сплавов с атмосферой, а также металлических компонентов с неметаллическими примесями. Размеры таких включений измеряются микронами (в данной главе они не рассматриваются).

Неметаллические частицы отличаются по плотности от металлических сплавов и поэтому обладают способностью к самостоятельному движению.

В табл. 4 представлены величины плотностей основ литейных сплавов, их окислов и применяемых при их выплавке шлаков и флюсов.

В сплавах на основе железа, меди и титана шлаки, флюсы и окислы всех компонентов легче, чем жидкие сплавы, и их частицы всплывают на поверхность потоков. В сплавах на основе алюминия и магния их окислы тяжелее сплавов и тонут в потоках. Исключение составляют окислы натрия, которые образуются при модифицировании алюминиевых сплавов. Флюсы в алюминиевых сплавах плавают на поверхности как более легкие; в магниевых сплавах они находятся на дне плавильных тиглей.

Таким образом, борьба с неметаллическими частицами в тяжелых и легких сплавах должна производиться существенно различными методами.

Неметаллические частицы могут возникнуть в самой литниковой системе из-за размывания ее стенок потоками металла. Это может происходить при недостаточной поверхностной прочности формы, слишком больших скоростях движения потоков или образования вихревых областей в местных сопротивлениях.

Для частиц размером более 1 мм в железных сплавах скорость всплывания настолько велика, что происходит при турбулентном режиме обтекающего ее потока. В этом случае скорость всплывания определяется по формуле

$$w = 1,15 \sqrt{\frac{g}{c} \frac{(\rho_m - \rho_{ш})}{\rho_m} d}, \quad (2.30)$$

где ρ_m и $\rho_{ш}$ — плотность металла и неметаллической (шлаковой) частицы; d — диаметр частицы; g — ускорение силы тяжести; c — коэффициент, зависящий от критерия Рейнольдса, а также

¹ Такое деление не является общепринятым, но оно удобно при рассмотрении процессов формирования и поведения неметаллических частиц в отливках.

Плотности основ сплавов и неметаллических загрязнений

| Основа литейных сплавов | Плотность, г/см ³ | | |
|-------------------------|------------------------------|--------------------------|---|
| | основы сплавов | шлака или флюса | оксида компонентов сплавов |
| Железо | 6,8 | Шлаки 2,5—3,5 | FeO 5,7 Fe ₃ O ₄ 5,1 Fe ₂ O ₃ 5,2 SiO ₂ 2,3 Cr ₂ O ₃ 5,2 |
| Медь | 8,0 | Уголь 2,2 Флюсы 2,5—4 | Cu ₂ O 6,0 CuO 6,4 Al ₂ O ₃ 4,9 SnO ₂ 6,9 |
| Титан | 4,1 | — | TiO ₂ 3,8 |
| Алюминий | 2,4 | Флюсы 1,6—2,1 | Al ₂ O ₃ 3,9 MgO 3,6 Na ₂ O 2,3 |
| Магний | 1,5 | Флюсы 1,5—2,5 | MgO 3,6 Al ₂ O ₃ 3,9 |

соотношения размеров частиц и канала, в котором происходит всплывание. По данным Б. В. Рабиновича, его в большинстве случаев можно считать равным единице.

При всплывании неметаллических частиц в вертикальном канале, например в стояке литниковой системы, их отделение возможно только в случае, когда скорость всплывания больше скорости потока. Расчеты по формуле (2.30) для случая чугунных отливок показывают, что всплыть в стояке могут частицы, размер которых превышает 10 мм, т. е. только очень крупные. Все остальные, попав в стояк, будут уноситься в следующие элементы литниковой системы. Однако в литниковой чаше, площадь сечения которой в несколько раз больше, чем сечение стояка, задержание мелких шлаковых частиц вполне возможно.

В горизонтальном турбулентном потоке наряду с усредненной горизонтальной скоростью существует еще вертикальная состав-

ляющая скорости. Это статистическая величина, определяющаяся вихревым характером движения, могущая быть направленной как вверх, так и вниз. Величина вертикальной составляющей v_v пропорциональна средней горизонтальной скорости потока v :

$$v_v = \beta v, \quad (2.31)$$

где β — коэффициент пропорциональности, равный примерно 0,2.

В горизонтальном потоке траектория движения неметаллической частицы определяется скоростью всплывания, направленной вверх, усредненной горизонтальной скоростью потока и вертикальной составляющей движения турбулентного потока.

Для того чтобы неметаллические частицы были задержаны, необходимо, чтобы за время прохождения потока по всей длине шлакоуловителя даже те из них, которые в начале находились на дне, всплыли на полную высоту канала. Поскольку мы должны рассматривать наихудшие условия, будем считать, что вертикальная составляющая турбулентного потока все время будет направлена вниз. Обозначим длину шлакоуловителя через $L_{ш}$, а высоту через h . Тогда условие, обеспечивающее всплывание, имеет вид

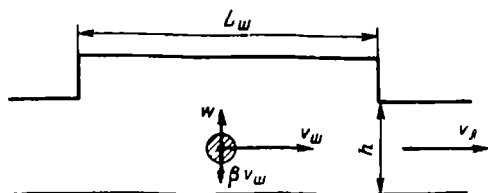


Рис. 16. Схема к расчету шлакоуловителя

$$\frac{L_{ш}}{v} \geq \frac{h}{w - \beta v}. \quad (2.32)$$

Если скорость потока настолько велика, а скорость всплывания настолько мала, что в знаменателе правой части получается нуль, это будет означать, что частицы соответствующего размера не будут задерживаться в шлакоуловителе. Они будут находиться в состоянии «витания».

Определим размеры шлакоуловителя, обеспечивающего задержание шлаковых частиц минимального размера d_{\min} , которые можно было бы рассматривать как дефекты (рис. 16).

Металл из шлакоуловителя, имеющего сечение $F_{ш}$, текущий со скоростью $v_{ш}$, переходит в литник сечением $F_{л}$, в котором будет течь со скоростью $v_{л}$. Исходя из условий неразрывности потока, можно написать:

$$\frac{F_{ш}}{F_{л}} = \frac{v_{л}}{v_{ш}}. \quad (2.33)$$

Как будет показано ниже, скорость течения металла через литник можно определить выражением

$$v_{л} = \frac{G}{\rho F_{л} \tau} = \frac{G^{1/6}}{\rho m n}, \quad (2.34)$$

где G — масса отливки; ρ — плотность металла; τ — время заполнения формы, определяемое из технологических соображений; m и n — некоторые коэффициенты (обсуждаемые ниже).

Скорость течения в шлакоуловителе должна быть такой, чтобы поток металла не мог увлечь за собой частицы, уже всплывшие в его верхнюю часть. Это становится возможным, если скорость потока не превосходит некоторую предельную величину. В гидротехнических исследованиях установлено, что если скорость потока воды, текущей по ложу из мелкого песка, не превосходит 35 см/с, оно не будет размываться. Исследования Б. В. Рабиновича показали, что для шлаковых частиц диаметром $d_{\min} = 1$ мм в потоке из жидкого чугуна критическая скорость, не могущая их извлечь из пристенного слоя, составляет 40 см/с. Обозначим эту критическую скорость $v_{ш.кр}$. Тогда соотношение размеров сечений шлакоуловителя и литника, соответствующее условиям задержания шлаковых частиц, определится равенством

$$\frac{F_{ш}}{F_{л}} = \frac{G^{1/6}}{\rho m n v_{ш.кр}} \quad (2.35)$$

Примем: $v_{ш.кр} = 40$ см/с; для жидкого чугуна $\rho = 0,0068$ кг/см³, $n = 1,35$ и $m = 2,00$. Тогда

$$\frac{F_{ш}}{F_{л}} = \frac{G^{1/6}}{0,0068 \cdot 1,35 \cdot 2,00 \cdot 40} = 1,0G^{1/6}, \quad (2.36)$$

где G — масса отливки, кг.

При увеличении массы отливки соотношение площадей сечения шлакоуловителя и литника должно возрастать, хотя и очень медленно. В частности получим:

| | | | | |
|-----------------------|-----------|---|-----|-----|
| G , кг | | 1 | 10 | 100 |
| $\frac{F_{ш}}{F_{л}}$ | | 1 | 1,4 | 2,1 |

Полагая, что в выражении (2.32) правая и левая части равны друг другу, и решая его относительно длины получим

$$\frac{L_{ш}}{h} = \frac{v_{ш.кр}}{1,15 \sqrt{g \frac{\rho_{м} - \rho_{ш}}{\rho_{м}} d_{\min} - \beta v_{ш.кр}}} \quad (2.37)$$

Примем: $d_{\min} = 0,1$ см; $\rho_{м} = 6,8$ г/см³; $\rho_{ш} = 2,6$ г/см³; $\beta = 0,2$; $v_{ш.кр} = 40$ см/с. Тогда

$$\frac{L_{ш}}{h} = \frac{40}{1,15 \sqrt{981 \cdot \frac{6,8 - 4,6}{6,8} \cdot 0,1 - 0,2 \cdot 40}} = 20. \quad (2.38)$$

Таким образом, длина шлакоуловителя, на которой частицы диаметром более 1 мм смогут задерживаться, должна быть не меньше 20 высот.

Выражения (2.36) и (2.38) позволяют ориентировочно определять размеры шлакоуловителей. Практически применяемые размеры этого элемента имеют тот же порядок величин.

Условием задержания частиц наряду с выбором необходимых размеров шлакоуловителя является полное заполнение каналов литниковой системы. Литниковые системы, соответствующие этому требованию, называются *запертыми* (рис. 17, б, в). Если в каналах литниковой системы образуется свободная поверхность, шлаковые частицы будут транспортироваться по ней в полость формы. Литниковая система, в которой образуется свободная поверхность, называется *незапертой* (рис. 17, а).

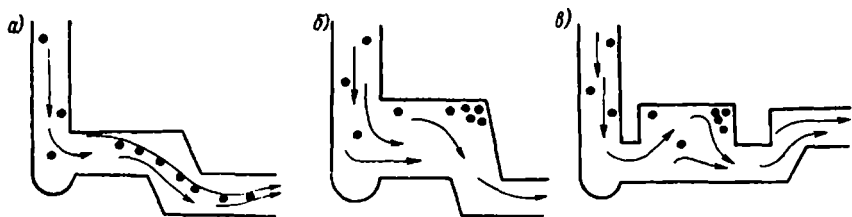


Рис. 17. Схемы незапертой, запертой обычной и запертой с нижним подводом литниковых систем

Считается, что для получения запертой литниковой системы необходимо, чтобы каждый последующий элемент имел сечение меньше предыдущего. Более надежно это условие может быть выполнено путем установки на пути жидкого металла порога, обеспечивающего заполнение распределительного канала снизу (рис. 17, в).

При литье из легких цветных сплавов, в которых всплывание неметаллических частиц не происходит, основным требованием к литниковой системе является спокойный ввод металла в полость формы. Многие из компонентов этих сплавов легко окисляются; их интенсивное перемешивание и образование пены усиливает окисление.

Для обеспечения спокойного заполнения рекомендуются применение незапертых литниковых систем и расширение сечений ее элементов от стояка к отливке.

При литье из стали заливка форм производится, как правило, из стопорного ковша. В этом случае шлаковые частицы легко отделяются от металла и не попадают в литниковую систему.

В табл. 5 представлены соотношения площадей сечения элементов литниковых систем, рекомендуемые для различных видов литья.

Кроме того, для отделения шлаковых частиц в литниковые системы встраивают специальные устройства. Основным принципом их работы является по возможности резкое снижение

Таблица 5

Соотношение площадей сечения элементов
литниковых систем

| Сплав | Лит- ник | Шлако- уловитель | Стойак |
|---|-------------|---------------------|--------|
| Серый чугун | 1 | 1,1 | 1,2 |
| Сталь | 1 | 1—1,2 | 1 |
| Цветные спла- вы, не склонные к окислению | 1 | 0,8—1,5 | 1 |
| Цветные спла- вы, склонные к окис- лению | 1 | 2—4 | 1 |

Таблица 6

Расход чугуна
из литниковых воронок
и чаш, кг/с

| Диаме- тр стоя- ка, мм | Воронка | Чаша | |
|------------------------------|---------|-------|---------|
| | | малая | большая |
| 15 | 1,0 | — | — |
| 20 | 1,8 | — | — |
| 25 | 2,8 | 3,0 | — |
| 30 | 4,5 | 4,8 | — |
| 35 | — | 7,1 | — |
| 40 | — | 9,0 | 10 |
| 50 | — | — | 17 |
| 60 | — | — | 28 |
| 70 | — | — | 40 |
| 80 | — | — | 60 |

скорости потока металла на ограниченном участке, дающее возможность неметаллическим частицам всплыть и задержаться. Схемы специальных шлакоуловителей приведены на рис. 18.

Перегородки и пороги в литниковых чашах служат для предварительного отделения шлаковых частиц, попадающих с метал-

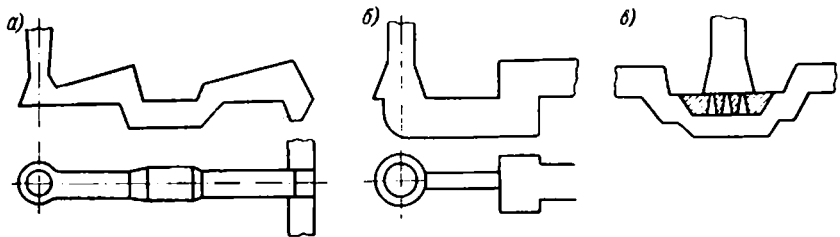


Рис. 18. Схемы специальных шлакоуловителей: а — тормозящие элементы; б — дроссель; в — фильтрующая сетка

лом из печи. Б. В. Рабинович указывает следующие величины расходов чугуна из литниковых воронок и чаш при различных диаметрах стояков (табл. 6).

Для отделения шлака над отверстием стояка должно быть создано спокойное зеркало металла. В больших литниковых чашах для этого устанавливают перегородку, в малых ограничиваются порогом.

Тормозящие «поворотные» литниковые системы (рис. 18, а) разработаны В. И. Фундатором. Они представляют собой серию поворотов под углом 90° в распределительном канале с переходом элементов, следующих один за другим из верхней полуформы

в нижнюю и наоборот. Такие повороты являются средством резкого замедления скорости металлического потока.

Дроссельная литниковая система (рис. 18, б), разработанная Б. В. Рабиновичем, позволяет осуществить торможение потока на небольшом участке, представляющем собой узкую вертикальную щель, следующую за местным расширением канала. Для площадей элементов дроссельной литниковой системы (стояк—дроссель—шлакоуловитель—литник) рекомендуются следующие соотношения: $F_{ст} : F_{др} : F_{шл} : F_{лит} = 1,8 : 1 : 1,6 : 1,04$. Дроссельные системы получили широкое применение ввиду их компактности, малого расхода металла и эффективности действия.

Сетки, имеющие форму диафрагм с 3—10 отверстиями, диаметром 5—12 мм, устанавливаются на пути потока металла. Такие сетки (рис. 18, в) не должны рассматриваться как обычные фильтры, так как размеры их отверстий много больше, чем обычные шлаковые частицы.

В отливках из легких сплавов отделение неметаллических частиц производят до заливки в формы. Одним из наиболее надежных средств их отделения является фильтрация сплава при пропускании через слой измельченных материалов с размером частиц порядка 1 мм. В качестве материалов фильтра применяют магнезит и соли галогенов.

Фильтрация происходит не столько за счет удержания крупных частиц при прохождении расплава через каналы малых размеров, сколько за счет прилипания частиц окислов к материалу фильтра.

§ 8. Охлаждение металла при разливке

Важнейшим фактором, определяющим охлаждение металла при разливке, является температура в печи перед выпуском. При выпуске металла из печи в ковш его теплота теряется за счет охлаждения поверхности потока в желобе и в струе. Основное количество теплоты отводится с поверхности потока излучения, интенсивность которого по закону Стефана—Больцмана пропорциональна разности температур тела и окружающей среды в четвертых степенях. Естественно, что потери теплоты тем меньше, чем быстрее происходит выпуск.

При выпуске стали из мартеновских или электрических печей емкостью 15—35 т среднее снижение температуры металла при выпуске в ковш составляет 30—60° С, для чугуна — 10—30° С.

Потери теплоты при выпуске из печи цветных сплавов сравнительно невелики.

Охлаждение сплава в ковше происходит за счет нагревания его стенок и излучения с поверхности жидкого сплава. Интенсивность охлаждения прежде всего зависит от массы металла. Для примера ниже показаны средние скорости охлаждения стали

и чугуна в ковшах различной емкости за первые 15 мин после выпуска:

| Емкость ковша, т | 0,05 | 0,15 | 0,3 | 1—2 | 3—4 | 20 | 100 |
|---------------------------------------|-------|-------|-------|-------|------|---------|---------|
| Скорость охлаждения сплава, град/мин: | | | | | | | |
| сталь . . . | — | 30—60 | 20—40 | 10—25 | 3—12 | 1,5—3,5 | 0,9—1,2 |
| чугун . . . | 15—40 | 12—30 | 10—20 | 4—10 | 2—8 | — | — |

Чем выше температура предварительного нагрева ковша, тем медленнее охлаждается металл. Ниже показана интенсивность охлаждения стали в ковше емкостью 4,5 т за первые 15 мин после выпуска в зависимости от условий его разогрева:

| Время разогрева ковша коксом, ч | Без подогрева (сушка дровами) | 5 | 12 |
|---|-------------------------------|------|-------|
| Скорость охлаждения стали, град/мин | 15—35 | 9—12 | 3,5—4 |

Кроме того, существенное влияние на замедление охлаждения может оказать слой шлака, выпускаемого из печи на поверхность металла. Ниже приведены данные о влиянии толщины шлакового покрова на интенсивность охлаждения стали в ковше емкостью 6 т в течение 20 мин после выпуска:

| | | | |
|--|-----|-----|-----|
| Толщина слоя шлака в ковше, мм | 100 | 200 | 300 |
| Скорость охлаждения, град/мин | 3 | 1,5 | 0,5 |

Для оценки падения температуры стали в ковше В. Г. Грузин предложил следующую полуэмпирическую формулу:

$$\Delta T = 0,054 (0,55T_{\text{вып}} - 0,75T_{\text{пов}}) \frac{\sqrt{\tau}}{\sqrt[3]{G}}, \quad (2.39)$$

где ΔT — падение температуры металла за время τ мин; $T_{\text{вып}}$ и $T_{\text{пов}}$ — температуры металла соответственно при выпуске и внутренней поверхности ковша перед выпуском; G — масса металла в ковше, т.

Прямые измерения показали, что распределения температур в крупных и мелких ковшах сразу после выпуска отличаются равномерностью. Это выравнивание происходит за счет конвекции, вызванной струей при заполнении. Однако через некоторое время конвекция резко замедляется и в металле возникают вертикальные перепады температур, достигающие при достаточно больших массах стали 10—50° С.

При заливке металла из поворотного ковша температура его понижается монотонно. При разливке из стопорного ковша стали, выпущенной при высокой температуре, после некоторого начального падения температура металла начинает увеличиваться, переходит через максимум и дальше падает уже непрерывно до конца разливки. Это объясняется тем, что первыми вытекают порции металла, интенсивно охладившиеся при соприкосновении

с дном. По мере опорожнения ковша начинает вытекать более горячий металл, находившийся в средней части. После того как ковш наполовину освободится, начинается окончательное и все ускоряющееся падение температуры вытекающего металла. При разливке стали, выпущенной при низкой температуре, существенной разницы между температурами в средней и нижней частях в ковше не возникает и температура снижается непрерывно.

Охлаждение сплава при поступлении в форму определяется его перегревом над температурой начала кристаллизации и теплофизическими свойствами формы. Соприкасаясь с холодными стенками, сплав быстро охлаждается и начинает образовывать твердую корочку.

Вполне возможна заливка металла без перегрева при температуре кристаллизации (рис. 19, а). Увеличение толщины корочки в этом случае довольно точно описывается законом квадратного корня (1.11). Каждая следующая порция металла, протекая по поверхности ранее образовавшейся корочки, достигает обнаженной поверхности формы и начинает затвердевать как бы сначала.

Если металл имеет небольшой перегрев, то из жидкой части к поверхности потока будет поступать некоторый тепловой поток и затвердевание вблизи подвода литника будет систематически тормозиться. Такие

условия начальной стадии затвердевания сохраняются до тех пор, пока форма не будет заполнена. Когда поступление новых порций перегретого металла прекратится, приток теплоты из жидкости быстро затухнет и затвердевание будет продолжаться в соответствии с законом квадратного корня (рис. 19, б).

По мере удаления от места подвода литника перегрев металла будет снижаться, а торможение затвердевания под его воздействием уменьшаться. Начиная с сечения канала, в котором перегрев окажется снятым, процесс будет происходить так же, как в предыдущем случае заливки без перегрева.

Если металл заливается со значительным перегревом, то все равно в первые моменты соприкосновения с холодной стенкой на ее поверхности возникает твердая корка. Однако по мере нагрева стенки формы ее способность отводить теплоту снизится и корочка будет расплавлена свежими порциями горячего металла.

На некотором расстоянии от места подвода литника, где перегрев понизится, затвердевание будет происходить по схеме второго случая, а еще дальше по схеме первого случая. На начальном,

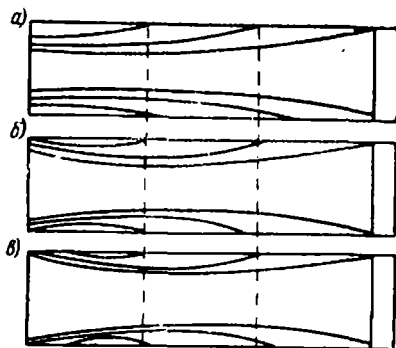


Рис. 19. Схема затвердевания металла в процессе заполнения канала в форме

обнаженном от твердой корочки, участке канала затвердевание начнется только после заполнения формы (рис. 19, в).

В той зоне, где границы факела при истечении металла из узкого литника приближаются к стенкам формы, теплопередача от металла резко усиливается, кроме того, возможно механическое размывание потоком стенок формы или ранее образовавшейся корки. В результате на этом участке происходит местный разогрев — затвердевание тормозится или даже прекращается. С момента окончательного заполнения формы затвердевание от всех поверхностей будет происходить более или менее одинаково за исключением той части отливки, где начальная стадия затвердевания была заторможена. В конце затвердевания в районе подвода литника может образоваться изолированный бассейн жидкого металла. В этом бассейне образуются усадочные дефекты. Чем выше перегрев металла и чем дольше он тек через данный литник, тем сильнее местный разогрев и интенсивнее разовьются связанные с ним дефекты.

§ 9. Жидкотекучесть сплавов

Литейное свойство сплава, характеризующее его способность заполнять форму, называют жидкотекучестью. Если сплав обладает низкой жидкотекучестью, то при заполнении им формы для тонкостенных крупногабаритных отливок движение может прекратиться раньше, чем она будет заполнена. Полученный дефект называется недоливом и не может быть исправлен. Если при заполнении формы металлом с низкой жидкотекучестью образуются встречные потоки, поступающие из различных литников или частей формы, они могут не слиться. В этом случае в отливке нарушается сплошность возникает «неслитина». При небольшом размере этот дефект может быть вырублен до чистого металла и заварен. Определение жидкотекучести производится на технологических пробах, представляющих собой модель плохо заполняющейся отливки. Такие пробы обычно имеют длинный измерительный канал малого сечения. Жидкотекучесть измеряется длиной заполненной части канала.

Наибольшее распространение получили рассмотренные ниже пробы (рис. 20).

1. Пробы с горизонтальными прямолинейными измерительными каналами (рис. 20, а). Проба такого вида с каналом в форме пластинки для определения «жидкотекучести и подвижности расплавленного металла» упоминается еще в книге Д. К. Чернова «Курс чугунолитейного дела», изданной в 1901 г.

Современные пробы этого типа имеют обычно цилиндрический канал диаметром 5 мм, выполняемый в песчано-глинистой форме. Металл поступает в канал из буферного резервуара, заполняемого из литниковой воронки. Такую пробу легко изготовить, но она весьма чувствительна к наклонам и должна устанавливаться

точно по уровню. Заполнение воронки и вхождение металла в канал сильно зависят от условий заливки. Воспроизводимость определения жидкотекучести на такой пробе низкая. Отклонения от средних значений при повторных испытаниях лежат в пределах от 2 до 15%.

2. Проба с вертикальным прямолинейным измерительным каналом или U-проба (рис. 20, б). Проба предложена Ю. А. Нехендзи и А. М. Самариним в 1946 г., а усовершенствована и превращена

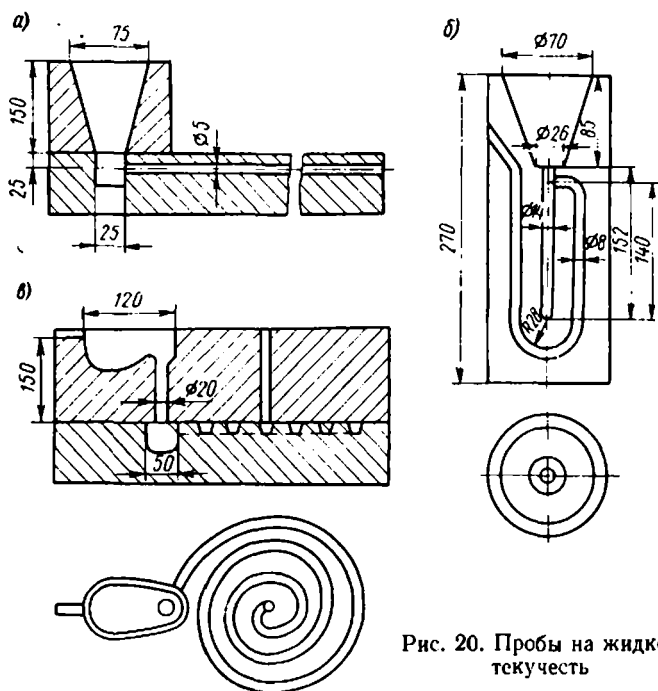


Рис. 20. Пробы на жидкотекучесть

в комплексную пробу для определения литейных свойств И. В. Купцовым в 1966 г. Состоит она из литниковой воронки, от дна которой отходит U-образный канал. Проба оформляется в металлической форме с вертикальным разъемом. Одновременно с изменением жидкотекучести на ней можно определить линейную усадку, склонность к трещинам и развитие усадочных пустот в сплаве. Кроме того, после разрезки пробы на ее кусках можно выявлять структуру, определять содержание газов и неметаллических включений. Проба весьма компактна и удобна в применении. Это определило ее широкое применение. Однако при определении жидкотекучести она имеет невысокую воспроизводимость, связанную с трудностью соблюдения стабильных условий заливки и переменным гидростатическим напором при заполнении наиболее ответственной восходящей части канала. В первоначальном

варианте отклонение от среднего значения жидкотекучести по этой пробе составляет от 1 до 18%. В усовершенствованном варианте воспроизводимость улучшилась, но все еще остается низкой.

3. Проба со спиральным измерительным каналом (рис. 20, в). Канал пробы выполнен в виде спирали, расположенной в горизонтальной плоскости. Первые пробы такого вида появились в начале 20-х годов. Проба отливается в форму из того же материала, который применяется при изготовлении отливки. В наиболее распространенном варианте канал имеет сечение в виде трапеции высотой 8 мм, шириной 8 мм вверху и 7 мм внизу. Канал

заполняется через литниковую чашу с порогом при переходе к стояку и сливным каналом в верхней части, позволяющим точно зафиксировать гидростатический напор. Внутренний конец спирали снабжен выпором для выхода воздуха и газов. В основании стояка имеется буферный резервуар.

Такая конструкция не требует особенно тщательной установки по уровню. Сочетание большого буферного резервуара литниковой чаши и сливного порога обеспечивает стабильное заполнение канала пробы. Отклонение от среднего значения для нее составляет 2—8%. При установке

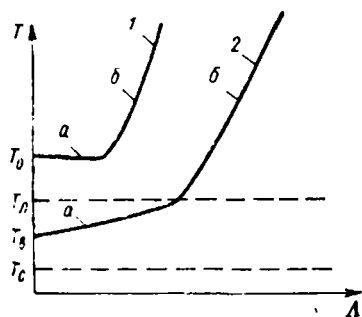


Рис. 21. Зависимость жидкотекучести Λ от температуры чистого металла (1) и сплава, кристаллизующегося в интервале температур $T_{л}-T_{с}$ (2)

мерной чаши со стопором при этом виде пробы устойчивость показателей может быть доведена до $\pm 3,5\%$.

На рис. 21 показана зависимость жидкотекучести Λ от температуры заливки металла или сплава при данной конструкции пробы. Кривая, выражающая эту зависимость, имеет два участка. Первый, начальный, *а* лежит между температурой ликвидус $T_{л}$ сплава и температурой выливаемости $T_{в}$, находящейся между температурой ликвидус и солидус $T_{с}$, называемой также температурой нулевой жидкотекучести. Ниже этой температуры заполнение канала не происходит. На участке от температуры нулевой жидкотекучести до ликвидуса заполнение происходит, но на небольшую длину. В случае заливки чистого металла начальный участок *а* принимает горизонтальное положение (кривая 1), в случае заливки сплава участок *а* имеет наклон (кривая 2).

Второй участок *б* имеет криволинейный характер с крутым подъемом при начальном увеличении температуры заливки.

Для сравнения жидкотекучести сплавов различного состава с различными температурами ликвидус и солидус по Ю. А. Нехендзи применяются следующие способы.

Практическая жидкотекучесть 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 жидкотекучесть определяется при одинаковом перегреве над ликвидусом сплавов данной системы. Этот способ оценки должен лучше выражать физико-химическую сущность явления. Кроме того, применяется понятие об 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.

Прямой связи вязкости с жидкотекучестью металлических систем не удалось установить. Однако для шлаковых систем

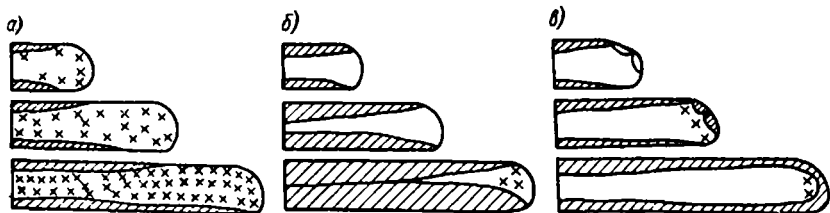


Рис. 22. Схема остановки потока при истощении жидкотекучести: а — остановка в результате объемной кристаллизации и повышения вязкости металла; б — остановка в результате затвердевания потока в начальном сечении канала; в — остановка в результате образования пробки на конце потока

отчетливо выявляется уменьшение жидкотекучести при увеличении их вязкости. Определенной связи между поверхностным натяжением, а также смачиваемостью и жидкотекучестью сплавов не установлено.

Обнаружено, что жидкотекучесть возрастает параллельно увеличению теплоты кристаллизации металла и резко снижается при окислении сплавов.

При добавке в сплавы элементов с большим сродством с кислородом, способствующих образованию поверхностных пленок окислов, жидкотекучесть снижается.

Возможны три механизма остановки расплава (рис. 22). Во-первых, это может произойти за счет резкого снижения вязкости расплава, связанной с общим понижением температуры и выпадением взвешенных кристаллов (рис. 22, а). Для металлических систем этот механизм мало вероятен. Прямые опыты на различных сплавах показывают, что остановка конца металлического потока происходит внезапно, а не постепенно, как этого можно было бы ожидать при увеличении вязкости.

Во-вторых, остановка может произойти в результате полного затвердевания потока в начальном сечении, где охлаждение начинается раньше всего (рис. 22, б). Для проверки такой возможности

были проведены следующие опыты. К буферному резервуару простейшей литниковой системы присоединилось два канала: длиной 4000 и 200 мм. Поток в длинном канале останавливался в результате истощения жидкотекучести, как это происходит в обычной пробе. Металл же из короткого канала сливался в емкость до тех пор, пока его течение не прекращалось. Можно утверждать, что течение металла через короткий канал прекращалось только тогда, когда все его начальное сечение затвердело, а остановка потока в длинном канале происходила раньше — в момент, когда в начальном сечении имелось еще большое количество жидкости. Взвешивание металла, протекшего через длинный и короткий каналы, показало, что отношение их масс составляло 1 : 4.

Следовательно, твердая корка, образующаяся на стенках формы, может влиять на жидкотекучесть, но остановку потока определяет не ее образование. Кроме того, расчеты при помощи закона квадратного корня (1.11) для обычных условий показывают, что за время полного затвердевания начального сечения канала количество протекающего через него металла должно быть существенно больше, чем наблюдается в действительности. Остановка движения за счет промерзания начального сечения возможна только при очень малых сечениях канала или низких скоростях движения.

В-третьих, остановка может произойти из-за образования на конце потока достаточно прочной «пробки» (рис. 22, в). Пробка образуется за счет накопления кристаллов твердого металла и гленки окислов. В обычных условиях литья из металлических сплавов реализуется именно этот механизм остановки.

С этой точки зрения формы кривых на рис. 21 можно объяснить следующим образом. Если заливка производится при температурах не выше точки ликвидус (участок а), время течения и путь, проходимый металлом, определяются количеством накопленных твердых кристаллов и окисных пленок, способных остановить движение. Если заливка производится при более высоких температурах, металл некоторое время течет в условиях, когда температура на конце потока выше точки ликвидус (участок б). После начала образования твердых кристаллов требуется время для их накопления и упрочнения, определяемое участком а.

Жидкотекучесть Λ можно представить как произведение скорости вытекания сплава из литниковой системы в измерительный канал v (постоянной для данной пробы) на время τ , в течение которого сплав сохраняет способность к движению,

$$\Lambda = v\tau. \quad (2.40)$$

Скорость истечения для данной пробы равна

$$v = \sqrt{\frac{2gH}{1 + \sum \xi_i}}, \quad (2.41)$$

где H — гидростатический напор, действующий во время заполнения канала.

Для ориентировочных расчетов времени течения может быть использована следующая полуэмпирическая формула:

$$\tau = AR^2 \sqrt{t + B \frac{H}{R}}, \quad (2.42)$$

где R — радиус канала; t — перегрев над точкой ликвидус; H — гидростатический напор; A и B — постоянные для данного сплава и материала формы.

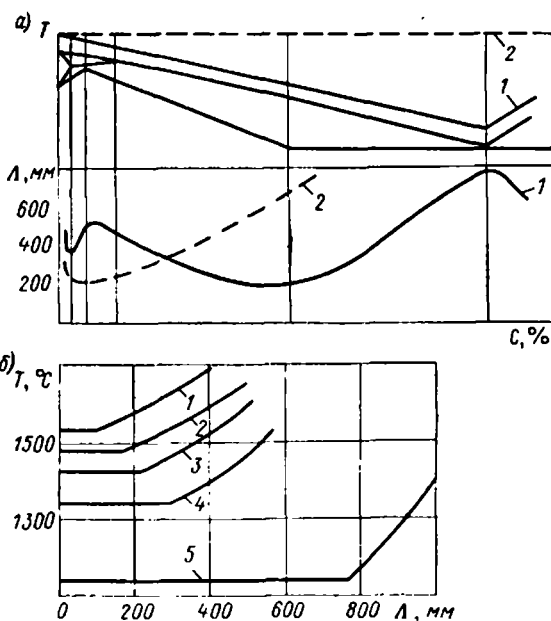


Рис. 23. Жидкотекучесть сплавов: а — связь жидкотекучести железо-углеродистых сплавов с диаграммой состояния; б — влияние перегрева на жидкотекучесть железо-углеродистых сплавов (1 — 0,10% С; 2 — 0,35% С; 3 — 1,70% С; 4 — 2,75% С; 5 — 4,3% С)

Для спиральной пробы, заливаемой из среднеуглеродистой стали в песчаную форму, ориентировочно $A = 0,25$; $B = 0,10$.

Окончательно из уравнений (2.40) и (2.42) получаем:

$$L = AR^2 \sqrt{\frac{2gH \left(t + B \frac{H}{R} \right)}{1 + \sum \xi_i}} \quad (2.43)$$

или

$$L = A_0 \sqrt{t + B_0}, \quad (2.44)$$

где A_0 и B_0 — постоянные для данной пробы и системы сплавов величины.

Первый член суммы, стоящей под знаком корня в выражении (2.44), соответствует участку b , а второй — участку a кривой жидкотекучести — температура заливки (см. рис. 21).

Различие между жидкотекучестью сплавов определяется в наибольшей степени величиной участка a , т. е. временем, в течение которого формируется достаточно прочная пробка на конце потока. Участки b для различных сплавов примерно одинаковы, так как время охлаждения в жидком состоянии определяется турбулентным переносом в потоке, который практически не зависит от вида металла.

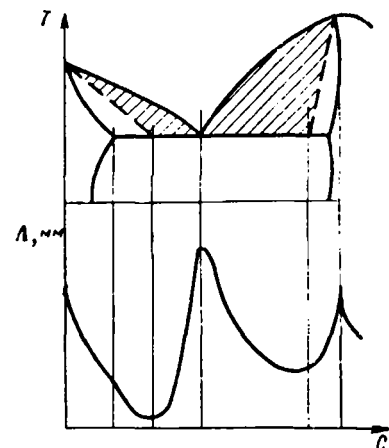


Рис. 24. Зависимость жидкотекучести A систем сплавов от вида диаграммы состояния

На рис. 23, a представлены величины условной 1 (постоянный перегрев над ликвидусом 80°C) и практической 2 (постоянная температура заливки 1580°C) жидкотекучести сплавов системы железо — углерод. Перегибы на этих кривых соответствуют критическим концентрациям на диаграмме состояния, хотя это соответствие приближенное. На рис. 23, b представлены кривые жидкотекучести ряда сплавов этой же системы в зависимости от температуры перегрева. Из рисунка видно, что основное отличие жидкотекучести различных сплавов оп-

ределяется участком a кривых, показанных на рис. 21.

Обобщая результаты многочисленных исследований двойных сплавов различных систем, можно построить схему зависимости условной жидкотекучести от вида диаграммы состояния (рис. 24). Из рисунка видно, что наибольшей жидкотекучестью обладают эвтектические сплавы, чистые металлы и интерметаллиды, кристаллизующиеся при постоянных температурах. По мере увеличения интервала кристаллизации жидкотекучесть уменьшается. Однако минимальная жидкотекучесть наблюдается не при концентрации предельной растворимости добавки в основе сплава, где интервал кристаллизации достигает максимального значения; он соответствует точке пересечения линии нулевой жидкотекучести с линией эвтектической платформы. Разница между жидкотекучестью в этих двух точках обычно невелика. Фактически на жидкотекучесть решающее влияние оказывает область, заключенная между линиями ликвидуса и нулевой жидкотекучести (на рисунке заштрихована). Максимальный интервал температур в пределах этой области соответствует наивыгоднейшим

условиям накопления твердых кристаллов в потоке сплава, которые за кратчайшее время образуют достаточно прочную пробку. Наоборот, в сплавах, в которых кристаллы образуются только при определенной температуре или в узком интервале, накопление твердых частиц будет происходить медленно.

§ 10. Заполняемость форм

Комплекс технологических факторов, характеризующих условия заполнения формы, называют за пол н я е м о с т ь ю. Жидкотекучесть можно рассматривать как составляющую этого комплекса, определяющую качество сплава как литейного материала. Кроме того, жидкотекучесть можно рассматривать как характеристику заполняемости данным сплавом формы технологической пробы. Преобразуем формулу (2.43) следующим образом:

$$\frac{\Lambda}{R^2} \leq A \sqrt{t + B \frac{H}{R}} \sqrt{\frac{2gH}{1 + \sum \xi_i}}. \quad (2.45)$$

Жидкотекучесть Λ в этой формуле можно трактовать как максимальную длину стенки отливки толщиной $2R$, которая заполняется при условиях, выражаемых в правой части неравенства как произведение члена, зависящего от условий охлаждения (первый), на член, зависящий от условий течения (второй).

Из выражения (2.45) видно, что трудности заполнения будут возрастать обратно пропорционально квадрату толщины стенки отливки. Чем тоньше стенка, тем выше должен быть перегрев для обеспечения заполняемости. В табл. 7 приведены практические данные о рекомендуемых температурах заливки для чугуна и стали при различных толщинах стенок отливок.

Таблица 7

Рекомендуемые температуры заливки чугуна и стали, °С

| Толщина стенок мм | Серый чугун | Ковкий чугун | Среднеуглеродистая сталь |
|----------------------|-------------|--------------|-----------------------------|
| До 5 | 1350—1450 | 1380—1480 | — |
| 5—10 | 1340—1430 | 1360—1450 | 1540—1580 |
| 10—20 | 1320—1400 | 1350—1430 | 1540—1550 |
| 20—50 | 1300—1380 | — | 1540—1530 |
| 50—100 | 1230—1340 | — | 1520—1530 |
| 100—200 | 1200—1300 | — | 1510—1530 |
| Более 200 | 1180—1280 | — | 1500—1530 |

Для цветных сплавов рекомендуются следующие температуры заливки в °С: латуни — 1050—1100; бронзы — 1100—1200; алюминиевые сплавы — 670—750; магниевые сплавы — 710—770.

Чем выше теплопроводность материала формы, тем быстрее охлаждается металл и тем хуже заполняемость. Если принять для сравнения заполняемость сухой песчано-глинистой формы за единицу, то заполняемость форм (в %) из других материалов будет определяться следующим образом:

| | | |
|--|---------|--|
| Песчано-глинистая смесь: | | |
| сухая | 100 | |
| сырая | 94 | |
| Опилочная смесь | 118—122 | |
| Металлическая форма (чугунная) | 60—75 | |

Если форма нагрета, заполняемость будет увеличиваться. Опыт показывает, что заполняемость вертикальных стенок лучше, чем горизонтальных (рис. 25, а). Подвод металла сверху

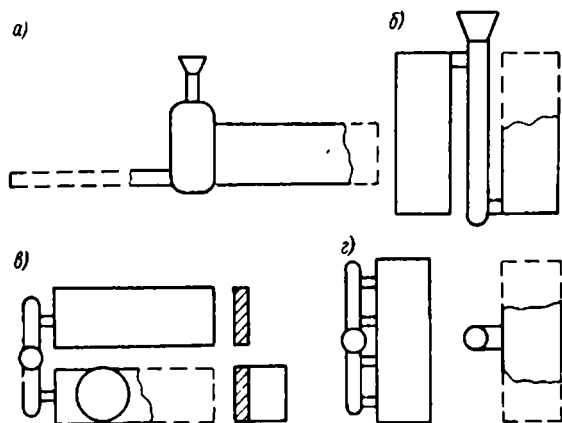


Рис. 25. Схемы заполняемости элементов отливок

обеспечивает лучшую заполняемость, чем подвод снизу (рис. 25, б). Утолщения стенок, расположенных вдоль направления потока, улучшают заполняемость, расположенных поперек потока — ухудшают ее (рис. 25, в). Для облегчения заполняемости применяется рассредоточенный подвод несколькими литниками (рис. 25, г). Металл, протекая по распределительному каналу большего сечения, мало охлаждается и проходит меньший путь в тонком сечении.

Общее требование к литниковой системе для тонкостенной отливки — обеспечение минимальных потерь температуры и напора. Практически это обозначает: минимальное число поворотов и изменений сечений каналов; минимальную длину и максимальное (разумное) сечение элементов литниковой системы.

Заполнение особо тонких элементов отливок, толщиной менее 5 мм, связано со специфическими условиями, требующими преодоления поверхностного натяжения сплава, например при литье по выплавляемым моделям.

Необходимый для преодоления поверхностного натяжения σ и заполнения стенки толщиной $2R$ гидростатический напор

$$H = \frac{2\sigma \cos \theta}{R\rho g}, \quad (2.46)$$

где θ — угол смачивания металлом материала формы; ρ — плотность жидкого металла.

Пока напор не достигнет требуемого значения, металл заполнять стенку не может.

Наблюдения и киносъемка заполнения расплавом тонких стенок, моделируемое на стеарине, заполняющем формы из прозрачного пластика, позволяют представить следующую картину (рис. 26).

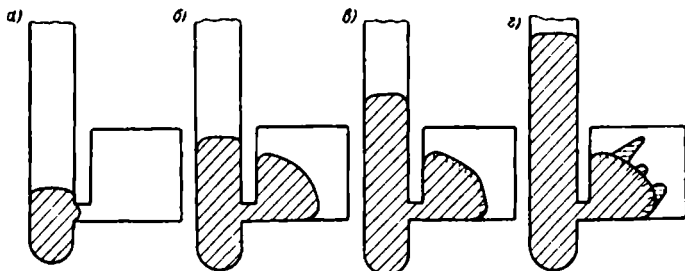


Рис. 26. Заполнение особо тонкой стенки

При низком гидростатическом напоре в стояке расплав подходит к литнику и образует выпуклый мениск, но не может сразу преодолеть поверхностного натяжения (рис. 26, а). При повышении напора поверхностное натяжение преодолевается и расплав стремительно вливается в полость формы (рис. 26, б). При выравнивании уровней расплава в стояке и форме движение замедляется; на переднем крае потока начинает образовываться твердая корочка, сдерживающая дальнейшее движение (рис. 26, в). При увеличении напора корочка на переднем крае может прорваться и жидкий расплав на отдельных участках вытечет в виде язычков. Однако в результате быстрого охлаждения и насыщенности расплава твердыми кристалликами это движение быстро прекращается (рис. 26, г). Режим заполнения формы для особо тонкостенной отливки должен быть организован так, чтобы твердая корка на переднем крае металлического потока не могла образоваться, пока не окончено заполнение.

§ 11. Проектирование и расчет литниковых систем

Требования, предъявляемые к литниковой системе, делятся на основные и дополнительные. К основным относятся следующие:

1) обеспечение заполнения формы без недоливов и спаев. Если это требование не будет выполнено, то отливка не может быть получена, и другие требования нет смысла обсуждать;

2) задержка при заливке всех неметаллических частиц, которые в нее почему-либо попали. Если это требование не будет выполнено, то в отливке появятся дефекты;

3) создание такого режима заполнения, который способствовал бы обеспечению плотности отливки; в частности, режим не должен создавать условий для возникновения местных перегревов. Если это требование не будет выполнено, то в отливке может развиться пористость, вызывающая нарушение герметичности литых деталей, работающих под давлением среды, и снижение механических свойств;

4) все перечисленные выше требования имеют характер ограничений и представляют известную свободу выбора решений, которых может быть получено много. Из всех возможных решений, удовлетворяющих этим требованиям, должно быть выбрано такое, которое обеспечит минимальный расход металла на литниковую систему.

К дополнительным относятся следующие требования:

1) течение в литниковой системе должно быть организовано таким образом, чтобы потоки металла не размывали и не разрушали форму;

2) элементы литниковой системы должны быть скомпонованы таким образом, чтобы они не тормозили усадки отливки и не создавали затруднений для отделения литников от отливки.

При выборе места подвода литников к отливке прежде всего надо стремиться к обеспечению плотности металла и предотвращению местных разогревов. Это положение реализуется при подводе металла к наиболее массивному элементу отливки в его верхней части. Если имеется прибыль, литник следует подводить под ее основание.

В отливках из обычного серого чугуна, в котором усадочные пустоты не получают развития, допускается подвод металла к тонким элементам.

Кроме того, при выборе места подвода необходимо считаться с возможностью размывания формы. Если к высокой массивной отливке литник большого сечения подводить сверху, то падающая струя будет разрушать основание формы. В этом случае надо либо подводить металл сверху несколькими тонкими литниками (но это допустимо только для сплавов, не склонных к окислению), либо подводить литник к нижней части отливки. Поток металла в этом случае даже в высоком стояке будет стабилизирован и размывание формы сведется к минимуму. При очень высокой отливке необходимо применять ярусную систему с подводом на двух или большем числе уровней. Нижний подвод неизбежно связан с увеличением расхода металла на литниковую систему, но он оправдан с точки зрения обеспечения качества отливки.

В сплавах, склонных к вспениванию и окислению, необходим спокойный подвод металла с минимальным перемешиванием. Это достигается при подводе литника к нижней части отливки.

При выборе места подвода литников приходится считаться и с удобством формовки. С этой точки зрения наилучшей является боковая литниковая система, располагающаяся по разъему частей формы. Она требует несколько большего расхода металла, чем верхняя, и в меньшей степени способствует получению плотной отливки, но ввиду удобств реализации является наиболее распространенной для средних отливок.

Небольшие компактные отливки могут заполняться через один литник. Однако в подавляющем большинстве случаев требуется несколько литников. Большое число литников улучшает условия заполнения формы и способствует повышению качества отливок.

Малое число литников сокращает расход металла на литниковую систему, облегчает условия ее отделения от отливки и уменьшает опасность торможения усадки отливки. Чем меньше толщина стенки отливки, тем больше должно быть число литников для обеспечения ее заполнения. При перепускании большого количества металла через один литник, когда вытекающая из него струя ударяет в противоположную стенку формы, наблюдается дефект — «ужимины».

Ужимины могут образовываться также на горизонтальных поверхностях формы больших размеров в результате их нагревания излучением с поверхности зеркала жидкого металла при длительной заливке. Они проявляются в отслоении поверхностной корочки формовочной смеси под действием местного разогрева. Металл затекает за корочку, отделившуюся от основной стенки. После обрубки затекшего слоя происходят нарушение качества поверхности отливки и искажение ее размеров. Следовательно, количество металла, перепущенного через один литник, должно быть ограничено.

Обобщение производственного опыта и некоторые результаты исследований позволяют дать следующие рекомендации по выбору числа литников для чугунных отливок (табл. 8).

При пересчете на равный объем данные для чугуна могут применяться к отливкам из цветных сплавов.

При подводе металла к тонкой плоской стенке отливки больших габаритов через один литник струя ударяется в противоположную стенку формы и возвращается к месту подвода с окисленным перед-

Таблица 8

Рекомендуемое число литников для чугунных отливок

| Масса отливки кг | Преобладающая толщина стенок, мм | | | |
|---------------------|-------------------------------------|------|------|-------|
| | 3—5 | 5—8 | 8—12 | 12—20 |
| 3—5 | 2 | 2 | 1 | 1 |
| 5—15 | — | 3 | 2—3 | 2—3 |
| 25—50 | — | 3 | 2—3 | 2—3 |
| 50—100 | — | 5—7 | 5—6 | 3—4 |
| 100—200 | — | 7—9 | 7—8 | 4—6 |
| 200—400 | — | 7—9 | 8—9 | 6—7 |
| 400—700 | — | 9—10 | 8—9 | 6—7 |

ним краем (рис. 27, а). При этом на поверхности отливки могут возникнуть складки и другие дефекты. Подвод металла через несколько параллельных литников устраняет эти дефекты (рис. 27, б). Создания встречных потоков при заполнении формы следует избегать.

Для определения размеров сечения литника предложено большое количество различных формул, номограмм и таблиц. Каждый из методов предназначается для разных категорий отливок. Ниже рассмотрены общие принципы расчета сечения литника.

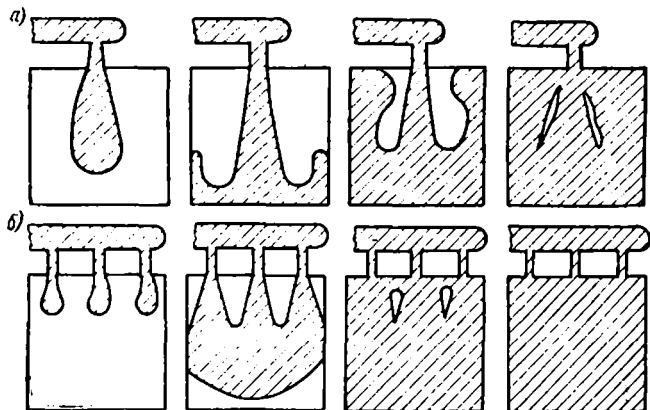


Рис. 27. Процесс заполнения плиты различным числом литников

Исходя из неразрывности потока металла при заполнении формы для отливки массой G сплавом с плотностью ρ , справедливы равенства:

$$\frac{G}{\rho} = V = F_{\text{л}} v \tau \text{ или } F_{\text{л}} = \frac{G}{\rho v \tau}, \quad (2.47)$$

где V — объем отливки; $F_{\text{л}}$ — площадь сечения литников; v — скорость истечения металла из литниковой системы в полость формы; τ — время заполнения формы, которое должно определяться из соображений обеспечения заполняемости и качества отливки.

Положим, что отливка имеет высоту H_0 , гидростатический напор в стояке равен H , а расстояние от верхней части отливки до уровня металла в литниковой воронке равно h (рис. 28, а). Тогда средняя скорость истечения при подводе литника сверху ($H = h$) составит

$$v_{\text{н}} = \mu \sqrt{2g} \sqrt{H}, \quad (2.48)$$

а при подводе снизу ($H = H_0 + h$)

$$v_{\text{н}} = \mu \sqrt{2g} \frac{H-h}{2(\sqrt{H} - \sqrt{h})}. \quad (2.49)$$

Согласно технологическим рекомендациям слой формовочной смеси над отливкой должен составлять половину высоты отливки. Тогда, при верхнем подводе $H = 1/2 H_0$; при нижнем подводе $H = 1 1/2 H_0$.

Естественно полагать, что высота отливки, как и любой другой осевой размер, пропорциональна кубическому корню из ее объема. Если отливка имеет форму куба, это будет простое равенство. Считая, что для стали или чугуна плотность равна в среднем $\rho = 0,0077 \text{ кг/см}^3$, получим, что коэффициент пропорциональности между ними равен $\sqrt[3]{1/0,0077} = 5,1$. Однако при формовке стремятся выбрать положение отливки таким образом, чтобы по высоте формы располагался минимальный размер. Статистическая обработка производственных данных показывает, что фактически коэффициент пропорциональности между высотой отливки и кубическим корнем из массы отливки равен 4,4 или

$$H = 4,4 \sqrt[3]{G}. \quad (2.50)$$

Тогда получаем:

$$v_b = \mu \sqrt{2g} \cdot 1,48 \sqrt[6]{G}; \quad (2.51)$$

$$v_n = \mu \sqrt{2g} \cdot 2,01 \sqrt[6]{G}. \quad (2.52)$$

В зависимости от числа элементов литниковой системы при пренебрежении потерями на трение можно получить следующие величины коэффициентов расхода μ .

1. Верхняя литниковая система, состоящая из воронки и литника, имеет единственный вид потерь при истечении из воронки и изменении сечения: $\sum \xi = 0,70$ или $\mu = 0,76$.

2. Боковая литниковая система может состоять из трех элементов — воронки, стояка и литника. Она будет иметь один поворот и, по крайней мере, одно изменение сечения: $\sum \xi_i = 1,2 + 0,70 + 0,15 = 2,05$ или $\mu = 0,58$.

3. Нижняя и более сложная боковая литниковая система может состоять из четырех элементов и иметь два поворота и два изменения сечения: $\sum \xi_i = 2,4 + 0,70 + 0,30 = 3,40$ или $\mu = 0,48$.

При подводе по разьему и снизу литниковая система из двух элементов не применяется; при подводе сверху литниковая система из четырех элементов также не применяется. Учитывая все возможные вариации сочетаний гидростатических напоров и коэффициентов расхода в общем случае, получим

$$v = (38 \div 52) \sqrt[6]{G} \approx 45 \sqrt[6]{G}. \quad (2.53)$$

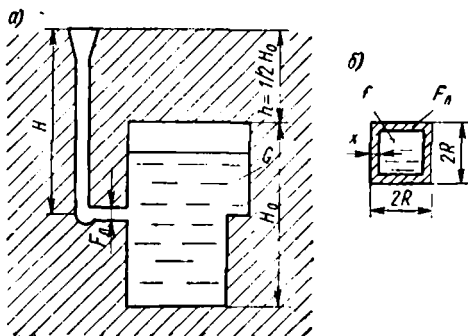


Рис. 28. Схема к расчету литниковой системы

Принятое усреднение довольно приближенное, но допустимо в условиях, когда требуется получить принципиальное решение.

Неоднократная обработка материалов хронометражей заполнения производственных отливок дала возможность предложить ряд эмпирических формул, связывающих желательное время заполнения с размерами отливок. В общем случае эти формулы имеют вид

$$\tau = A\delta^m G^n, \quad (2.54)$$

где G — масса отливки, кг; δ — преобладающая толщина стенки, мм; τ — время заполнения, с; A , m , n — коэффициенты, значения которых по разным данным колеблются в следующих пределах; $A = 1,0 \div 2,3$; $n = 0$; $1/3$; $1/4$; $m = 1/2$ или $1/3$.

Поскольку главным требованием к литниковой системе является обеспечение заполнения формы, в качестве принципа выбора сечения литника примем условие, чтобы за время заполнения формы на его поверхности образовалась корочка, относительная толщина которой не превосходила определенной величины $n \leq x/R$, где x — толщина твердой корочки; R — радиус окружности, вписанной в сечение литника.

Положим, что литник подводит металл к массивной отливке (рис. 28, б) и имеет сечение в виде квадрата со стороной $2R$, а металл течет по нему без перегрева. Тогда живое сечение литника f , по которому металл течет, будет зависеть от времени, проходящего с момента начала заполнения полости формы,

$$f = [2(R-x)]^2 = 4(R - K\sqrt{\tau})^2. \quad (2.55)$$

Количество металла, которое протечет через такой литник за время τ , составит:

$$Q = \int_0^{\tau} 4v(R - K\sqrt{\tau})^2 d\tau = 4v \left(R^2\tau - \frac{3}{4}KR^{3/2}\tau^{3/2} + \frac{1}{2}K^2\tau^2 \right). \quad (2.56)$$

Через промежуток времени $\tau_0 = (R/K)^2$ сечение литника полностью затвердеет и течение прекратится. Подставим это значение τ_0 в выражение (2.56):

$$Q_{\max} = \frac{2}{3} v \frac{R^4}{\tau_0}, \quad (2.57)$$

где Q_{\max} — максимальное количество металла, способное протечь через литник.

Для рассматриваемого случая течения через литник существенно меньшего сечения, чем сечение отливки, обозначим расчетное время заполнения через τ_1 . В выражении (2.56) заменим $R = K\sqrt{\tau_1}/n$, положим Q равным объему отливки G/ρ и решим его относительно времени

$$\tau_1 = \frac{1}{K} \sqrt{\frac{G}{4\rho v \left(\frac{1}{n^2} - \frac{4}{3n} + \frac{1}{2} \right)}}. \quad (2.58)$$

В случае подвода металла к тонкостенной отливке делать толщину литника больше толщины стенки отливки бесполезно, но можно увеличивать его сечение за счет ширины или числа литников. Тогда остановка металла может происходить в результате исчерпания жидкотекучести в самой полости формы за счет образования пробки на конце потока. Время, в течение которого металл сохраняет способность к движению, оценивается формулой (2.42). Второй член выражения, стоящего под знаком корня, соответствует участку a кривых, показанных на рис. 21, в тот момент времени, когда на поверхности потока начинается накопление кристаллов. Появление твердых кристаллов будет ухудшать поверхность отливки и препятствовать слиянию встречных потоков. Поэтому заполнение формы должно заканчиваться на участке a кривых (см. рис. 21). Следовательно, для расчетов второй член формулы (2.42) надо принять равным нулю. Обозначим время заполнения для этого случая через τ_2 ; тогда

$$\tau_2 = AR^2 \sqrt{t} \quad \text{или} \quad R = \sqrt{\frac{\tau_2}{AVt}}.$$

Подставим это значение R в формулу (2.56), выразим Q через массу отливки и решим его относительно времени

$$\tau_2 = \frac{1}{K} \sqrt{\frac{G}{4\rho v \left(\frac{1}{K^2 A \sqrt{t}} - \frac{4}{3K \sqrt{A \sqrt{t}}} + \frac{1}{2} \right)}}. \quad (2.59)$$

Выражение (2.58) относится к толстостенным, выражение (2.59) — к тонкостенным отливкам.

Для заливки стали в песчаную форму примем следующие значения величин, участвующих в расчетах: коэффициент затвердевания $K = 0,14 \text{ см/с}^{1/2}$; плотность стали для расчетного объема отливки $\rho = 0,0078 \text{ кг/см}^3$; допустимая относительная величина твердого слоя в литнике $n = 0,20$; максимальный перегрев $t = 20^\circ \text{ С}$; коэффициент для расчета заполнения $A = 0,25$.

Заменим скорость v его усредненным значением из выражения (2.53) и получим из уравнений (2.58) и (2.59):

для толстостенных отливок

$$\tau_1 = 1,35G^{5/12}; \quad (2.60)$$

для тонкостенных отливок

$$\tau_2 = 1,00G^{5/12}. \quad (2.61)$$

Показатели степени у массы отливки оказались равными $5/12$, что находится между показателями $1/3$ и $1/2$, применяемыми в эмпирических формулах.

Подставляя полученные значения v и τ в исходное выражение (2.47), получим окончательно

$$F_{л} = (2 \div 3)G^{5/12} = (2 \div 3) \sqrt{\frac{G}{\sqrt[6]{G}}}, \quad (2.62)$$

где величина 2 относится к толстостенным отливкам, величина 3 — к тонкостенным; G — масса отливки, кг; $F_{л}$ — площадь литников, см².

Полученная формула является «усредненной». При необходимости более точных расчетов можно комбинировать полученные

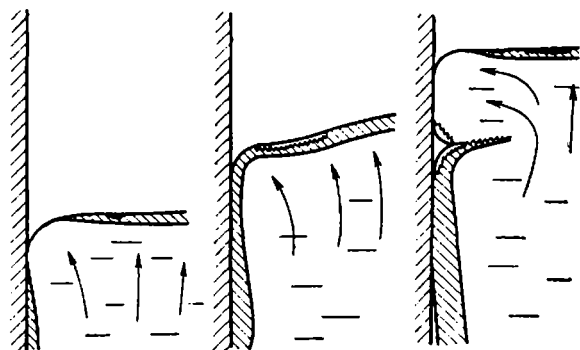


Рис. 29. Схема образования заворота

ранее выражения с учетом конкретных особенностей данной отливки.

В случае заполнения высоких отливок массивного сечения при расчете литников следует принимать во внимание скорость подъема зеркала сплава в форме. При большой длительности подъема на зеркале сплава образуется твердая корка, которая, кроме того, окисляется на поверхности. При малой скорости и температуре заливки эта корка может соединиться с коркой, образующейся на боковой поверхности. Тогда возникают дефекты, называемые **з а в о р о т а м и**. На рис. 29 показаны последовательные моменты образования заворотов. Они представляют собой плены несварившегося металла, углубляющиеся в тело отливки, или грубые складки на ее поверхности. Обозначим время заполнения отливки в этом случае через

$$\tau_3 = \frac{H_0}{v_{кр}} = \frac{G}{\rho S v_{кр}}, \quad (2.63)$$

где H_0 — высота отливки; G — масса отливки; S — площадь сечения; ρ — плотность; $v_{кр}$ — критическая скорость, при которой начинает образовываться дефектная поверхность.

Ниже представлены величины критической скорости для отливки из стали с различной толщиной стенки:

| | | | | |
|---|---------|---------|---------|---------|
| Толщина стенок, мм . . . | 5—10 | 10—40 | 40—60 | 60 |
| Минимальная (критическая) скорость подъема уровня металла, см/с | 2,0—3,0 | 1,0—2,0 | 0,7—1,0 | 0,4—0,7 |

Используя выражения (2.63) и принимая $\rho = 0,0078$ кг/см³, получим для этого случая следующую формулу для расчета площади сечения литника:

$$F_{л} = \frac{3,0v_{кр}}{H_0} \cdot \frac{G}{\sqrt[6]{G}}, \quad (2.64)$$

где H_0 — высота отливки, см.

КРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ

§ 12. Предкристаллизационное состояние расплавленных металлов и сплавов

Жидкое состояние является промежуточным между газообразным и твердым, но оно гораздо ближе к последнему, чем к первому, особенно вблизи температуры кристаллизации. Об этом свидетельствует малое изменение большинства свойств металлов (например, плотности, теплоемкости, электропроводности и др.) при переходе из жидкого состояния в твердое.

Теплота кристаллизации металлов, отнесенная к молю, на порядок больше, чем теплота кипения. Если считать, что при испарении все связи между атомами нарушаются, то при плавлении разрушается только 5—10% этих связей, а остальные связи продолжают действовать.

На расплавление реагируют те свойства, которые определяются или связаны с появлением текучести, например вязкость, коэффициент диффузии.

Снятие рентгенографических или электроннографических спектров с жидкостей (рис. 30), в частности с расплавленных металлов, показывает, что они обладают на атомном уровне некоторой структурой.

Если рассматривать интенсивность потемнения (или распределение плотности) на рентгенограмме как функцию расстояния y от центра данного атома, то в газе (рис. 30, *а*) рентгенограмма даст непрерывный фон. В жидкости интенсивности потемнения изменяются волнообразно, но таким образом, что по мере удаления от данного атома волны затухают (рис. 30, *б*). В твердом металле положениям соседних атомов будут соответствовать определенные дискретные полосы (рис. 30, *в*).

Затухание волнообразных потемнений в жидкости указывает на то, что ее структура сохраняется лишь для нескольких межатомных расстояний, т. е. в ней действует ближний порядок. Размытый характер максимумов в отличие от определенных линий для твердого состояния объясняют тем, что положение атомов в жидкости непрерывно изменяется. Экспозиция при рентгеногра-

фировании занимает несравненно больший промежуток времени, и поэтому фиксируется лишь усредненная картина.

При повышении температуры амплитуды волнообразных по- темнений на рентгенограммах жидкостей уменьшаются, и они быстрее затухают (рис. 30, *з*). При приближении к температурам кипения структура жидкостей приближается к хаотической, характерной для газообразного состояния.

В табл. 9 представлены характеристики атомных структур некоторых металлов в твердом и (условно) жидком состоянии, полученных в результате обработки рентгенограмм. Указанные в этой таблице координационные числа определяют плотность упаковки атомов. Наиболее плотная из всех возможных упаковок имеет координационное число 12.

Из таблицы следует, что для части металлов (Al, Zn, Hg, Na) при расплавлении координационное число либо не меняется, либо несколько уменьшается. Для них упаковка в твердом и жидком состоянии соответствует одному классу структур. Для других металлов (Bi, Ge) при расплавлении координационное число резко возрастает. В твердом состоянии эти металлы имеют рыхлую структуру, а в жидком — более плотную, относящуюся уже к другому классу. При расплавлении связи между атомами частично разрываются и атомы заполняют кристаллографические пустоты, имевшиеся в решетке твердого тела. Часть металлов, имеющих в твердом состоянии тетрагональную решетку (Zn, Hg, Bi), при расплавлении теряет тетрагональность.

В работах Я. И. Френкеля и других ученых дана модель жидкости, в которой непрерывно возникают и разрушаются некоторые группировки с упорядоченной структурой. Строение металла в этих группировках соответствует строению твердого тела. Однако они не обладают устойчивостью. Эти группировки трактуются и называются по-разному: сиботаксические (упорядоченные) группы, кластеры (гроздь), гетерофазные флюктуации или просто флюктуации (колебания, отклонения от среднего), доза-

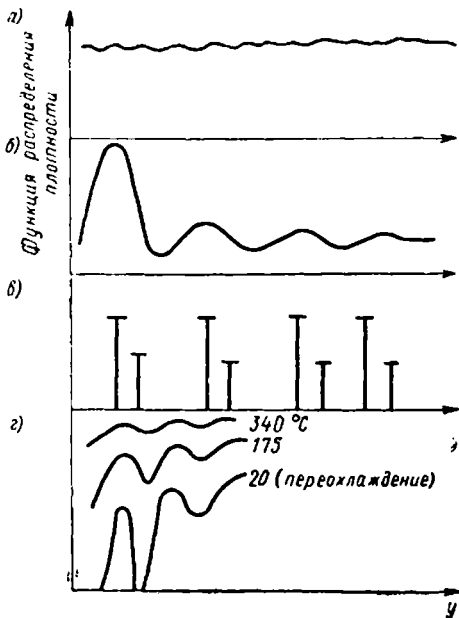


Рис. 30. Схемы рентгенографических спектров: *а* — газ; *б* — жидкость; *в* — твердый кристалл; *г* — влияние температуры на спектры серы

Характеристики атомных структур металлов
в твердом и жидком состояниях

| Металл | Состояние | | | | |
|--------|-----------------------|-------------------------------------|-------------|-----------------------|-------------------------------------|
| | твердое | | жидкое | | |
| | Координационное число | Среднее расстояние между атомами, Å | Температура | Координационное число | Среднее расстояние между атомами, Å |
| Al | 12 | 2,86 | 700 | 10,6 | 2,96 |
| Zn | 6—6 | 2,16—2,90 | 490 | 11 | 2,94 |
| Hg | 6—6 | 3,47—3,00 | 20 | 12 | 3,30 |
| Na | 8 | 3,72 | 100 | 8 | 4,38 |
| Ge | 4 | 2,34 | 1000 | 8 | 2,70 |
| Bi | 3—3 | 3,09—3,46 | 340 | 7—8 | 3,32 |

родыши (кристаллизации) и др. Устойчивость и продолжительность «жизни» таких группировок (как они в дальнейшем будут называться) по мере приближения температуры жидкости к точке кристаллизации будут повышаться. При определенной температуре они должны приобрести полную устойчивость, став центрами кристаллов или присоединившись к ранее образовавшимся кристаллам.

Согласно этой модели жидкости образование группировок — флюктуаций — происходит чисто статистически. Время или вероятность существования флюктуаций N описывается формулами типа

$$N = M e^{-\frac{U}{RT}}, \quad (3.1)$$

где M — коэффициент, определяющий скорость обмена местами атомов между флюктуацией с энергией U и окружающей средой; R — газовая постоянная; T — температура. Вопрос о том, как определить по отдельности величины M и N , остается открытым.

За последнее время выявлено много фактов, свидетельствующих о наличии сравнительно устойчивых связей между структурой металлов в жидком и твердом состоянии или наследственности структуры, которая сохраняется даже при нескольких переплавах и кристаллизациях. Косвенные измерения показывают, что в жидких металлах могут существовать устойчивые группировки, имеющие порядок величин в десятки ангстрем, т. е. содержащие тысячи и десятки тысяч атомов. При повышении температуры размеры устойчивых группировок уменьшаются, но они могут сохраняться до довольно высоких температур.

В сплавах можно ожидать существования группировок, обогащенных различными компонентами.

Можно провести некоторую аналогию модели расплавленного металла, сохраняющего устойчивые группировки атомов, с жидкими кристаллами. Сохраняя способность течь, как жидкости, они образуют области с упорядоченным расположением молекул. При затвердевании эти жидкости теряют способность течь, а их рентгеновские спектры остаются почти такими же, как в жидком состоянии.

§ 13. Термодинамическая теория кристаллизации

Первоначальные основы теории кристаллизации металлов заложил Д. К. Чернов. В 70-е годы прошлого века им было введено понятие о скорости кристаллизации. Следующий шаг в развитии теории сделал Г. Тамман в начале XX в., введя понятие о скорости возникновения центров кристаллизации и установив связи этих скоростей с переохлаждением.

Опыты Г. Таммана показали, что при отсутствии переохлаждения как скорость кристаллизации (СК), так и скорость возникновения центров кристаллизации (СВЦК) равны нулю.

При последовательном увеличении переохлаждения обе скорости растут и переходят через максимумы. При достаточно большом переохлаждении обе скорости достигают нуля. Жидкость при этом превращается в твердое аморфное тело.

Позднее теория Таммана была интерпретирована с точки зрения термодинамики следующим образом.

Свободная (Гиббсовская) энергия системы

$$G = E - ST + pV = H - ST, \quad (3.2)$$

где E — внутренняя энергия; S — энтропия; T — температура; p — давление; V — объем; H — энтальпия.

При температуре равновесной кристаллизации T_0 свободные энергии твердой и жидкой фазы равны друг другу:

$$H_{\text{ж}} - T_0 S_{\text{ж}} = H_{\text{т}} - T_0 S_{\text{т}}. \quad (3.3)$$

В формуле буквы $ж$ и $т$ обозначают принадлежность к жидкой и твердой фазам.

Разность энтальпий твердой и жидкой фаз равна теплоте кристаллизации L или

$$\Delta H = H_{\text{ж}} - H_{\text{т}} = L = (S_{\text{ж}} - S_{\text{т}}) T_0 = \Delta S T_0. \quad (3.4)$$

Каждая фаза системы характеризуется своей зависимостью свободной энергии на единицу объема от температуры (рис. 31).

При температуре кристаллизации T_0 кривые, характеризующие свободную энергию жидкой и твердой фаз, пересекаются. Устойчива при данной температуре та фаза, которая обладает меньшей свободной энергией.

Охлаждение системы от равновесной температуры кристаллизации T_0 до температуры T_1 переводит ее в состояние, когда твердая фаза будет обладать меньшей свободной энергией, чем жидкая, и будет более устойчивой. Разность температур $T_0 - T_1 = \Delta T$ представляет собой переохлаждение, которому соответствует разность свободных энергий $G_{ж} - G_{т} = \Delta G$. Образование поверхности раздела между фазами требует затраты энергии. Флюктуации, возникающие в результате уплотнения, и структуры в расположении некоторых количеств атомов при температуре кристаллизации и выше ее неустойчивы. Ниже температуры кристаллизации часть этих флюктуаций должна приобрести устойчивость. Возникающие таким образом зародыши новой фазы называются гомогенными. Зародыш сохранит устойчивость и сможет расти только в том случае, если суммарная свободная энергия системы, состоящая из поверхностной и объемной, будет уменьшаться.

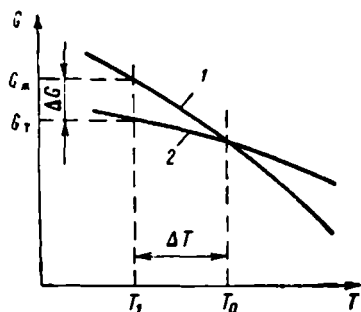


Рис. 31. Схема зависимости свободной энергии G жидкой и твердой фаз от температуры T :

1 — жидкая фаза; 2 — твердая фаза

приобрести устойчивость. Возникающие таким образом зародыши новой фазы называются гомогенными. Зародыш сохранит устойчивость и сможет расти только в том случае, если суммарная свободная энергия системы, состоящая из поверхностной и объемной, будет уменьшаться.

Предположим, что зародыши кристаллизации имеют сферическую форму. При переохлаждении ΔT изменение объемной свободной энергии ΔG_V составит

$$\Delta G_V = (G_{ж} - G_{т}) \frac{4}{3} \pi r^3, \quad (3.5)$$

где r — радиус зародыша; $G_{ж}$ и $G_{т}$ — свободная энергия единицы объема жидкой и твердой фаз.

Из равенств (3.2) и (3.4) можно получить

$$G_{ж} - G_{т} = L - T_1 \Delta S, \quad (3.6)$$

где T_1 — температура, при которой происходит кристаллизация.

При равновесной температуре кристаллизации $T_0 \Delta G_V = 0$. Учитывая (3.4), получим

$$\Delta S = \frac{\Delta H}{T_0} \quad (3.7)$$

или

$$G_{ж} - G_{т} = \Delta H - \frac{T_1 \Delta H}{T_0} = \frac{\Delta H (T_0 - T_1)}{T_0} = \frac{L \Delta T}{T_0}. \quad (3.8)$$

Для всех температур ниже T_0 объемная энергия будет иметь отрицательное значение

$$\Delta G_V = - \frac{L \Delta T}{T_0} \frac{4}{3} \pi r^3. \quad (3.9)$$

Поверхностная энергия всегда положительна. Ее величина пропорциональна сферической поверхности зародыша

$$\Delta G_p = \sigma 4\pi r^2, \quad (3.10)$$

где σ — удельная поверхностная энергия. Изменение общей свободной энергии

$$\Delta G = \Delta G_v + \Delta G_p = -\frac{L\Delta T}{T_0} \frac{4}{3} \pi r^3 + \sigma 4\pi r^2. \quad (3.11)$$

При малых значениях радиуса зародыша решающее значение будет иметь поверхностная часть энергии, при больших — объемная. Существует критическое значение радиуса зародыша r^* , при отклонении от которого как в сторону уменьшения, так и в сторону увеличения свободная энергия системы будет уменьшаться. При определенном переохлаждении зародыш такого радиуса будет устойчив. В этом случае производная от общей свободной энергии по радиусу зародыша должна быть равна нулю, т. е.

$$\frac{\partial G}{\partial r} = \frac{L\Delta T}{T_0} 4\pi r^2 + \sigma 8\pi r = 0. \quad (3.12)$$

Откуда

$$r^* = \frac{2\sigma T_0}{L\Delta T}. \quad (3.13)$$

По мере дальнейшего увеличения радиуса зародыша ΔG будет уменьшаться; его устойчивость сохранится, и он сможет расти дальше. Размеры флуктуаций с радиусом меньшим r^* будут представлять собой дозародыши. Связь величины критического зародыша с переохлаждением рассчитать количественно, к сожалению, невозможно, так как до сих пор не создано методов непосредственного определения поверхностной энергии на границе раздела фаз.

При переохлаждении, равном нулю, радиус критического зародыша становится бесконечным. Это означает, что при температуре кристаллизации зародыш не может возникнуть. При увеличении переохлаждения критический размер зародыша будет уменьшаться. Следовательно, число дозародышей, способных превратиться в зародыши, будет возрастать, так как чем крупнее флуктуации, тем в меньшем количестве они встречаются.

Для данной температуры количество флуктуаций критического размера пропорционально флуктуации энергий. Рассматривая возникновение центров кристаллизации как флуктуационный процесс, его скорость можно описать выражением, аналогичным (3.1),

$$J = M e^{-\frac{A}{kT}}, \quad (3.14)$$

где A — работа образования зародыша критических размеров; k — постоянная Больцмана; M — величина, определяющая

скорость обмена атомами между зародышем и окружающей средой.

Можно показать, что работа образования критического зародыша

$$A = \frac{B\sigma^3}{(\Delta T)^2}, \quad (3.15)$$

где B — величина, зависящая от свойств кристаллизующегося вещества.

Согласно предложению Я. И. Френкеля

$$M = C_1 e^{-\frac{U}{RT}}, \quad (3.16)$$

где C_1 — множитель, который должен иметь тот же порядок, что и количество атомов в данном объеме жидкости, т. е. $C_1 \approx 10^{23}$; U — энергия активации атомов в расплаве.

Из (3.14) и (3.16) окончательно получим

$$J = C_1 e^{-\frac{U}{RT}} e^{-\frac{B\sigma^3}{T(\Delta T)^2}}. \quad (3.17)$$

Рис. 32. Расчетная схема зависимости параметров кристаллизации от переохлаждения:

1, 2 — соответственно первый и второй сомножители выражения (3.17); 3 — произведение этих сомножителей

охлаждения первый из основных сомножителей будет уменьшаться, второй — увеличиваться. Их произведение образует кривую с максимумом (рис. 32), которую принято сопоставлять с указанной выше зависимостью Таммана и считать их взаимно подтверждающими друг друга. Второй из основных сомножителей (3.17) выражает увеличение вероятности образования устойчивых зародышей кристаллизации по мере удаления температуры от ее равновесного значения T_0 .

Первый из сомножителей выражает падение скорости обмена атомами между зародышем кристаллизации и жидкой средой при больших переохлаждениях, что связано с возрастанием вязкости жидкости при понижении температуры.

Ввиду того, что переохлаждение стоит в показателе степени второго сомножителя, да еще в квадрате, соответствующая ему кривая при малых значениях почти совпадает с горизонтальной осью, а при некотором значении поднимается очень круто вверх. Участок $\Delta T'$ между равновесной температурой кристаллизации и началом крутого подъема кривой называют и н т е р в а л о м

метастабильности. В его пределах скорость возникновения центров кристаллизации очень мала.

Следует подчеркнуть, что величиной, определяющей устойчивость зародыша, является его радиус кривизны, а не количество атомов, которые в него входят (рис. 33, а). Если зародыш образуется не в пространстве, а на твердой поверхности — п о д л о ж к е, то он может иметь форму шарового сегмента с радиусом кривизны, обеспечивающим устойчивость при гораздо меньшем количестве атомов или объеме. Следовательно, для его образования потребуется меньшее переохлаждение, чем для

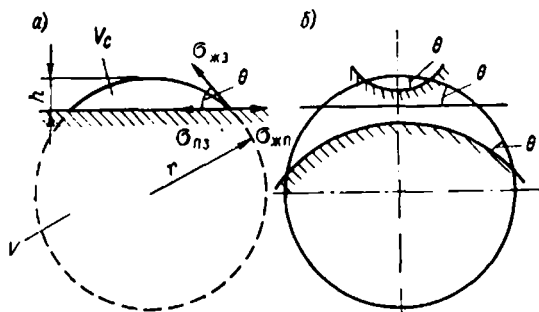


Рис. 33. Образование гетерогенного зародыша кристаллизации на плоской (а) и искривленной (б) поверхностях

гомогенного зародыша того же объема. Такое образование зародышей кристаллизации на твердых подложках называется г е т е р о г е н н ы м.

Твердыми поверхностями для гетерогенного образования зародышей могут служить стенки (формы) или мелкие твердые частицы примесей, существующие в сплаве.

На формирование гетерогенного зародыша оказывают влияние условия взаимодействия материалов подложки, расплава и вновь образующейся твердой фазы. Формально схема взаимодействия их попарных свободных поверхностных энергий выглядит точно так же, как в случае образования равновесной капли жидкости на твердой поверхности в газовой среде (см. рис. 9). То же самое можно говорить об угле наклона вектора, определяющего взаимодействия свободных поверхностных энергий твердого зародыша и окружающей его жидкой фазы расплава.

Объем сферы V радиуса r равен $\frac{4}{3}\pi r^3$; объем сегмента этой сферы V_c с высотой h равен $\frac{1}{3}\pi h^2(3r - h)$.

Отношение объемов сегмента и сферы составляет

$$\frac{V_c}{V} = \frac{\frac{1}{3}\pi h^2(3r - h)}{\frac{4}{3}\pi r^3} = \frac{h^2}{4r^3}(3r - h). \quad (3.18)$$

Обозначив $h/r = q$, получим

$$\frac{V_c}{V} = \frac{q^2}{4} (3 - q). \quad (3.19)$$

С другой стороны, аналогично рис. 9, можно написать:

$$\cos \theta = \frac{\sigma_{жп} - \sigma_{пз}}{\sigma_{жз}}, \quad (3.20)$$

где индексы п, ж, з относятся соответственно к материалу подложки, жидкой фазе сплава и зародышу кристаллизации. Величину $\cos \theta$ можно вычислить также из чисто геометрических соображений как угол касательной в точке пересечения сферы и плоскости основания сегмента. Подсчеты дают следующие величины:

| | | | | | |
|---------------------------|-----|------|-------|---------|----------|
| $\frac{h}{r}$ | 1,0 | 0,5 | 0,1 | 0,01 | 0,001 |
| $\cos \theta$ | 0 | 0,50 | 0,90 | 0,99 | 0,999 |
| $\frac{V_c}{V}$ | 0,5 | 0,16 | 0,007 | 0,00007 | 0,000007 |

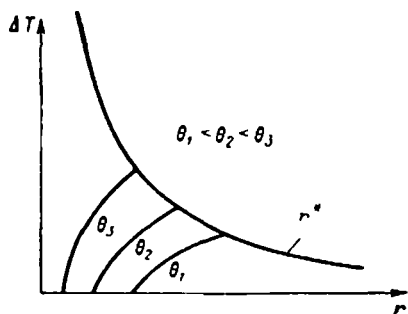


Рис. 34. Зависимость радиуса кривизны r устойчивых зародышей кристаллизации от переохладения ΔT и краевых углов θ

Таким образом, при величине $\cos \theta$ объем сегмента, соответствующего устойчивому радиусу кривизны r^* , быстро уменьшается.

Из выражения (3.13) следует, что радиус устойчивого гомогенного зародыша связан гиперболической зависимостью с переохладением. Устойчивый гетерогенный зародыш такого же объема, как и гомогенный, будет обрывать эту гиперболу при гораздо меньшем переохладении (рис. 34).

Если считать, что вероятность возникновения дозародыша определенных размеров не зависит от его формы, то при данном переохладении чем меньше θ , тем больше радиус сегмента данного объема. Радиус самого крупного дозародыша равен радиусу самого крупного гомогенного сферического зародыша, умноженному на кубический корень из отношения V_c/V . Пересечения кривых, соответствующих различным углам θ с общей кривой для r^* , определяют условия гетерогенного образования зародыша.

Если твердая поверхность искривлена в масштабе, сопоставимом с размерами дозародыша (рис. 33, б), то его объем может быть как больше, так и меньше сферического сегмента с плоским основанием при том же угле θ на его периметре. Из схемы видно, что при наличии в твердой подложке углублений объем устойчи-

вого зародыша с кривизной r^* будет уменьшаться. Если углубление имеет форму трещины, то поверхность зародыша может оказаться вогнутой, и угол θ будет меньше 90° . При таком условии гетерогенный зародыш должен приобрести устойчивость при ничтожных переохлаждениях.

Равновесный зародыш кристаллизации должен иметь огранку. Его дальнейший рост уже как кристалла может происходить различными способами. Одна из вероятных систем роста представляется в форме образования на грани кристалла двумерных зародышей. Увеличение этих зародышей по периметру более вероятно, чем по высоте. Такой двумерный рост приведет к зарастанию всей грани новым слоем. Далее картина будет последовательно повторяться. С этой точки зрения скорость кристаллизации v можно описать уравнением, похожим на равенство, описывающее скорость возникновения гомогенных центров кристаллизации,

$$v = C_2 e^{-\frac{L}{RT}} e^{-\frac{D\chi}{T(\Delta T)^2}}, \quad (3.21)$$

где C_2 — множитель, который должен иметь порядок величины, соответствующей числу атомов на грани кристалла (считается, что для 1 моля $C_2 = 10^{16}$); L — энергия активации, определяющая скорость обмена атомами между двумерным зародышем и расплавом (считается, что $L \approx \frac{1}{4}U$ в уравнении (3.13)); χ — граничная энергия на периферии двумерного зародыша; D — постоянная для данного вещества величина.

В равенстве вида (3.21) часто ставят χ во второй степени, а ΔT в первой. Однако образование абсолютно плоских зародышей толщиной в один атом на твердой подложке трудно себе представить. По всей вероятности, они растут как некоторые параллелепипеды. Если описывать скорость роста исходя из тех же принципов, что и возникновение гетерогенных центров кристаллизации, то нужно χ и ΔT ставить в нем в тех же степенях.

Иногда утверждают, что $v\sigma^3$ на три порядка меньше, чем $D\chi^2$. Если принять равные степени у σ и χ и учесть, что зародыши на грани кристалла растут как объемные образования, можно ожидать, что $v\sigma^3$ и $D\chi^3$ имеют одинаковые порядки величин. Подобного рода рассуждения представляются допустимыми постольку, поскольку выражения (3.17) и (3.21) являются качественными.

Зависимость (3.21) может быть представлена как произведение двух основных сомножителей аналогично зависимости (3.17) для скорости возникновения центров кристаллизации (см. рис. 32). Аналогичным образом кривая их произведения имеет максимум.

Для скорости кристаллизации можно говорить об интервале метастабильности так же, как для скорости возникновения центров кристаллизации, но он должен быть существенно меньше. Физически это означает, что образование двумерных зародышей на твердой поверхности растущего кристалла происходит легче, чем в объеме жидкости.

Система уравнений (3.17) и (3.21) формально может описать процесс кристаллизации в зависимости от переохлаждения. Однако входящие в нее величины C_1 , U , B , σ , C_2 , L , D , χ не могут быть определены из независимых опытов.

При небольших переохлаждениях, имеющих место в обычных условиях кристаллизации сплавов в отливках, вязкость падает незначительно, подвижность атомов весьма велика, а температуры плавления достаточно большие. Тогда каждый из множителей $e^{-\frac{U}{RT}}$ и $e^{-\frac{L}{RT}}$ можно принять равным единице.

Следовательно, равенства (3.17) и (3.21) можно несколько упростить:

$$J = C_1 e^{-\frac{B\sigma^3}{T(\Delta T)^2}}; \quad (3.22)$$

$$v = C_2 e^{-\frac{D\chi^3}{T(\Delta T)^2}}. \quad (3.23)$$

Однако в них остается еще шесть величин, которые пока невозможно определить.

§ 14. Формирование структуры металла

Переохлаждение при кристаллизации как явление было открыто Фаренгейтом в 1724 г. в опытах на воде. Русский академик Т. Ловиц провел его систематическое изучение в 1785 г. Переохлаждение при кристаллизации легкоплавких металлов на 2—10° С начали фиксировать сразу же, как только были найдены средства измерять их температуру. В начале 40-х годов было достигнуто переохлаждение железа до 200° С. В. И. Данилов и Д. С. Каменецкая, наблюдая за кристаллизацией мелких капель металлов, зафиксировали еще бóльшие переохлаждения. И. С. Мирошниченко, изучая кристаллизацию тонких пленок, достиг огромных скоростей охлаждения (до 10⁸ град/с), при которых удалось получить металлы в аморфном состоянии.

Температура в центре небольших масс кристаллизующегося металла после снятия перегрева, при наличии переохлаждения, продолжает опускаться ниже точки равновесной кристаллизации (рис. 35), достигнув некоторого минимального значения, температура поднимается. Это соответствует началу кристаллизации. Теплота кристаллизации нагревает переохлажденный металл до равновесной температуры кристаллизации. После этого процесс приостанавливается, температура в течение некоторого времени сохраняется постоянной и соответствует точке кристаллизации (кривая 1). Если скорость охлаждения очень велика, то переохлаждение оказывается настолько значительным, что кристаллизация полностью подавляется (кривая 2). При этом получается твердое аморфное тело.

В 30-х годах акад. Н. Т. Гудцовым и его учениками впервые была освоена техника измерения температур при кристаллизации больших масс стали и других сплавов. Измерения показали, что в реальных условиях при измерении температуры в центре таких масс переохладение на начальных участках температурных кривых не выявляется, а происходит в узкой области, перед фронтом кристаллизации (кривая 3). Благодаря последующим исследованиям выяснилось, что переохладение жидкого металла перед фронтом кристаллизации в реальных условиях происходит на величину $0,1-0,01^{\circ}\text{C}$. В этом случае может происходить только последовательная кристаллизация. Она начинается от поверхности отливки и постепенно распространяется до ее оси. Единствен-

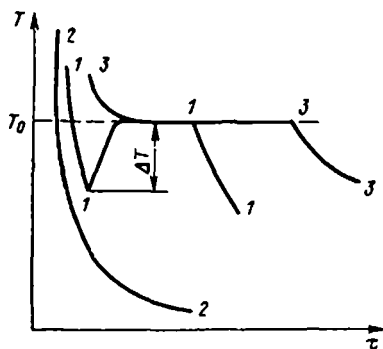


Рис. 35. Схема переохладения в центре отливки:

1 — кристаллизация с переохладением; 2 — затвердевание аморфного тела; 3 — кристаллизация без переохладения

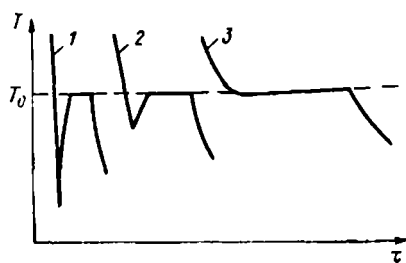


Рис. 36. Зависимость переохладения в центре массы от скорости охлаждения малоуглеродистой стали в тиглях различного диаметра:

1 — 10 мм; 2 — 20 мм; 3 — 70 мм

ным способом отведения теплоты кристаллизации от растущих кристаллов является ее перенос через ранее затвердевший слой к поверхности отливки, а от нее в форму и окружающую среду.

Если кристалл внести в жидкий металл, находящийся в средней части отливки и имеющий температуру, равную точке кристаллизации, то он примет температуру окружающей среды, а дальше не будет ни расти, ни плавиться. Такой кристалл включится в твердую часть отливки тогда, когда его достигнет фронт кристаллизации, движущийся от поверхности.

Для того чтобы выявить зависимость переохладения от скорости охлаждения, были произведены измерения температур в массах металла различной величины (рис. 36). Опыты производились на сурьме, алюминии и его сплавах, сталях и чугунах. Качественно картина везде осталась одинаковой.

При сравнительно больших скоростях охлаждения малоуглеродистой стали в тигле диаметром 10 мм достигалось значительное переохладение. При увеличении диаметра тигля до 20 мм

и замедлении охлаждения переохлаждение уменьшалось. При дальнейшем увеличении диаметра тигля до 70 мм и еще большем замедлении охлаждения термопара, установленная в центре, не фиксировала переохлаждения на начальном участке. Диаметр тигля, при котором не отмечалось переохлаждение в центре, для алюминия равнялся 100 мм, для сурьмы — 200 мм. Следовательно, разные материалы имеют различную склонность к переохлаждению.

Одновременные измерения температур в различных точках тигля средних размеров на разных расстояниях от центра показали, что переохлаждение в них имеет очень близкие значения.

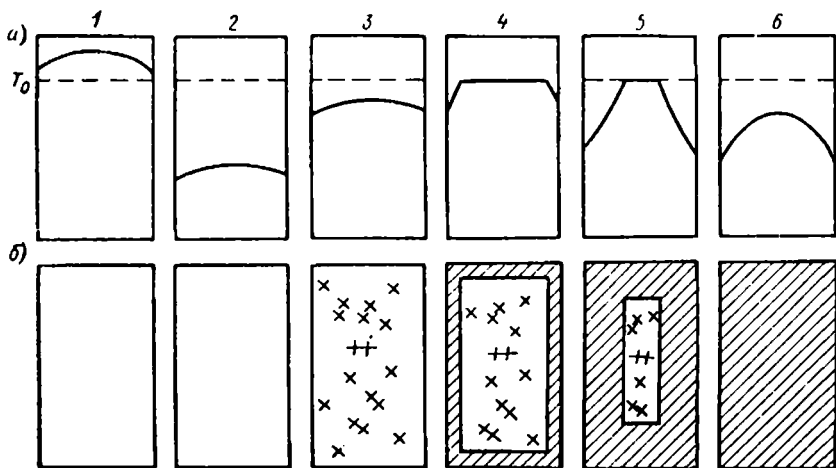


Рис. 37. Объемная и последовательная стадии кристаллизации отливки: а — температурное поле; б — схема кристаллизации

Термопары, установленные у поверхности, показывали лишь незначительное его увеличение по сравнению с центром. Следовательно, при быстром охлаждении переохлаждение охватывает весь объем металла.

Помимо природы сплава и скорости охлаждения на величину переохлаждения оказывает большое влияние степень чистоты металла. Переохлаждения оказываются наибольшими при проведении опытов с наиболее чистыми металлами в вакууме.

В общем случае, при не очень больших количествах металла, объемная кристаллизация из переохлажденного состояния и последовательная кристаллизация отливки представляют собой две фазы единого процесса (рис. 37).

В момент 1 температура металла во всех точках лежит выше температуры кристаллизации — T_0 , и твердая фаза в отливке отсутствует. В момент 2 металл переохлаждается и его температура

во всех точках лежит ниже T_0 ; твердая фаза отсутствует. В момент 3 температура, перейдя через минимум, повышается, и начинается объемная кристаллизация, более или менее равномерно заполняющая весь объем металла. В момент 4 температура в средней части отливки достигала температуры кристаллизации, а в поверхностном твердом слое опускалась ниже ее, образовав определенный перепад. Во внутренней части сосуществуют жидкая фаза и кристаллы, образовавшиеся за счет объемной кристаллизации переохлажденного металла. В момент 5 последовательная кристаллизация продолжается при понижении температуры в наружной корочке. Наконец, в момент 6 вся отливка затвердевает, и температура во всех ее точках опускается ниже температуры кристаллизации.

Характер кристаллизации можно оценить по безразмерному критерию

$$K_p = \frac{\Delta T_c}{L}, \quad (3.24)$$

где ΔT — переохлаждение металла в центре отливки; c — теплоемкость; L — теплота кристаллизации металла.

Возможны следующие случаи:

$K_p = 0$ — переохлаждение в центре не происходит; кристаллизация имеет последовательный характер; случай соответствует реальным условиям кристаллизации отливок;

$1 > K_p > 0$ — переохлаждение в центре происходит, и объемная кристаллизация имеет место в начальной стадии; после снятия переохлаждения оставшийся жидкий металл кристаллизуется последовательно; случай может иметь место в малых объемах металла;

$K_p = 1$ — переохлаждение настолько велико, что теплота кристаллизации при росте кристаллов полностью его компенсирует. Кристаллизация происходит объемно;

$K_p \gg 1$ — переохлаждение чрезвычайно велико и кристаллизация полностью подавляется; образуется аморфное тело.

Термодинамическая теория кристаллизации, как и вообще термодинамика обратимых процессов, строится без учета категорий времени и пространства. Однако, опираясь на квазистатическую модель, можно использовать ее результаты при рассмотрении процесса, протекающего в элементарном объеме.

Отнесем рассмотрение процесса возникновения и роста кристаллов к зоне переохлаждения перед основным фронтом кристаллизации. Будем для простоты рассматривать чистый металл. Ввиду малости переохлаждения в реальных условиях кристаллизации отливок положим, что процесс протекает при постоянной температуре T . Ввиду невозможности отдельного определения V и σ , а также D и χ примем

$$\frac{V\sigma^3}{T} = C_3 \text{ и } \frac{D\chi^3}{T} = C_4,$$

тогда получим:

$$J = C_1 e^{-\frac{C_2}{(\Delta T)^2}}; \quad (3.25)$$

$$v = C_2 e^{-\frac{C_3}{(\Delta T)^2}}. \quad (3.26)$$

Если определенной величине переохлаждения соответствует своя скорость охлаждения, то должно быть справедливо и обратное утверждение, что определенной скорости охлаждения поверхности отливки из данного материала для данного расстояния от этой поверхности соответствует определенное переохлаждение.

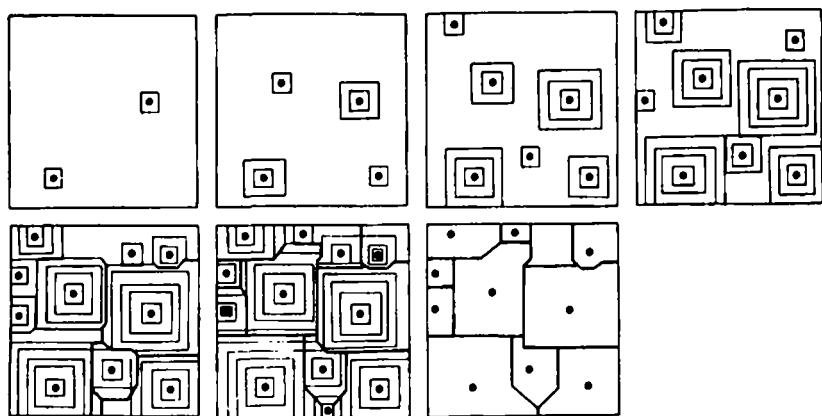


Рис. 38. Плоская модель кристаллизации ($J = \text{const}$, $v = \text{const}$)

Для единого процесса в каждом элементарном объеме величины переохлаждений в обоих равенствах (3.25) и (3.26) не могут не быть равными друг другу. Это дает возможность связать их в одно равенство и исключить величину переохлаждения

$$J = C_1 e_2^{\frac{C_2}{C_4}} v^{\frac{C_2}{C_4}}. \quad (3.27)$$

Уравнение (3.27) можно заменить другим

$$J = m v^n, \quad (3.28)$$

где m и n — постоянные, которые можно определять только из опыта.

Выделим мысленно в жидкой части отливки плоскость, параллельную поверхности самой отливки. При приближении к этой плоскости фронта кристаллизации отдельные кристаллы проходят через нее и продолжают расширять свою площадь. По мере продвижения области кристаллизации через выделенную плоскость количество жидкой фазы постоянно сокращается, и наконец, она

исчезает. Процесс покрытия этой плоскости твердой фазой можно рассматривать как плоскую модель кристаллизации.

Представим, что некоторая плоскость (рис. 38) заполняется твердой фазой таким образом, что скорость возникновения центров кристаллизации и скорость кристаллизации остаются постоянными. Разделим время на дискретные отрезки и будем считать, что за определенный промежуток времени в жидкой фазе возникнет два центра кристаллизации и координаты их появления будут произвольны. Предположим, что кристаллы растут в форме квадратов и за каждый промежуток времени вокруг каждого центра образуется слой постоянной толщины. Такая задача впервые была поставлена Л. И. Миркиным и решена аналитически методами теории вероятностей акад. А. Н. Колмогоровым. Решение этой задачи дало следующие результаты.

Средний размер образующихся квадратных кристаллов

$$d_{нл} = 1,24 \sqrt[3]{\frac{v}{J}}. \quad (3.29)$$

Решение А. Н. Колмогорова можно распространить с плоской на объемную задачу. В этом случае получаем

$$d_{об} = 1,093 \sqrt[4]{\frac{v}{J}}.$$

Из полученных формул отчетливо видно, что размер зерна зависит только от отношения скоростей кристаллизации и возникновения центров кристаллизации. Чем больше скорость кристаллизации и меньше скорость возникновения центров кристаллизации, тем крупнее зерно, и наоборот.

Если рассматривать процесс перехода из жидкого состояния в твердое на макроскопическом уровне, то скорость затвердевания можно определить из закона квадратного корня (1.11).

Скорость затвердевания v , определенная равенством (1.12), должна быть равна средней скорости роста граней отдельных кристаллов, т. е. средней скорости кристаллизации. Если считать, что мы рассматриваем шлиф, вырезанный из отливки в плоскости, параллельной поверхности на расстоянии x от нее, то можно, комбинируя равенства (3.29) и (1.12), получить

$$J = 0,96 \frac{K^2}{xd^3}, \quad (3.30)$$

где K — коэффициент затвердевания; x — расстояние от поверхности отливки до плоскости шлифа; d — средний размер зерен.

Измерив размер зерен на поверхности шлифа, по этой формуле можно определить скорость возникновения центров кристаллизации. Согласно равенству (3.28) скорость возникновения центров кристаллизации и скорость кристаллизации связаны показательной зависимостью. Это значит, что в логарифмических координатах

тах связь между ними будет выражаться прямой линией. На рис. 39 представлены результаты опытов и расчетов, которые подтверждают это положение. Из рисунка следует, что различные металлы при равных скоростях кристаллизации или скоростях охлаждения имеют существенно разные скорости возникновения центров кристаллизации. Чистые металлы имеют меньшие скорости возникновения центров кристаллизации, чем их сплавы.

Комбинируя равенства (3.28), (3.29) и (1.12), можно получить связи между размером зерна и скоростью или расстоянием от поверхности отливки:

$$d = m_1 v^{-n_1}; \quad (3.31)$$

$$d = m_2 x^{-n_2}, \quad (3.32)$$

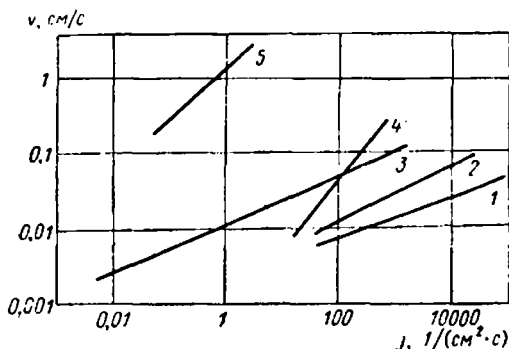


Рис. 39. Зависимость скорости возникновения центров кристаллизации от скорости кристаллизации:

1 — железо; 2 — алюминий; 3 — сталь 34ХНЗМ;
4 — силумин; 5 — титан

где m_1 , m_2 , n_1 , n_2 — величины, определяемые опытным путем.

Исследования подтверждают, что изменения размеров зерна первичной кристаллизации в зависимости от расстояния до поверхности отливки удовлетворительно описываются показательными функциями вида (3.32).

§ 15. Типы кристаллических структур сплавов в отливках

Основной единицей структуры первичной кристаллизации металла является зерно, характеризующееся единой системой ориентации атомно-кристаллической решетки и определенными границами, отделяющими его от соседних зерен. В простейших случаях такое зерно не имеет внутренней структуры и обладает округлыми границами. Однако часто в зерне при травлении выявляются системы осей, располагающиеся под определенными углами друг к другу. Такое зерно называется дендритом. В нем выде-

ляются главные оси первого порядка, перекрещивающиеся с ними оси второго порядка и оси третьего порядка. Оси более высоких порядков не выявляются. Границы между дендритами выявляются менее отчетливо, чем между округлыми зернами; скорее, они представляют собой сцепления между окончаниями осей дендритов второго порядка.

Наблюдения под микроскопом и киносъемка роста кристаллических форм, образующихся в солях или иных прозрачных жидкостях при различных скоростях охлаждения, позволяют выявить картину, схематически представленную на рис. 40.

Из рисунка следует, что по мере увеличения скорости охлаждения $v_{охл}$ формы роста кристаллов постепенно усложняются. Для малых скоростей характерны глобулярные (рис. 40, а), или округ-



Рис. 40. Формы роста кристаллов

лые, формы; с увеличением скорости формы кристаллов становятся неправильными и процесс их роста становится неустойчивым. При дальнейшем ускорении охлаждения возникают и становятся все более четкими дендритные формы (рис. 40, б): оси становятся все более тонкими, а расстояния между ними уменьшаются. Наконец, при самых больших скоростях охлаждения оси второго и третьего порядков перестают образовываться и возникают игольчатые формы (рис. 40, в).

Наблюдения за последовательностью роста отдельных дендритов показывают, что оси их растут с преобладающей продольной скоростью. Причем скорость роста осей первого порядка больше, чем второго, а второго — больше, чем третьего.

На рис. 41 показаны зависимости размеров зерна и расстояний между осями дендритов второго порядка в стали от скорости затвердевания, меняющейся в широких пределах.

В сплавах типа твердого раствора через плоскость, находящуюся на определенном расстоянии от поверхности отливки, при кристаллизации проходит определенный интервал температур и состояний. Этому интервалу соответствует не одна, а целый спектр скоростей кристаллизации. Приблизительно скорость кристаллизации можно отнести к скорости перемещения температуры, лежащей посередине между ликвидусом и солидусом.

При кристаллизации сплавов, имеющих эвтектическое или перитектическое превращение, можно выделить две различных скорости: выделения первичных кристаллов и собственно формирования эвтектики или перитектики.

При эвтектической кристаллизации одновременно образуются две кристаллические формы. Нередко встречаются формы эвтектических структур, при которых обе фазы кристаллизуются в виде пластинок.

Выделения структурных составляющих, имеющих меньший объем, могут иметь формы стержней, шариков, иголок. Когда объем второй фазы (структурной составляющей) очень мал, она образует пленки по границам зерен.

Кристаллизация перитектических сплавов по характеру близка к кристаллизации твердых растворов, но дает менее однородные структуры.

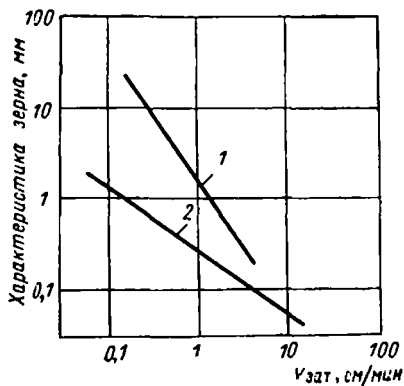


Рис. 41. Зависимость среднего размера дендрита (1) и расстояние между его осями второго порядка (2) в стали от скорости затвердевания $v_{зат}$

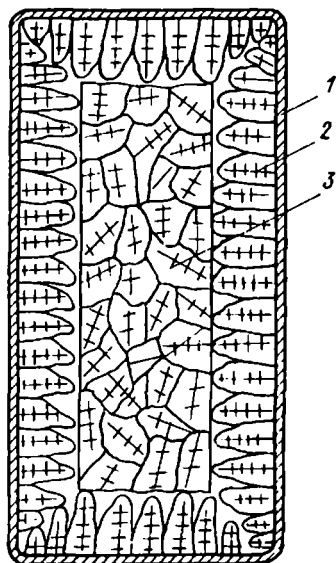


Рис. 42. Структурные зоны в отливке

При рассмотрении кристаллической структуры на макроscopicком уровне для отливки в целом можно выделить три характерных зоны (рис. 42): корковая 1, зона столбчатых, или ориентированных, кристаллов 2, неориентированных кристаллов 3.

Корковая зона состоит из мелких кристалликов. При микроскопическом изучении видно, что по соотношению осевых размеров они близки к равноосным, но их оси первого порядка, как правило, располагаются перпендикулярно к поверхности отливки.

Кристаллы, входящие в зону столбчатых, или ориентированных, кристаллов, вытянуты, и их оси первого порядка четко направлены перпендикулярно к поверхности отливки. Если заливка производится при очень низкой температуре или прямо при температуре начала кристаллизации, зона столбчатых кристаллов не образуется. В случае заливки при очень больших перегревах столбчатые кристаллы достигают оси отливки. Такое явление называют **т р а н с к р и с т а л л и з а ц и е й**. При увеличении

скорости охлаждения толщина зоны столбчатых кристаллов возрастает.

Зона неориентированных кристаллов занимает всю среднюю часть отливки и состоит из крупных кристаллов с беспорядочным направлением осей первого порядка.

Переход от зоны столбчатых кристаллов к неориентированным связан с величиной температурного градиента в жидкой части отливки на границе затвердевания. Указанный переход происходит при достижении этим градиентом некоторого минимального значения. В случае заливки при низких температурах этот градиент уже достигнут и столбчатые кристаллы не образуются. При транскристаллизации перегрев должен быть настолько велик, что минимальный градиент достигается одновременно с окончанием затвердевания.

§ 16. Расчет распределения примеси в структуре; дендритная ликвация

Л и к в а ц и е й¹ называют химическую неоднородность отливки, возникающую при кристаллизации из расплава. Ликвация в стальном слитке впервые была выявлена и исследована А. С. Лавровым и Н. В. Калакуцким в 1866 г.

Различают дендритную ликвацию в пределах одного дендрита (микроскопический уровень) и зональную ликвацию в пределах отливки в целом (макроскопический уровень). Внутри дендрита различают состав сплава в осях, в межосных пространствах и по его границам.

Дендритная ликвация исследуется различными методами.

При металлографическом методе неоднородность выявляется травлением шлифов и рассмотрением их при небольших увеличениях. Причем части зерен, имеющие повышенное количество примесей, травятся быстрее и темнеют сильнее, чем чистые.

Химический метод заключается в послойном растворении образца сплава в тех или иных реактивах. Примеси, переходящие в раствор, могут определяться количественным химическим анализом. Таким методом неметаллические включения отделяются от основного металла.

Методом определения микротвердости устанавливают соотношение между концентрацией данной примеси и твердостью сплава. Этим методом можно определить ее распределение в структуре. Метод является косвенным и не очень точным, но находит применение ввиду простоты.

Локальным спектральным анализом производится количественный анализ на поверхности шлифа порядка квадратного микрона. Данный метод требует сравнительно сложной аппара-

¹ Наряду с термином ликвация применяется термин сегрегация, а в старой литературе — зейгирование.

туры, но очень эффективен и получает все большее распространение.

Теория сплавов классического металловедения основывается на статической модели процесса равновесной кристаллизации. Для того чтобы в системе имело место статическое — физико-химическое равновесие, необходимо выполнение следующих условий:

1) равенство и постоянство температуры и давлений в каждой точке системы;

2) равенство химических потенциалов всех фаз системы, исключаящее протекание химических реакций;

3) равенство и постоянство концентраций всех компонентов в пределах каждой из фаз (но неравенство их концентраций в различных фазах).

Классическая термодинамика рассматривает течение равновесных процессов, при которых параметры системы изменяются бесконечно медленно, но превращение, т. е. исчезновение старых и появление новых фаз, происходит. При этом принимается, что диффузия полностью выравнивает состав каждой из фаз в каждый момент процесса превращения.

Из опыта хорошо известно, что при кристаллизации отливок перепады температур по их сечению достигают сотен градусов. Различием гидростатического давления в отливках конденсированных систем можно было бы пренебречь, но при выделении газов из раствора это недопустимо. Химические реакции в кристаллизующемся сплаве, безусловно, происходят. О полном выравнивании концентрации в пределах даже отдельных кристаллов в реально закристаллизовавшихся сплавах не может быть и речи. Если бы это происходило, ликвация не имела бы места.

Главным методом построения диаграмм состояния является термический анализ. Он основан на измерении температуры в элементарном объеме, окружающем горячий спай термопары. Отклонения от нормального хода получаемой при этом температурной кривой, связанные с тепловым эффектом выделения или исчезновения какой-либо фазы, переносятся на диаграмму состояния в виде точек начала и конца превращения.

Таким образом, диаграмма состояния строится фактически не для системы (отливки), а только для элементарного объема. Такой элементарный объем может быть достаточно мал, чтобы в его пределах можно было не принимать во внимание перепадов температур и давлений, но достаточно велик, чтобы включать в себя участки, лежащие по разные стороны границы раздела фаз.

Перепады концентраций в пределах каждого из этих участков могут не приниматься во внимание за малостью, а разрыв концентраций в сосуществующих фазах отражается на равновесной диаграмме состояния, что позволяет использовать квазистатическую модель процесса и отображающую его диаграмму состояния. В этом случае принимается, что равновесие

существует на микроскопическом уровне во множествах элементарных объемов, соответствующих различным температурам, но в системе (отливке) на макроскопическом уровне равновесие отсутствует. С точки зрения квазистатической модели появление в сплаве, имеющем концентрацию добавки, лежащую в пределах ограниченного твердого раствора, эвтектических или связанных с перитектическим превращением систем, выделений смежной фазы, является вполне законным. Именно квазистатическое равновесие дает возможность строить и применять равновесные диаграммы состояния для превращений, происходящих при существенно различных скоростях охлаждения и явно незавершенной

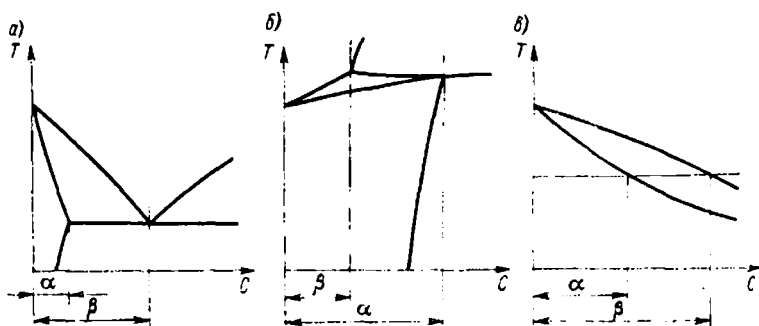


Рис. 43. Схема к определению коэффициента распределения: *a* — эвтектика; *б* — перитектика; *в* — непрерывный раствор

диффузии. Выравнивание состава такой неравновесной структуры достигается при отжиге.

Обозначим (рис. 43) предельную растворимость добавки в основе сплава при температуре эвтектики или перитектики через α , а концентрацию эвтектической или перитектической точки через β . Частное от деления α на β обозначим через ω и назовем эту величину коэффициентом распределения системы. Его величина при условии прямолинейности линий ликвидус и солидус будет постоянна и независима от концентраций. В случае эвтектической системы коэффициент распределения будет меньше единицы (рис. 43, *a*); в случае перитектической — больше единицы (рис. 43, *б*); исходя из принципа, что два любых вещества всегда растворимы друг в друге, он не может быть равен нулю. Непрерывный ряд твердых растворов приближенно может быть представлен как искривленный ромб (рис. 43, *в*).

Возьмем сплав с исходной концентрацией C_0 , тогда в элементарном объеме, соответствующем центру кристаллизации, концентрация добавки будет равна ωC_0 . В эвтектической системе она будет меньше, чем исходная, в перитектической — больше, чем исходная. В процессе дальнейшей кристаллизации эвтектического сплава к кристаллу присоединится сплав, объединенный

примесью, а ее избыток оттеснится в жидкую часть и постепенно будет там накапливаться. В перитектическом сплаве, наоборот, к элементарному объему, соответствующему центру кристаллизации, будет присоединяться сплав, обогащенный примесью, а количество ее в жидкости будет снижаться.

Рассмотрим распределение примеси по сечению части дендрита, расположенной между двумя его осями (рис. 44) в случае эвтектической системы при следующих дополнительных допущениях:

1) диффузия в твердой фазе не происходит совершенно;

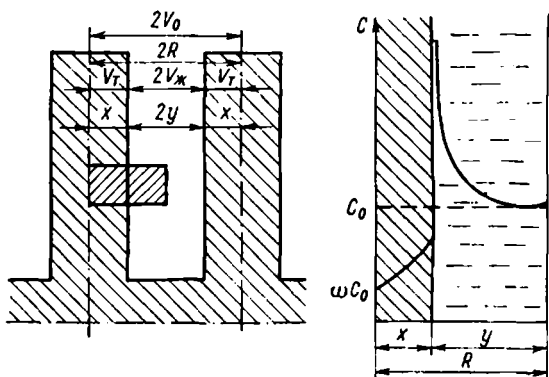


Рис. 44. Схема к расчету дендритной ликвации

2) диффузия в жидкой фазе происходит мгновенно, следовательно, состав жидкой фазы одинаков во всех ее точках;

3) линии ликвидус и солидус прямолинейны.

Обозначим концентрации добавки на границе между жидкой и твердой фазами на некотором расстоянии от осей соответственно $C_{ж}$ и $C_{т}$, тогда

$$C_{т} = \omega C_{ж}. \quad (3.33)$$

При затвердевании объема $V_{т}$ в жидкую часть системы переходит количество добавки $(C_{ж} - \omega C_{ж}) dV_{ж}$. Изменение содержания добавки в жидкой области $dC_{ж}$ при этом составит

$$dC_{ж} = \frac{(1 - \omega) C_{ж} dV_{ж}}{V_{ж}} \quad (3.34)$$

или

$$\frac{dC_{ж}}{C_{ж}} = (1 - \omega) \frac{dV_{ж}}{V_{ж}}. \quad (3.35)$$

Интегрируя дифференциальное уравнение (3.35) в пределах от C_0 до $C_{ж}$ и от V_0 до $V_{ж}$, где V_0 — общий объем системы, получим

$$\ln \frac{C_0}{C_{ж}} = (1 - \omega) \ln \frac{V_{ж}}{V_0}. \quad (3.36)$$

Примем во внимание, что

$$V_{\text{ж}} + V_{\text{т}} = V_0, \quad (3.37)$$

где $V_{\text{т}}$ — объем твердой части.

Предположим, что часть металла, затвердевающая между смежными осями, имеет плоские границы. Тогда отношение объемов можно заменить отношениями толщин.

В результате получим

$$\ln \frac{\omega C_0}{(C_{\text{т}})_x} = (1 - \omega) \ln \frac{y}{R}, \quad (3.38)$$

где $2R$ — расстояние между осями, от которых идет кристаллизация, $2y$ — ширина жидкой части в этом пространстве.

Преобразуя равенство (3.38), получим окончательно

$$\frac{(C_{\text{т}})_x}{C_0} = \omega \left(\frac{R}{y} \right)^{1-\omega}. \quad (3.39)$$

При $y = R$ $(C_{\text{т}})_x = \omega C_0$; это соответствует началу кристаллизации на оси дендрита.

При $y = 0$ $(C_{\text{т}})_x = \infty$; это отношение не имеет смысла, так как интегрирование можно производить только до предельной растворимости в случае эвтектической или перитектической системы или до 100%-ной концентрации добавки для случая непрерывного твердого раствора.

Если $\omega \rightarrow 1$, т. е. ветви ликвидус и солидус очень близки друг к другу и $(C_{\text{т}})_x = C_0$, то структура будет однородна.

Если $\omega \rightarrow 0$, то в показателе степени ее величиной можно пренебречь по сравнению с единицей. Тогда

$$\frac{(C_{\text{т}})_x}{C_0} = \omega \frac{R}{y}, \quad (3.40)$$

т. е. концентрация добавки будет изменяться по гиперболическому закону.

При постепенном увеличении концентрации добавки, по мере сближения фронтов твердой фазы, движущихся навстречу друг другу от двух смежных осей, будет достигнута исходная концентрация C_0 . Из равенства (3.39) для этого случая можно получить при $(C_{\text{т}})_x = C_0$:

$$\frac{y}{R} = \omega^{\frac{1}{1-\omega}}. \quad (3.41)$$

Когда $\omega \rightarrow 0$, его значением по сравнению с единицей можно пренебречь, тогда

$$\frac{y}{R} = \omega. \quad (3.42)$$

Когда концентрация добавки в твердой фазе достигнет в эвтектической системе предельной растворимости, т. е. $(C_T)_x = C_p$, можно написать

$$\frac{y}{R} = \left(\frac{C_p}{\omega C_0} \right)^{-\frac{1}{1-\omega}} \quad (3.43)$$

и при $\omega \rightarrow 0$

$$\frac{y}{R} = \omega \frac{C_0}{C_p}. \quad (3.44)$$

При достижении концентрации в твердой фазе величины C_p начинается эвтектическая кристаллизация добавки и основы сплава.

Таким образом, граница зерна или границы межсоснового пространства дендрита представляют собой поверхность, на которой начинается эвтектическая кристаллизация примесей.

Исходя из равенства (3.39), найдем производную от концентрации по координате

$$\frac{d(C_T)_x}{dy} = - \frac{\omega(1-\omega)C_0R^{1-\omega}}{y^{2-\omega}}. \quad (3.45)$$

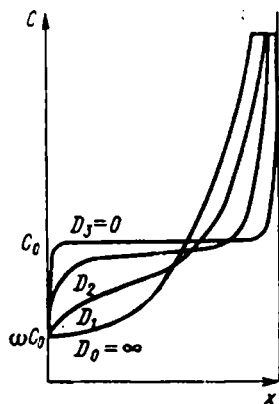
Знак минус обозначает, что чем меньше y , тем больше градиент концентрации.

При $\omega \rightarrow 1$ $d(C_T)_x/dy \rightarrow 0$, т. е. градиент будет отсутствовать и распределение добавки по зерну будет равномерным.

При $\omega \rightarrow 0$

$$\frac{d(C_T)_x}{dy} = - \frac{\omega C_0 R}{y^2}, \quad (3.46)$$

Рис. 45. Влияние диффузии в жидкой части на распределение примеси



т. е. изменение градиента по мере приближения к стыку границ слоев, кристаллизующихся от смежных осей, чрезвычайно быстро возрастает.

Учет конечной скорости диффузии в жидкой и твердой фазе весьма усложняет расчет и не позволяет получить его результаты в виде обозримых аналитических выражений. На рис. 45 схематически показано изменение кривой распределения примеси по зерну при замедлении скорости диффузии в жидкой части и равной нулю скорости диффузии в твердой части, полученное в результате расчетов в конечных разностях и с привлечением ЭВМ.

Из рисунка видно, что по мере уменьшения коэффициента диффузии D от ∞ до 0 в жидкой фазе распределение добавки по зерну в общем выравнивается. При этом области низких концентраций примеси по оси и высоких концентраций по границам зерна в большой степени обособляются.

С другой стороны, огромные градиенты добавок вблизи границ зерна при температуре, близкой к солидусу, ведут к очень

быстрой диффузии в твердой фазе. Резкая неоднородность, которую дает расчет по уравнению (3.39), реализуется не полностью. Появление эвтектических выделений по границам зерен, которое предусматривается этой схемой, происходит не всегда. Затверждение заканчивается раньше, чем достигается возможность выделения частиц новой фазы. Чем мельче зерно и быстрее охлаждение, тем менее вероятность такого выделения.

Таблица 10

Массовая доля (%) добавок в центре зерен по расчетным и опытным данным

| Основа сплава | Добавка | Скорость охлаждения град/мин | Массовая доля | | |
|---------------|---------|------------------------------|----------------|------------------------|--------------------------------|
| | | | Исходная C_0 | Расчетная ωC_0 | Опытная (минимальное значение) |
| Al | Cu | 10—400 | 2 | 0,29 | 0,2 |
| | | | 5 | 0,72 | 0,75 |
| | Zn | 10—60 | 6 | 2,7 | 2,4 |
| | | 100—1200 | 6 | 2,7 | 6,0 |
| Cu | Si | 10—800 | 2,0 | 1,4 | 1,4 |
| | | | 4,3 | 2,8 | 2,5 |
| | Zn | 10—100 | 2 | 0,9 | 0,9 |
| | | | 30 | 12,0 | 12 |
| | Ni | 0—33 | 45 | 60 | 62,5 |
| | | | 340 | 60 | 56 |
| 5800 | | | 60 | 45 | |

В табл. 10 сопоставлены расчетные — по формуле (3.39) — и фактические данные результатов опытов И. И. Новикова и В. С. Золотаревского и других авторов по определению содержания различных добавок в центрах зерен первичной кристаллизации в сплавах на основе алюминия и меди. Определения производились методами микротвердости и локального спектрального анализа. В таблице указаны минимальные из полученных значения. При малых и средних скоростях охлаждения расчетные (т. е. взятые из диаграмм состояния) концентрации добавок на солидусе при температуре начала кристаллизации данного сплава хорошо совпадают с опытными данными. Однако при больших скоростях охлаждения в системах алюминий—цинк и медь—никель

концентрация добавки в центре зерен достигает исходной величины. Очевидно, это происходит оттого, что диффузия в жидкой части не в состоянии выравнять концентрацию (рис. 45). При очень медленной кристаллизации (или при отжиге) диффузия в твердой части обеспечит выравнивание концентрации в центрах зерен, которые совпадут с исходными величинами. В этом случае состояние сплава будет соответствовать статической модели.

Экспериментальные определения концентрации добавки по границам зерна выполнить гораздо труднее, так как они сосредотачиваются в узких полосках на шлифе и распределены внутри этих полос весьма неравномерно.

Из приведенных выше расчетов следует, что по границам зерен состав сплава должен соответствовать в среднем предельной концентрации растворимости при температуре эвтектики или перитектики — C_p . В табл. 11 по тем же данным показаны содержания добавок на границах зерен в сплавах на основе алюминия и меди, полученные при различных скоростях охлаждения. Из таблицы видно, что при малых скоростях охлаждения содержание добавки на границе зерна близко к исходному.

Таблица 11

Массовая доля добавок (%) на границе зерна по расчетным и опытным данным

| Основа сплава | Добавка | Скорость охлаждения град/мин | Массовая доля | | |
|---------------|---------|------------------------------|----------------|--------------------------------|--------------------------|
| | | | Исходная C_0 | На границе растворимости C_p | Опытная на границе зерен |
| Al | Cu | 1—2 | 2 | 5,7 | 1,9 |
| | | 10—20 | | | 3,5 |
| | | 100—200 | | | 2 |
| Cu | Si | 1—2 | 4,3 | 5,3 | 3,9 |
| | | 30—40 | | | 5,2 |
| | | 300—400 | | | 3 |
| | Sb | 1—2 | 6,5 | 11 | 8,2 |
| | | 30—40 | | | 11 |
| | | 300—400 | | | 8 |

Очевидно, эти скорости обеспечивают выравнивание концентрации в твердой фазе. В случае промежуточных, но достаточно высоких скоростей, концентрация добавок действительно близка к величине предельной растворимости при температуре эвтектики или перитектики. При весьма высоких скоростях содержа-

ние добавок вновь приближается к исходному. Это означает, что диффузия в жидкой фазе не успевает выравнять состав; выделения добавки концентрируются в весьма узких областях и анализ их усредняет.

Таблица 12

Массовая доля меди на различных расстояниях от границы зерна

| Сплав | Скорость охлаждения, град/мин | Расстояние от границы зерна, мкм | | | | |
|------------|-------------------------------|----------------------------------|-----|-----|-----|-----|
| | | 0 | 10 | 20 | 40 | 80 |
| | | Массовая доля меди, % | | | | |
| Al + 2% Cu | 0,5 | 5,5 | 3,2 | 2,4 | 2,0 | 1,6 |
| | 13 | 5,7 | 4,0 | 3,0 | 1,0 | 0,5 |
| | 29 | 5,6 | 2,2 | 1,3 | 0,5 | 0,4 |

В табл. 12 для системы алюминий + 2% меди показано распределение добавки по мере удаления от границы зерна при различных скоростях охлаждения.

Чем больше скорость охлаждения, тем круче поднимается вверх концентрация добавки у границы зерна. Расчетные концентрации для этой системы равны: $C_p = 5,7\%$; $C_0 = 2,0\%$; $\omega C_0 = 0,3\%$.

Приведенные данные показывают, что при тех средних скоростях, при которых происходит кристаллизация реальных отливок, процесс перераспределения примесей наиболее близок к квазистационарной модели. В этом случае решающее влияние на степень дендритной ликвации оказывает коэффициент распределения данной добавки.

На рис. 46, по данным И. П. Голикова, показана зависимость развития дендритной ликвации в стали различных элементов от их коэффициентов распределения. Развитие ликвации определялось методом послойного стравливания образцов и определения количества примесей, переходящих в раствор. Чем меньше коэффициент распределения, тем сильнее выражена неоднородность распределения добавки в структуре и тем интенсивнее она накапливается по границам зерен.

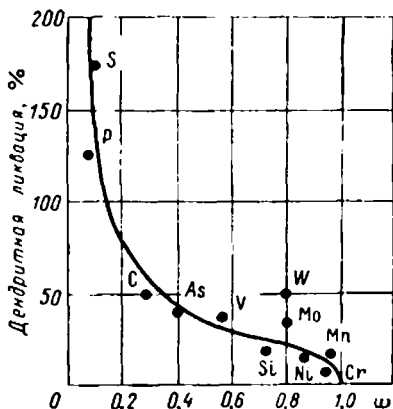


Рис. 46. Зависимость развития дендритной ликвации в стали от коэффициентов распределения элементов ω

Скопление примесей по границам зерна неизбежно будет снижать пластичность сплава. Все «вредные примеси» имеют малые значения коэффициентов распределения. Легирующие добавки только тогда действуют эффективно, когда они имеют коэффициент распределения, близкий к единице.

§ 17. 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 **о к и с л ы** и **с у л ь ф и д ы**. По видам источников неметаллические включения де-

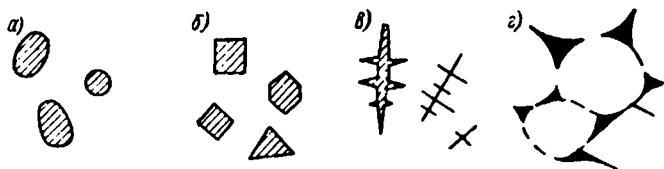


Рис. 47. Формы неметаллических включений: а — сферические; б — кристаллические; в — дендритные; г — пленочные

лятся на попадающие в сплав вместе с шихтой, продукты взаимодействия компонентов сплава с примесями или добавками, продукты взаимодействия компонентов сплава с атмосферой. По формам неметаллические включения делятся на круглые, кристаллические, дендритные и пленочные (рис. 47).

Методы определения неметаллических включений в сплавах бывают химические и металлографические.

При химическом методе образцы сплава растворяются в слабых кислотах, часто с наложением постоянного тока, а включения остаются в растворе в виде осадка и отделяются от него фильтрацией. Они изучаются под микроскопом, а их состав определяется методами микрохимического анализа. К сожалению, при выделении часть включений, в особенности сульфидных, разрушается.

При металлографическом методе неметаллические включения изучаются на шлифах. Оценка количества производится либо при просмотре определенного числа полей и их сравнении с эталонами, либо сплошным обмером всех включений, находящихся на определенной площади. При обмере определяются диаметр каждого включения и их число. Эти величины позволяют вычислить средний процент площади, занятой включениями на шлифе.

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.

Соединения, входящие в состав неметаллических включений, наиболее часто встречающиеся в литейных сплавах, указаны в табл. 13.

Таблица 13

Соединения, входящие в состав неметаллических включений различных сплавов

| Основная сплава | Оксиды | | Сульфиды | | Нитриды нерастворимые |
|-----------------|---|--------------------------|---------------|--------------------------|-----------------------|
| | нерастворимые | растворимые | нерастворимые | растворимые | |
| Fe | SiO ₂ Al ₂ O ₃ MnO CrO ₃ TiO ₂ | FeO | — | FeS MnS | TiN |
| Cu | SnO ₂ Al ₂ O ₃ | CuO Cu ₂ O | — | Cu ₂ S CuS | — |
| Al | Al ₂ O ₃ MgO | — | MgS | — | — |
| Mg | MgO Al ₂ O ₃ | — | MgS | — | — |

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 сульфидных включений 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 она содержит легирующие добавки элементов, образующих устойчивые окислы — хром, алюминий, титан.

Малорастворимые включения (например, окислы в стали) при увеличении скорости кристаллизации в широком диапазоне не

изменяют своих размеров (рис. 48, а). 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 их всплывание происходит на ламинарном режиме, подчиняющемся уравнению Стокса,

$$\omega = \frac{2}{9} g \frac{\rho_m - \rho_v}{\eta} r^2, \quad (3.47)$$

где ω — скорость всплывания; g — ускорение силы тяжести; $\rho_m - \rho_v$ — разность плотностей металла и включения; η — вязкость металла; r — радиус частицы.

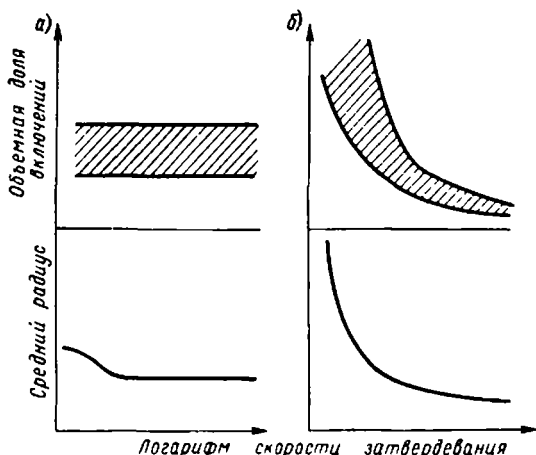


Рис. 48. Схема влияния скорости затвердевания на характеристики окисных (а) и сульфидных (б) неметаллических включений в стали

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 (рис. 48, б). Это объясняется тем, что при ускорении охлаждения диффузия в жидкой фазе не успевает выровнять состав вблизи границ зерен. Кроме того, происходит измельчение самого зерна.

Неметаллические включения, относящиеся к этим двум группам, образуются элементами, дающими с основой сплава диаграммы состояния различного типа (рис. 49). Железо и медь

образуют с кислородом монотектики, лежащие очень близко к основе сплава; за монотектиками следуют обширные области с расслоением сплава в жидком состоянии. При концентрациях, лежащих за монотектической точкой в сплаве, вполне могут присутствовать мелкие частицы жидкой неметаллической фазы, соответствующие по составу штриховой линии (рис. 49, а). Эти же основы сплава образуют с серой диаграммы состояния с эвтектикой и имеют очень низкие коэффициенты распределения (рис. 49, б). При кристаллизации вблизи от фронта твердой фазы

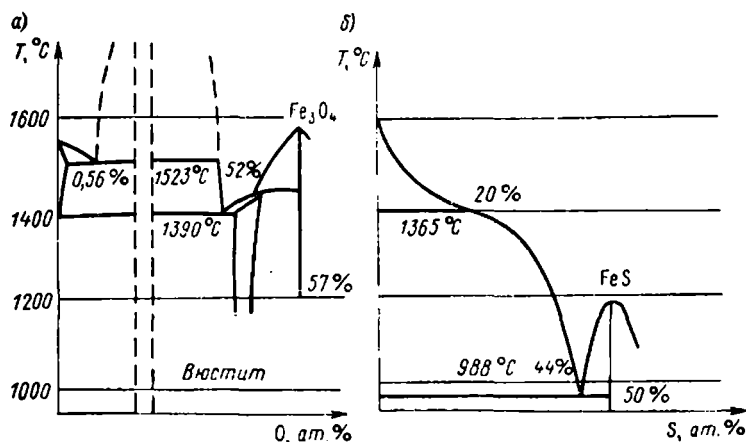


Рис. 49. Начальные участки диаграмм состояния системы железо—кислород (с расслоением) и системы железо—сера (с эвтектикой)

происходит накопление примеси, достигающее эвтектической концентрации у границ зерен, даже если исходного содержания примеси в жидком металле было мало.

Для предотвращения образования или уменьшения количества неметаллических включений в сплавах необходимо проведение следующих мероприятий:

А. Борьба с нерастворимыми включениями.

1. Отстаивание жидкого металла. Способ действенен 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 окисные включения и переносящими их в слой шлака.

4. Фильтрация через огнеупорные фильтры легких цветных сплавов.

Б. Борьба с растворимыми включениями.

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

2. Ускорение затвердевания.

§ 18. Газы

Под газами в металлах понимаются такие простые тела или соединения, которые при нормальных условиях в свободном состоянии находятся в газообразном виде.

При выделении из раствора в процессе кристаллизации газы могут образовывать пустоты, которые разделяются на скопление мелких пузырьков, называемых газовой пористостью, и отдельные крупные пузыри, называемые газовыми раковинами. Их выделение из раствора в твердом металле может вызывать значительные местные давления, внутренние напряжения и надрывы, которые проявляются в виде флокенов в стали или вспучивания на листах из цветных сплавов.

Некоторые газы, в частности водород, оставаясь в растворенном состоянии в твердых сплавах, понижают их механические свойства.

Источниками газов в отливках являются:

1) шихтовые материалы, содержащие их в растворенном состоянии или в виде окисленных поверхностей;

2) атмосфера печи при плавке, которая содержит основные компоненты воздуха — азот и кислород; водяные пары и водород, образующийся при их разложении; окислы углерода и серы, образующиеся при сгорании топлива;

3) атмосфера формы при разливке.

Методы определения газов в сплавах делятся на следующие.

Химический анализ. В этом случае образец из сплава нагревается (желательно до расплавления) в высоком вакууме. При этом газы из него выделяются, а затем определяется их количество и состав обычными методами газового анализа.

Технологические пробы. В этом случае о содержании газов судят по их выделению в пробе сплава, затвердевающей в определенных условиях. Например, в алюминиевых сплавах тигель с расплавом охлаждают при давлении 0,1 мм рт. ст. В этих условиях выделение газов происходит весьма интенсивно и довольно полно с образованием пористости. После охлаждения пробу разрезают и подсчитывают количество газовых пузырьков на 1 см² поверхности продольного разреза. Развитие пористости, пропорциональное содержанию газа, можно определять по эталонам и выражать в баллах.

Кроме того, за последнее время получают распространение различные физико-химические методы определения газов, например метод спектрального анализа.

Количество газов выражается либо в процентах, либо в кубических сантиметрах (при нормальных условиях) на 100 г сплава.

Зависимость растворимости газа в жидком металле S от давления определяется по формуле, впервые предложенной А. Сивертсом в 1912 г.,

$$S = AV\sqrt{p}, \quad (3.48)$$

где p — парциальное давление газа в кгс/см²; A — постоянная для данного металла и газа величина.

Одним из эффективных средств удаления газов из металла является вакуумирование, т. е. выдерживание или переливание его в расправленном состоянии в вакууме.

Зависимость растворимости газа в жидком металле от температуры в ряде случаев может выражаться формулой

$$S = Be^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (3.49)$$

где B — постоянная для данного газа и металла величина; Q — теплота растворения газа; T — абсолютная температура.

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

При переходе из жидкого состояния в твердое и при аллотропических превращениях растворимость газов изменяется скачкообразно. Общая схема зависимости растворимости газа S от температуры металла представлена на рис. 50, а. При температуре кипения растворимость всех газов падает до нуля. У некоторых металлов, например цинка, растворимость газов падает, начиная с точки кристаллизации.

Если рассматривать взаимодействие металла с газом при нормальном давлении, кривую его растворимости в зависимости от температуры можно рассматривать как часть диаграммы состояния (рис. 50, б). Растворение газа, даже в небольших количествах, в принципе должно изменить температуру кристаллизации сплава. Растворимость газа в жидкой фазе основы сплава при температуре кристаллизации практически представляет собой эвтектическую точку, а растворимость в твердой фазе — предельную растворимость данного элемента при температуре эвтектики. При охлаждении системы в заэвтектической области происходит выделение второй фазы в виде газа. При благоприятных условиях газовые пузырьки могут удаляться через жидкую часть отливки; при неблагоприятных условиях — остаются между дендритами и образуют газовые раковины. Выше области, ограниченной пунктирной линией, газы в жидкой фазе находятся в растворе. При повышении

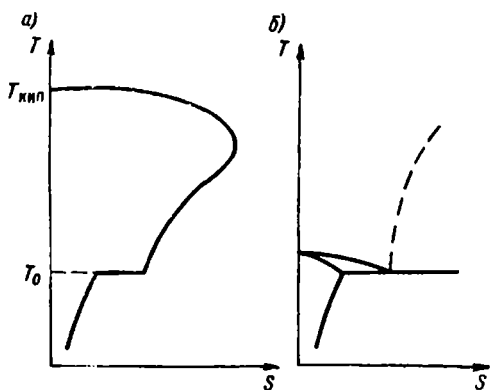


Рис. 50. Схема растворимости газа в металле в зависимости от температуры (а) и фрагмент соответствующей диаграммы состояния (б)

давления эвтектическая точка и точка предельной растворимости будут смещаться вправо; при понижении — влево.

Водород образует растворы почти во всех основах литейных сплавов. Особенно велика растворимость водорода в тугоплавких металлах. В табл. 14 показана растворимость водорода в важнейших металлах при температуре кристаллизации.

Алюминий, несмотря на малую растворимость в нем водорода, весьма склонен к газовой пористости. Очевидно, это связано с малым коэффициентом распределения водорода в нем.

Азот растворяется в железе примерно в тех же количествах, что и водород. Однако его растворимость в γFe достигает 18—

Таблица 14

Растворимость водорода в металлах

| Металлы | Растворимость в см ³ /100 г | | Кoeffициент 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 |

20 см³/100 г и значительно выше, чем в αFe и δFe в твердом состоянии. Участие азота в образовании газовых пустот в железных сплавах невелико, поэтому его отрицательное влияние гораздо меньше, чем водорода.

С алюминием и магнием 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 алюминию и магнию; в других металлах он не встречается.

Аргон и гелий инертны по отношению ко всем металлам.

Реальные содержания газов в литейных сплавах всегда существенно меньше, чем их растворимость в твердом состоянии при температуре кристаллизации.

В условиях кристаллизации при малых коэффициентах распределения концентрации растворенных газов около границы зерен возрастают. Однако газы, в особенности водород, обладают в металлах высокой скоростью диффузии, и это снижает вероятность их выделения. Кроме изменения растворимости, образование газовых пузырей возможно за счет протекания реакций с получением газообразных продуктов. Например, при недостаточно раскисленной стали в результате увеличения концентрации углерода и кислорода вблизи границы твердой фазы при кристаллизации, протекает реакция $\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO} \uparrow$.

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:

$$p > p_a + \rho H + \frac{2\sigma}{r}. \quad (3.50)$$

Если радиус пузырька r равен нулю, то давление, необходимое для его возникновения, становится бесконечным. Следовательно, его возникновение в непрозрачной жидкости весьма затруднено.

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.

Пузыри, формирующиеся в зоне ориентированных кристаллов, растут между ними и имеют вытянутую форму. При большом развитии, например, в слитках кипящей стали, их называют с о т о - в ы м и п у з ы р я м и. По границе зоны столбчатых кристаллов наблюдается усиленное образование пузырей, связанное с изменением режима кристаллизации. В средней части отливки образуются так называемые л и к в а ц и о н н ы е п у з ы р и, не имеющие определенной ориентации, как и окружающие их кристаллы. Для уменьшения содержания газов в литом металле проводятся следующие основные мероприятия.

1) Пересечение всех путей попадания газов в жидкий металл: применение незагрязненной шихты; защита металла при плавке шлаками и флюсами; плавка и разливка в атмосфере инертных газов или вакууме.

2) Продувка жидкого металла инертными газами; введение в сплавы соединений, образующих при взаимодействии с металлом инертные газообразные вещества; перелив и выдерживание металла в вакууме (вакуумирование).

3) Обработка металла веществами, связывающими газы в устойчивые соединения; раскисление металла.

4) Применение некоторых специальных мероприятий: нагрев легкоплавких металлов до температуры кипения; вымораживание, заключающееся в предварительной разливке в чушки для удаления избытков газов, с последующей переплавкой; вибрационная обработка, способствующая дегазации и др.

§ 19. Зональная ликвация в отливках

Зональной ликвацией называют неоднородность химического состава отливки в целом, возникающую при кристаллизации. Она проявляется в виде вытянутых или бесформенных скоплений примесей или компонентов сплава в отдельных частях отливки.

По месту расположения зональную ликвацию разделяют на осевую или V-образную, внеосевую или Λ-образную и ликвационное пятно в верхней части отливки, располагающееся под усадочной раковиной (рис. 51).

Для выявления зональной ликвации используются следующие методы.

Химический — взятие проб в виде стружки из различных точек отливки и их химический анализ. Этот метод дает грубую, но количественную оценку ликвации.

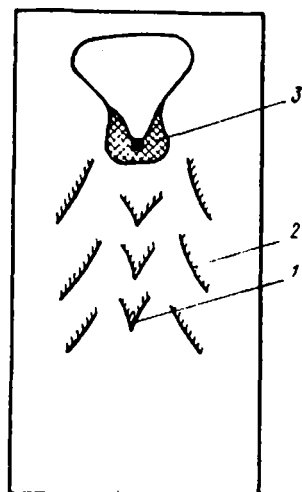


Рис. 51. Зональная ликвация в отливке:

1 — осевая или V-образная; 2 — внеосевая или Λ-образная; 3 — ликвационное пятно под усадочной раковиной

Металлографический — травление макроструктуры. Зоны скопления примесей травятся интенсивнее, чем более чистые, и приобретают более темный цвет. Этот метод дает качественную, но охватывающую все сечения отливки оценку.

Жидкий металл, находящийся в непосредственном контакте с растущими кристаллами, обогащается ликвирующими примесями. При благоприятных условиях этот металл, называемый ликватом, может перемещаться в жидкую часть отливки и перераспределяться в макроскопических масштабах. Прежде всего, это может происходить в результате диффузии, если отливка имеет большие размеры и ее жидкая часть находится в контакте с твердой частью длительное время.

Для проверки этого положения В. М. Тагеевым были проведены следующие опыты. В тигле диаметром 50 мм при помощи индуктора расплавлялась сталь. После затвердевания металла тигель вторично помещался в индуктор таким образом, чтобы расплавлялась только нижняя часть. Затем тигель выдерживался в течение 5 ч в условиях контакта жидкой и твердой фаз. После выдержки слиток разрезался и в различных его частях производился химический анализ (табл. 15).

Опыты отчетливо демонстрируют перемещение примесей из области затвердевания в жидкую часть слитка при длительной выдержке. Различные содержания элементов в исходном и обогащенном металле, находившемся в жидком состоянии, оказались тем больше, чем ниже их коэффициенты распределения.

Всякое перемешивание жидкого металла в процессе затвердевания отливки будет ускорять диффузию и усиливать зональную ликвацию. Действительно, кипящая сталь, подвергающаяся перемешиванию газовыми пузырями, при затвердевании имеет гораздо

Массовая доля (%) примесей в стали

| Наименование | Углерод | Фосфор | Сера |
|---|---------|--------|-------|
| Исходный металл | 0,75 | 0,021 | 0,037 |
| Металл слитка: | | | |
| в верхней нерасплавляющейся части | 0,78 | 0,016 | 0,021 |
| в средней части в зоне контакта твердой и жидкой фазы | 0,74 | 0,018 | 0,023 |
| в нижней части, находившейся в жидком состоянии | 1,47 | 0,039 | 0,096 |

более сильную ликвацию, чем спокойная. При центробежном литье, когда скорость вращения формы мала и металл при затвердевании перемешивается, развивается весьма значительная ликвация. Если скорость вращения формы велика, то ликвация проявляется слабо. Перемешивание жидкого металла в затвердевающих слитках электромагнитным полем вызывает резкое развитие ликвации.

Перемещение ликвата из области затвердевания, в которой сосуществует твердая и жидкая фазы, в жидкую область отливки определяется, во-первых, механическим захватом жидкости осями растущих дендритов, во-вторых, диффузией, осуществляемой переносом загрязненной жидкости. Оба эти фактора действуют независимо от природы ликвирующих примесей и добавок. Соотношение концентраций различных примесей и добавок, вытесненных в междендритные пространства при кристаллизации, а следовательно, и степень ликвации определяются отношением их коэффициентов распределения.

Можно было бы ожидать, что содержание ликвирующих примесей будет непрерывно возрастать от поверхности к осевой части отливки. Однако в результате захвата ликвата между осями дендритов этот процесс проявляется слабо. Гораздо отчетливее проявляется возрастание в этом направлении степени неоднородности распределения примесей в макроскопическом масштабе.

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. По мере сближения фронтов твердой части у оси отливки скорость усадочного перемещения возрастает. Поток движущегося жидкого металла увлекает за собой скопления ликвата, экстрагируя их из межосных

пространств дендритов. Скопления ликвата описывают траектории, определяемые, с одной стороны, движением границ затвердевания, с другой, — усадочными перемещениями жидкого металла (рис. 52, а). Чем ближе к нижнему концу отливки, тем слабее проявляется осевая ликвация и больше угол раскрытия между ветвями ее выделений.

В некоторых сплавах наблюдается явление, названное о б р а т н о й 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

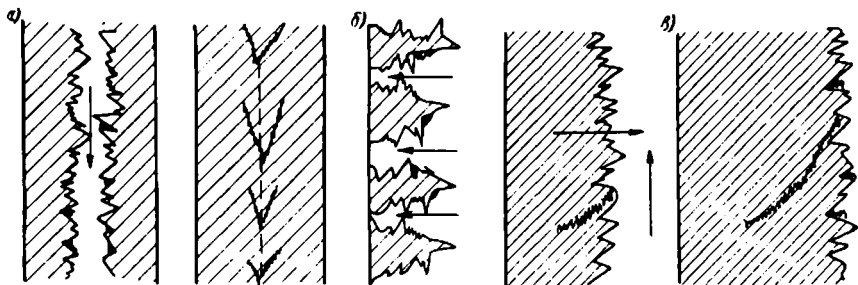


Рис. 52. Образование осевой (а), обратной (б) и внеосевой (в) ликвации

собой объемы ликвата, обогащенного примесями и добавками. В результате их содержание в поверхностном слое оказывается выше, чем в более глубоких (рис. 52, б).

Основной причиной образования ликвационного пятна под усадочной раковинной является всплывание примесей из нижней и средней части слитка или отливки. Определение изменения состава металла снизу вверх по оси крупных стальных слитков показывает, что в поверхностном слое он соответствует исходному, далее содержание примесей снижается, ближе к верхней части возрастает до исходного и в пределах ликвационного пятна резко увеличивается. В первую очередь будут всплывать крупные частицы примесей, обособившиеся в выделения самостоятельных фаз. Повышение содержания ликвирующих примесей в стали всегда снижает ее плотность. Второй, не менее значительной причиной образования ликвационного пятна, может служить увлечение ликвата из верхних слоев металла при усадочном опускании. Прямые анализы показывают, что слой металла, расположенный над усадочной раковинной, содержит примесей меньше, чем их было в исходном металле (рис. 53).

В отливках из цветных сплавов, 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.

Причиной внеосевой Λ -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 слитках. Траектория их движения определяется, с одной стороны, перемещением границ затвердевания, подчиняющимся закону квадратного корня, с другой стороны, всплыванием снизу вверх. 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 (см. рис. 52, в).

Прямые анализы металла в стальных слитках показывают, что в загрязненных зонах внеосевой ликвации, называемых «усами», массовая доля примесей увеличивается в следующих масштабах: углерод 10—30%, фосфор — 20—40%, сера — 30—50% по сравнению с исходным средним составом.

§ 20. Регулирование кристаллизационных процессов

Измельчение размера зерна основы сплава, если оно не связано с чрезмерным увеличением локализации примесей по границам, обычно рассматривается как положительное явление.

Применяемые и важнейшие из предлагаемых методов регулирования кристаллизационных процессов можно разделить на тепловые, физико-химические, механические и воздействия различных физических полей.

Ускорение охлаждения отливки увеличивает скорость кристаллизации и уменьшает размеры всех элементов структуры, а следовательно, улучшает свойства сплава и почти всегда желательно (может быть, за исключением отбела чугуна). Помимо воздействия на рост зерен повышение скорости охлаждения препятствует развитию диффузии в жидкой фазе на микроструктурном уровне и этим самым ослабляет дендритную ликвацию (методы регулирования охлаждения рассмотрены ниже).

Важнейшим методом физико-химического воздействия на кристаллизацию является м о д и ф и ц и р о в а н и е. Оно сводится к введению в сплав веществ (модификаторов), вызывающих измельчение размеров и благоприятное изменение формы структурных составляющих. Модификаторы не изменяют «сущности» сплава, так как вводятся в небольших количествах, но изменяют его структуру. Многие из них активно взаимодействуют с компонен-

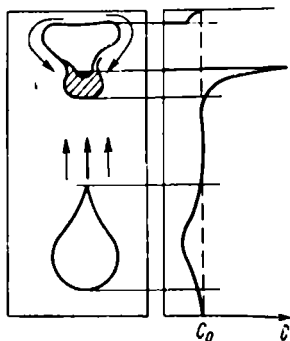


Рис. 53. Образование ликвационного пятна под усадочной раковинной

тами сплава в жидком состоянии, в результате чего эффект модифицирования при выдержке в таком состоянии ослабляется. Введение модификаторов в ряде случаев сопровождается благоприятным воздействием на вредные примеси (раскислением, дегазацией, связыванием серы в устойчивые сульфиды).

По воздействию они делятся на два рода.

Модификаторы первого рода непосредственно образуют центры кристаллизации. Они должны либо сами обладать высокой температурой плавления и создавать твердые частицы, вызывающие гетерогенные образования зародышей, либо образовывать

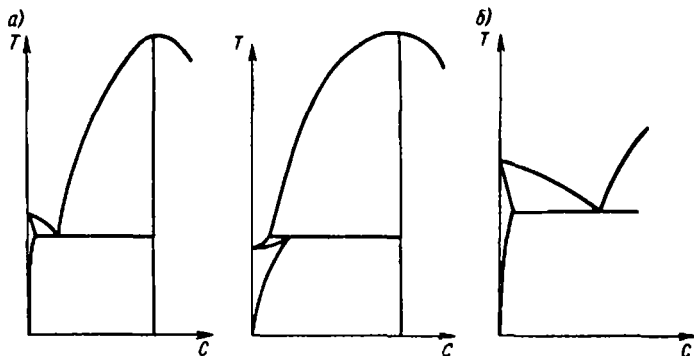


Рис. 54. Диаграммы состояния основы сплава с элементами, могущими служить модификаторами первого (а) и второго (б) рода

с компонентами сплавов тугоплавкие соединения, играющие такую же роль.

И. В. Мальцев предложил следующие критерии для выбора модификаторов первого рода: добавка должна образовывать устойчивое тугоплавкое соединение с одним из компонентов сплава (желательно с его основой) или же сам модификатор должен иметь более высокую температуру плавления, чем основа сплава. При этом желательно, чтобы химическое соединение давало эвтектику или перитектику с основой сплава при очень малой концентрации добавки. В заэвтектической или заперитектической области кривая ликвидуса должна возрастать по возможности круто (рис. 54, а).

Гораздо большее значение имеют модификаторы второго рода, являющиеся поверхностно активными веществами. При кристаллизации они концентрируются на поверхности растущих кристаллов и тормозят их рост. Это должно вызывать увеличение переохлаждения перед фронтом кристаллизации и создавать условия для ускорения возникновения новых центров кристаллизации.

При выборе модификаторов второго рода можно использовать следующие положения.

Добавка должна иметь низкий коэффициент распределения в кристаллизующиеся вещества. Это вызовет концентрацию атомов

добавки вблизи поверхности кристалла. Растворимость добавки в твердой фазе должна быть небольшой — в пределах 0,01—0,1 ат.%. Добавка должна образовывать с основной сплава эвтектику с температурой, близкой к температуре плавления основы сплава (рис. 54, б).

Модификаторы второго рода не только измельчают зерно, но и изменяют формы роста кристаллов. Они препятствуют развитию игольчатых или пластинчатых кристаллов, придавая им округлые формы. Обычно они имеют невысокие температуры плавления, часто более низкие, чем температура плавления основы сплава.

Размер зерна при увеличении количества добавки модификаторов обоих родов первоначально уменьшается пропорционально ее концентрации. При некотором количестве добавки размер зерна чаще всего стабилизируется (кривая 1) или продолжает увеличиваться (кривая 2) (рис. 55). Введение модификаторов, в особенности второго рода, снижает поверхностное натяжение сплавов. Это само по себе должно облегчить условия возникновения центров кристаллизации и снижать интервал метастабильности.

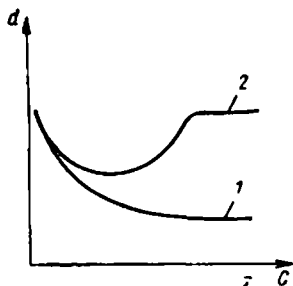


Рис. 55. Влияние добавок модификатора на размер зерна d



Рис. 56. Влияние модифицирования на микроструктуру сплавов: а — мягкая сталь; б — мягкая сталь, модифицированная бором; в — силумин; г — силумин, модифицированный натрием; д — чугун; е — чугун, модифицированный магнием

На рис. 56 показаны схематично некоторые характерные примеры изменения структуры под воздействием модификаторов. Из рисунка видно, что добавки бора в малоуглеродистую сталь измельчают зерна основы сплава.

Модифицирование натрием сплава алюминия с кремнием не оказывает влияния на характер первичных выделений твердого раствора кремния в алюминии, но изменяет игольчатую форму выделения кремния в эвтектических колониях на глобулярную. При игольчатых выделениях кремния сплав хрупок, при глобулярных — обладает приемлемыми механическими свойствами.

При обработке жидкого чугуна магнием графит вместо пластинчатой приобретает форму глобуль. При этом кардинально изменяются механические свойства сплава.

Одним из вариантов воздействия на кристаллизационные процессы является суспензионное литье, разрабатываемое А. А. Рыжиковым. В этом случае в заливаемый в форму сплав по специальному каналу вводится добавка твердого металлического порошка с размером частиц около 0,1 мм в количестве 3—10% от массы сплава. Порошок может быть изготовлен из раскислителей, легирующих добавок или какого-либо промежуточного сплава на той же основе. Порошок, с одной стороны, дает гетерогенные центры кристаллизации, равномерно распределенные по всему объему металла, с другой стороны, является дополнительным средством ускорения охлаждения отливки.

Новым направлением воздействия на кристаллизационные процессы является термовременная обработка сплава перед заливкой в жидком состоянии. Известно, что перегрев сплава перед заливкой способствует увеличению размера зерна. Это объясняется дезактивацией частиц, служащих подложкой при гетерогенном возникновении центров кристаллизации. Например, для алюминия дезактивация центров кристаллизации наблюдается при перегревах свыше 50°C над точкой плавления. Однако при более высоких перегревах (200°C и более) зерно вновь начинает измельчаться, а свойства сплава повышаться. Режим обработки жидкого металла — температура и выдержка при этой температуре — оказывает влияние на получаемую структуру и свойства. Аналогичные явления наблюдаются и в других сплавах.

Выявлено влияние механического воздействия на кристаллизующийся сплав. Это воздействие может проявляться при обработке ультразвуком, вибрацией, перемешиванием или встряхиванием. Под воздействием такой обработки происходят частичное разрушение твердой корки на стенках формы и забрасывание обломков кристаллов в среднюю жидкую часть отливки. Обломки кристаллов могут служить зародышами и ускорителями кристаллизации. Однако перемешивание жидкого металла при кристаллизации ускоряет в нем диффузионный перенос и усиливает ликвацию. Наилучшие результаты дает обработка ультразвуком, но его практическая реализация наталкивается на значительные трудности. Как показали работы Н. Ю. Касум-заде и Ф. М. Мустафа-заде, вибрация при частоте 1000 уд./мин и амплитуде около 1 мм оказывается наиболее эффективной и сравнительно легко реализуемой.

В отдельных исследованиях было обнаружено, что на процесс кристаллизации оказывают влияние магнитное, электрическое и другие физические поля. Однако реального применения для регулирования кристаллизационных процессов в отливках они пока не получили.

ТЕПЛОВЫЕ ПРОЦЕССЫ

§ 21. Методы исследования затвердевания отливок и классификация литейных форм

Исследование собственно затвердевания отливки производится прямыми и косвенными (вспомогательными) методами.

Прямые методы. Метод выливания жидкого остатка был впервые применен для исследования затвердевания стальных слитков в 1866 г. А. С. Лавровым. Метод состоит в следующем: в несколько одинаковых форм заливается металл; затем, через все увеличивающиеся промежутки времени, формы опрокидываются и из них выливается незатвердевший жидкий остаток. После охлаждения затвердевшие части отливок—стаканы—разрезаются, а толщина их стенок x_1, x_2, x_3, \dots обмеряется (рис. 57, а). Сопоставляя толщины стенок (твердых корок) с промежутками времени от заливки до выливания, можно построить зависимость количества твердого металла от времени. Метод очень прост и широко применяется. Для чистых металлов он дает надежные и однозначные результаты. Однако при затвердевании сплавов, кристаллизующихся в интервале температур вместе с жидким металлом, удаляется часть твердых кристаллов, а в твердой корке между кристаллами остается часть жидкости, что не позволяет охарактеризовать процесс с достаточной полнотой.

Измерение температур как метод исследования затвердевания отливок получило применение только в 30-е гг. нашего века в лаборатории стального слитка, основанной акад. Н. Т. Гудцовым. Широкое развитие он получил в 60-е гг. в работах О. Н. Магницкого и В. Я. Билька.

При этом методе в форму I на различных расстояниях x_1, x_2, x_3, \dots от поверхности устанавливают серию термодпар 2 , соединенных с записывающим устройством, затем в нее заливается металл (рис. 57, б). Каждая термодпара регистрирует изменение температуры в элементарном объеме, окружающем ее горячий спай. При достижении границей затвердевания, движущейся от поверхности отливки, этого элементарного объема в нем происходят изменения, отмечаемые в виде перегиба на температурной кривой. Сопоставляя расстояние термодпары от поверхности

с временем от заливки до наступления перегиба на температурной кривой, можно выявить кинетику затвердевания отливки.

Метод позволяет определить прохождение через точки установки термопары границ ликвидуса, солидуса или иных превращений при кристаллизации сплава.

Косвенные (вспомогательные) методы. В некоторых случаях прямое измерение температур в отливке затруднительно или невозможно (например, в отливках из тугоплавких сплавов). В таком случае можно произвести измерение температур в различных

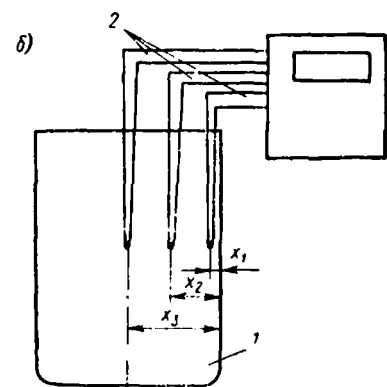
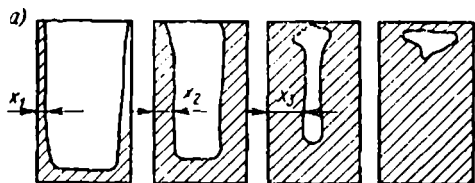


Рис. 57. Схема исследования затвердевания методами выливания жидкого остатка (а) и термического анализа (б)

точках формы и выявить зависимость количества теплоты, отводимой от отливки, от времени, т. е. составить тепловой баланс. По количеству теплоты, поглощаемому формой, можно построить картину затвердевания отливки.

Введением в жидкую часть индикаторов, которые распределяются в расплаве, можно фиксировать границы твердой части. Эти границы выявляются после затвердевания отливки на ее разрезах. В качестве индикаторов применяются радиоактивные изотопы, а также свинец, капли которого остаются на границе затвердевания в момент его введения.

Моделирование тепловых процессов в отливках осуществляется на аналоговых или цифровых ЭВМ.

Исходными данными для изучения тепловых процессов являются температурные кривые (рис. 58, а), представляющие зависимость температуры T в данной точке отливки от времени τ . В простейшем случае чистого металла температурная кривая состоит из ветви 1—2 или 1'—2', соответствующей снятию перегрева и достижению в данной точке отливки температуры кристаллизации. Часто утверждают, что точка 2 или 2' означает начало кристаллизации. Однако затвердевание, начинающееся на поверхности отливки, не отражается на изменении температуры в глубинных объемах отливки. На участке 2—3 или 2'—3' термопара фиксирует температуру кристаллизации в жидком металле, от которого отведен перегрев. Затвердевание чистого металла

в элементарном объеме начинается и кончается в точке 3 или $3'$ в момент, когда граница затвердевания достигает горячего спая термопары. Участки $3-4$ и $3'-4'$ соответствуют охлаждению твердого металла.

Располагая температурными кривыми, записанными термопарами, установленными в различных точках отливки и формы, можно построить для всей этой системы температурно-временное поле (рис. 58, б) в координатах $T-y$ (y — расстояние от поверхности раздела формы и отливки). Поле показывает распределение температур в последовательные моменты времени. В отливке перегрев снимается довольно быстро; одновременно

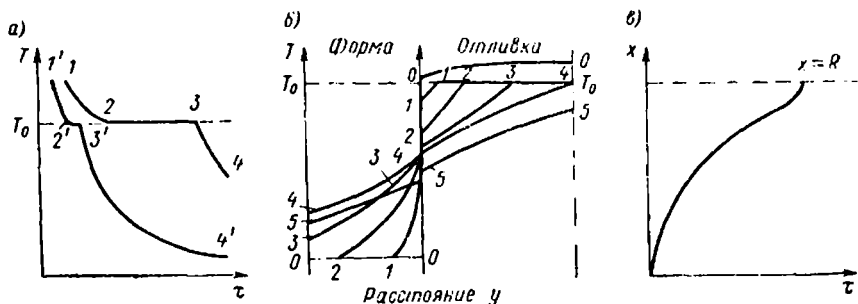


Рис. 58 Способы изображения процесса затвердевания: а — температурные кривые (цифры со штрихами обозначают поверхность отливки, без штрихов — центр); б — температурно-временное поле отливки и формы (цифры обозначают моменты времени после заливки); в — кривая затвердевания

протекает начальная стадия затвердевания, характеризующаяся очень быстрым продвижением границы затвердевания от поверхности к центру. В течение основной стадии граница затвердевания продвигается с замедлением к оси отливки. Распределение температуры в форме постепенно выравнивается, приближаясь к линейному. После завершения затвердевания отливки она вместе с формой охлаждается уже как единая система. На границе отливки и формы существует скачок температур, связанный с тепловым сопротивлением зазора между ними.

Во многих случаях для характеристики теплового процесса и технологических расчетов достаточно построить кривую затвердевания, характеризующую зависимость положения границы затвердевания от времени (рис. 58, в). В простейшем и часто встречающемся случае эта кривая выражается законом квадратного корня (1.11).

Из опытов следует, что на отливках из чистых металлов величины, полученные методом измерения температур, показывают несколько большие значения для толщины твердого слоя, чем величины, полученные методом выливания жидкого остатка. Это объясняется тем, что фронт роста твердой части отливки не является плоскостью. Отдельные кристаллы и их оси проникают

в жидкую часть глубже, чем межкристаллические и межосные объемы дендритов. Жидкий металл при его выливании может уносить с собой некоторую часть обломков кристаллов. Термопара регистрирует достижение их концами кристаллов. Таким образом, даже в чистом металле существует некоторый пространственный интервал кристаллизации. При измерении температур

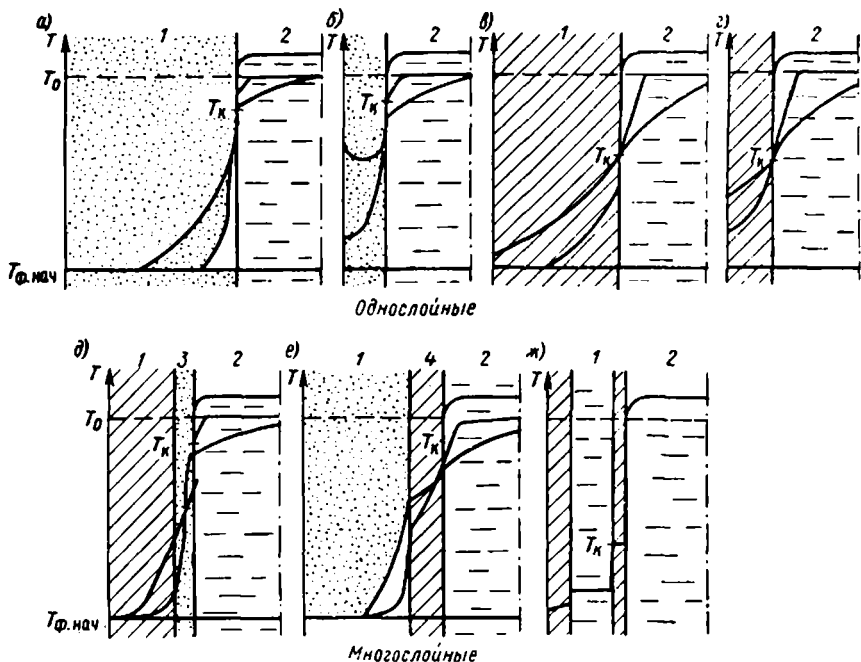


Рис. 59. Классификация литейных форм в зависимости от особенностей отвода ими теплоты от отливок: а — песчаные обыкновенные; б — песчаные тонкостенные (оболочковые); в — металлические толстостенные; г — металлические тонкостенные; д — металлические облицованные; е — песчаные с холодильниками; ж — водоохлаждаемые металлические;

1 — форма; 2 — отливка; 3 — облицовка; 4 — холодильник

регистрируется его внутренняя граница; при выливании жидкого остатка — внешняя.

На рис. 59 показана классификация литейных форм в зависимости от особенностей отвода ими теплоты от отливок и схемы соответствующих температурных полей. Формы можно разделить на однослойные, изготовленные из одного материала, и многослойные комбинированные, изготовленные из двух или большего числа слоев, состоящих из материалов с различными теплофизическими свойствами.

Однослойные формы изготавливаются либо из песчаных смесей, либо из чугуна. И тот и другой вид формы может иметь толстые

или тонкие по сравнению с толщиной отливки стенки. Обычные песчано-глинистые формы относятся к категории толстостенных; тонкостенные песчаные формы делаются на смолах и называются оболочковыми.

Песчаные формы обладают гораздо меньшей теплопроводностью, чем металлические. В результате этого затвердевание в них происходит медленнее, температурные перепады в отливке меньше, а в форме больше, чем в металлической форме. В толстостенных формах тепловой поток от отливки не достигает наружной ее поверхности, так как все тепло поглощается полностью толстостенной формой. В тонкостенной форме тепловой поток за время затвердевания отливки достигает наружной поверхности и значительная его часть передается в окружающую среду. В поверхностной части оболочковых форм при взаимодействии с кислородом воздуха смола сгорает и образующееся при этом тепло вызывает повышение температуры наружной поверхности формы. Многослойные комбинированные формы делятся на металлические с облицовкой — песчаным покрытием; песчаные с металлической вставкой — холодильником и металлические водоохлаждаемые. Неметаллическое покрытие металлической формы предназначается, с одной стороны, для защиты стенки формы от теплового удара и увеличения ее стойкости; с другой стороны — для замедления охлаждения поверхностного слоя отливки, которое в случае чугуна приводит к недопустимому отбелу. В таких формах, в начальной стадии охлаждения основной перепад температур происходит в покрытии; позднее температурное поле выравнивается. Холодильник в песчаной форме служит для местного ускорения затвердевания определенных частей отливок. Холодильник соответствует как бы тонкостенной металлической форме.

Водоохлаждаемая форма представляет собой кожух с проточной водой. Ее внутренняя стенка делается из меди или мягкой стали толщиной 5—10 мм. Наружная стенка обеспечивает жесткость и герметичность системы.

Благодаря энергичному охлаждению водой рабочая стенка даже при литье стали нагревается не выше 150° С. Эта система применяется почти исключительно в устройствах для непрерывной разливки.

§ 22. Тепловые свойства литейных сплавов и материалов форм

Процессы затвердевания обычно удается свести к одномерным задачам, в которых изменение температуры рассматривается как функция только одной координаты. Для этого случая уравнение Фурье имеет вид

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c\rho} \cdot \frac{d^2 T}{dx^2}. \quad (4.1)$$

Элементарный тепловой поток выражается равенством

$$dQ = \lambda \frac{dT}{dx} d\tau. \quad (4.2)$$

Для стационарного потока при линейном распределении температур в стенке конечной толщины x оно приобретает вид (1.1).

Во всех этих уравнениях свойства материала, в котором протекает тепловой процесс, представлены тремя величинами: удельной теплоемкостью c , Дж/(кг·К); теплопроводностью λ , Вт/(м·К); плотностью ρ , кг/м³. Обычно эти величины встречаются в виде комплекса, называемого температуропроводностью $a = \lambda/c\rho$ с размерностью м²/с или см²/с. При теплопередаче от одного твердого тела к другому (отливки и формы) применяется величина, называемая теплоаккумуляцией $b = \sqrt{\lambda c \rho}$ с размерностью Дж/(м²·с^{1/2}·К).

В литейных тепловых процессах участвует также удельная скрытая теплота кристаллизации материала отливки L (в кДж/кг). Она относится к температуре кристаллизации T_0 (в град) в случае чистого металла или как-то распределена по температурам интервала кристаллизации — в случае сплава.

Удельные теплоемкости распространенных металлов лежат в пределах 120—1200 Дж/(кг·К). В сплавах и смесях различных материалов теплоемкости довольно хорошо подчиняются закону аддитивности. При повышении температуры теплоемкость металлов и сплавов, как правило, растет. При температурах аллотропических превращений в твердом состоянии теплоемкости имеют наибольшие значения (пики). Для распространенных основ сплавов величины теплоемкости при нормальной температуре и вблизи температуры плавления в твердом состоянии имеют следующие значения:

| Основа сплава | Zn | Mg | Al | Cu | Fe | Ti |
|--------------------------|-----|------|------|-----|-----|-----|
| Теплоемкость, Дж/(кг·К): | | | | | | |
| при 20° С | 380 | 980 | 905 | 384 | 447 | 545 |
| вблизи температуры | | | | | | |
| плавления | 460 | 1460 | 1420 | 545 | 875 | — |

Зависимость теплоемкости сталей и чугунов от температуры показана на рис. 60, а. Для большинства металлов отношение теплопроводности к электропроводности постоянно.

Наиболее высокой теплопроводностью обладают серебро, медь, алюминий и золото. Для большинства распространенных металлов ее значение находится в интервале 25—250 Вт/(м·К). Теплопроводность сильно зависит от состава сплава; даже небольшие примеси могут резко ее изменять.

При повышении температуры теплопроводность металлических тел, как правило, снижается. Чем выше температура, тем меньше влияние на теплопроводность оказывают примеси. Для важнейших основ литейных сплавов при нормальной температуре и вблизи

температуры плавления теплопроводность имеет следующие значения:

| Основы сплава | Zn | Mg | Al | Cu | Fe | Ti |
|--|-----|-----|-----|-----|----|----|
| Теплопроводность, Вт/(м·К): при 20° С | 108 | 160 | 210 | 385 | 73 | 16 |
| вблизи температуры плавления | 92 | 145 | 419 | 328 | 29 | — |

Зависимость теплопроводности сталей и чугунов от температуры показана на рис. 60, б.

Наиболее высокую теплоту кристаллизации имеют бор, кремний, титан, цирконий. Для большинства металлов теплота кристал-

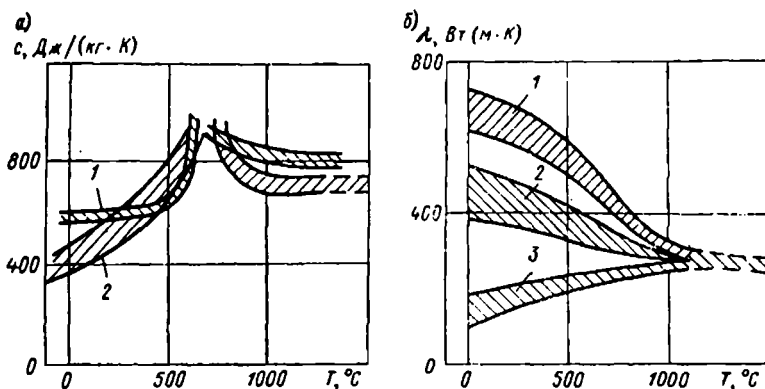


Рис. 60. Тепловые характеристики твердых сплавов: а — теплоемкость (1 — чугун, 2 — сталь); б — теплопроводность (1 — железо и малоуглеродистые стали, 2 — среднеуглеродистые стали и чугун, 3 — высокоуглеродистые стали)

лизации находится в пределах 105—420 кДж/кг. Для основ важнейших литейных сплавов они составляют:

| Основы сплавов | Zn | Mg | Al | Cu | Fe | Ti |
|---|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| Теплота кристаллизации, кДж/кг | 105 | 380 | 400 | 205 | 272 | 327 |

В табл. 16 приведены теплофизические свойства важнейших литейных сплавов.

Теплопередача в стенках песчаных форм, представляющих собой капиллярно-пористые и часто влажные тела на микроструктурном уровне, очень сложна. Теплота в них переносится: теплопроводностью самих зерен, состоящих из кварца; через контакты и прослойки связующих между зёрнами; лучеиспусканием с зерна на зерно через поры; фильтрующимися через поры газами путем конвекции. Кроме того, на процесс влияют испарение влаги, сгорание органических добавок, реакции в газовой фазе. При больших перепадах температур в стенках малотеплопроводных форм их тепловые характеристики на различных расстояниях от отливки

Теплофизические свойства литейных сплавов

| Сплав | Температура, °С | ρ , кг/м ³ | c , Дж/(кг·К) | λ , Вт/(м·К) |
|--------------------------|-----------------|----------------------------|-----------------|----------------------|
| Малоуглеродистая сталь | 1530 | 7200 | 840 | 29 |
| Среднеуглеродистая сталь | 1480—1500 | 7200 | 750—880 | 29 |
| Серый чугун | 800—1200 | 6600—7200 | 750—800 | 38—42 |
| Сплавы алюминия | 650 | 2600 | 1150 | 290 |
| » меди | 1070 | 8700 | 500 | 290 |

могут оказаться существенно различными. На теплопередачу может также оказать влияние степень уплотнения смеси. Однако при технологических расчетах всеми этими явлениями приходится пренебрегать, а свойства смесей в стенках форм оценивать как свойства обычных твердых тел.

Плотность песчано-глинистых смесей в формах равна 1600—1700 кг/м³, а их теплоемкость для сухой смеси равна 750—850 Дж/(кг·К), для сырой — 1050—1200 Дж/(кг·К). Теплопроводность формовочных смесей лежит в широком интервале — 0,014—0,4 Вт/(кг·К). Ее величина в десятки раз меньше теплопроводности компактного кварца, из которого она в основном

Таблица 17

Усредненные значения тепловых характеристик для обычных песчаных формовочных смесей

| Вид формовочной смеси | ρ , кг/м ³ | c , Дж/(кг·К) | λ , Вт/(м·К) |
|-------------------------|----------------------------|-----------------|----------------------|
| Сырая | 1800 | 1050 | 0,29 |
| Сухая | 1700 | 840 | 0,17 |
| Сырая с добавкой опилок | 300 | 1700 | 0,04 |

состоит. Повышение массовой доли глины в смеси от 4 до 12% увеличивает площадь контактов и повышает теплопроводность на 5—10%. При возрастании содержания влаги в смеси от 0 до 4% ее теплопроводность возрастает в 2—2,5 раза, а при увеличении влаги до 8% — в три раза. Это связано с возрастанием переноса теплоты испаряющейся водой. Уменьшение размеров частиц песка вызывает эффект экранирования и тормозит теплопередачу излучением. При

переходе от крупного песка с размером частиц 0,5—1 мм на более мелкий (0,25 мм) его теплопроводность уменьшается до 1,5 раз. Введение добавок опилок резко уменьшает теплопроводность смеси.

При низких температурах теплопередача в смеси определяется главным образом контактами между зернами; при высоких — излучением и степенью его экранирования.

Усредненные значения тепловых характеристик обычных песчаных формовочных смесей для их обычных условий работы приведены в табл. 17.

§ 23. Строение области затвердевания

Литейные сплавы всегда кристаллизуются в некотором интервале температур. В затвердевающей отливке в общем случае можно выделить три области: твердую, затвердевания и жидкую

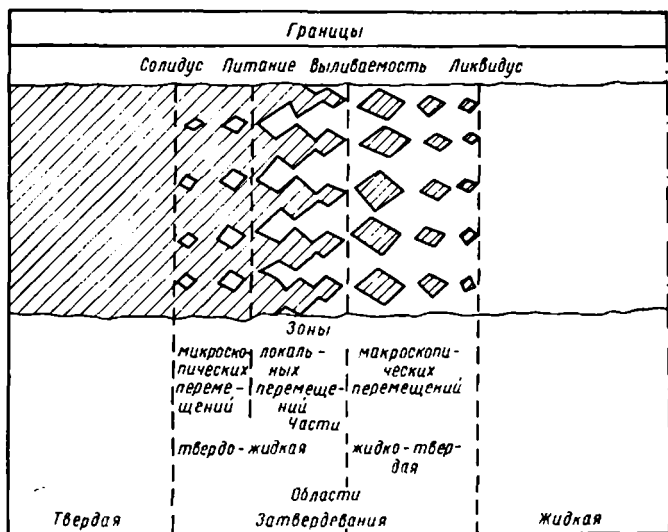


Рис. 61. Строение затвердевающей отливки

(рис. 61). Области разделены границами: жидкая и затвердевания — границей ликвидус; затвердевания и твердая — границей солидус.

По предложению акад. А. А. Бочвара, область затвердевания делят на две части: жидко-твердую, включающую в себя зону микроскопических перемещений жидкости, и твердо-жидкую, включающую в себя зоны локальных и микроскопических перемещений жидкости.

Область затвердевания делится на три зоны:

1) микроскопических перемещений жидкого металла. В ее пределах твердые кристаллы свободно плавают в жидкости, а при выливании жидкого остатка удаляются вместе с нею, обнажая границу выливаемости;

2) локальных перемещений жидкого металла. В ее пределах кристаллы образуют связанный скелет, но жидкость сравнительно свободно проходит между ними. При выливании жидкого остатка жидкость остается между кристаллами этой зоны;

3) микроскопических перемещений жидкого металла. В ее пределах жидкость разобщается растущими кристаллами на изолированные объемы. Перемещение жидкости может происходить только внутри таких объемов; из второй зоны в третью оно не происходит. Вторая и третья зоны разделяются границей питания.

Границы ликвидус и солидус являются физико-химическими характеристиками сплава: их температуры указываются в диаграммах состояния. Граница выливаемости определяется опытным путем. Она, как правило, совпадает с границей нулевой жидкотекучести. Граница питания устанавливается по пористости вблизи оси отливки. Накладывая положения границ выливаемости и границ питания на температурное поле, в определенные моменты времени можно выявить соответствующие им температуры. Границы выливаемости и питания являются технологическими характеристиками сплава. Они зависят от условий формирования отливки. В случаях, если движение жидкости вдоль фронта кристаллизации происходит с большой скоростью, например при литье под давлением, граница выливаемости будет смещаться к границе солидус. Если отливка будет кристаллизоваться под давлением, перемещение жидкого металла будет облегчено и граница питания будет смещаться к границе солидус; в вакууме, наоборот, — к ликвидусу.

Если кристаллизация будет происходить в форме разветвленных дендритов, связанный скелет между ними образуется быстро и граница выливаемости будет располагаться вблизи границы ликвидус; к ней будет примыкать и граница питания. Если кристаллизация будет происходить в глобулярной форме, границы выливаемости и питания будут располагаться вблизи границы солидус. Для обычных условий формирования отливки кривые температур на границе выливаемости и питания можно нанести на диаграмму состояния (рис. 62).

В соответствии с правилом рычага для сплава состава C_0 при температуре T_n отношение отрезков от точки пересечения температуры T_n и линии концентрации C_0 до точки пересечения уровня этой же температуры с линией солидус и отрезком между первой точкой и пересечением уровня температуры и линией ликвидус равно соотношению количества жидкой и твердой фаз.

Применительно к квазистатической модели правило рычага можно применять к совокупности элементарных объемов, лежащих на данной изотерме. Длины отрезков изотермы, пересекающих участки жидкой и твердой фаз в отливке, должны соответствовать относительному количеству жидкой фазы на диаграмме состояния.

Скорости затвердевания представляют собой первую производную от толщины твердого слоя по времени. Ее можно также пред-

ставить как производную массы затвердевающего металла по времени. Для плоской отливки эти две скорости совпадают.

В некоторых случаях требуется рассматривать производную от массы не по времени, а по температуре. Такую производную принято называть темпом кристаллизации. Эта величина должна характеризовать распределение массы твердой фазы внутри интервала кристаллизации. На границе ликвидус она равна нулю; на границе солидус составляет 100%.

При данной диаграмме состояния и данном сплаве для каждой температуры, лежащей внутри интервала ликвидус—солидус,

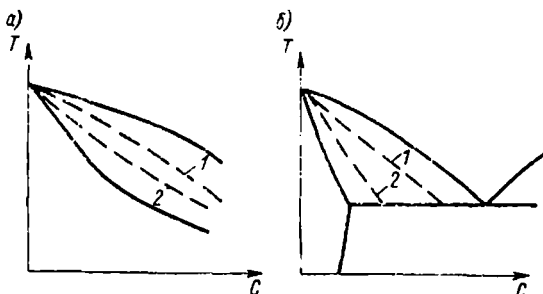


Рис. 62. Положение технологических границ на диаграммах состояния: а — твердый раствор; б — эвтектическая система;

1 — граница выливаемости; 2 — граница питания

пользуясь правилом рычага, можно определить отношение количества твердой фазы T к сумме твердой T и жидкой $Ж$ фаз

$$M_T = \frac{T}{T + Ж} \cdot \quad (4.3)$$

Величине M_T будет пропорциональна величина отрезков, приходящихся на твердую фазу для разных температур, схематически представленных в виде кристаллов. В случае, показанном на рис. 63, а (нисходящий раствор), отношение M_T на середине интервала кристаллизации составит 3/4; при этом основная масса твердой фазы будет выделяться вблизи линии ликвидус. В случае, показанном на рис. 63, б (восходящий раствор), отношение M_T на середине интервала кристаллизации составит 1/4; при этом основная масса твердой фазы будет выделяться вблизи линии солидус.

Если произвести термический анализ серии сплавов двойной системы, строя температурные кривые для отливок одинаковых размеров при установке термодпар всегда в их центрах, то можно зафиксировать на них перегибы, отражающие начала и концы различных превращений. Каждый из таких перегибов характеризуется двумя координатами: температурой и временем. По температурам начала и конца превращений строят диаграмму

состояния, а по промежуткам времени достижения центра отливки температурами начала и конца превращения — кинетическую диаграмму затвердевания. В случае твердого раствора (рис. 64, а) при формировании отливки через

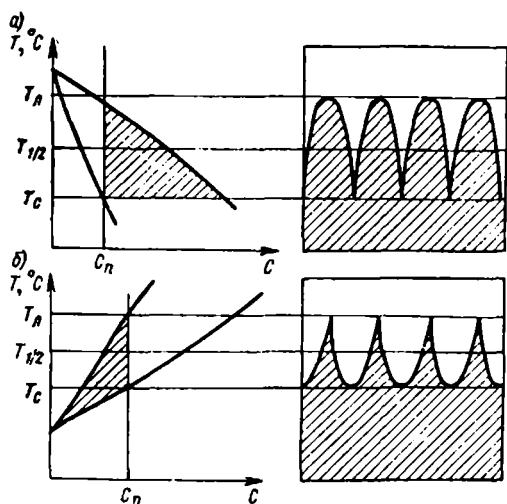


Рис. 63. Схема к определению темпа кристаллизации: а — нисходящий раствор; б — восходящий раствор

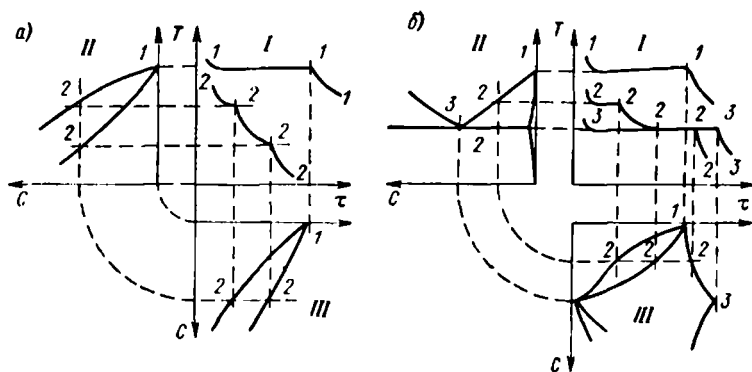


Рис. 64. Построение диаграммы состояния и кинетической диаграммы затвердевания: а — твердый раствор; б — эвтектическая система;

I — температурные кривые; II — диаграммы состояния; III — кинетические диаграммы затвердевания: I — основа сплава; 2 — промежуточная концентрация; 3 — эвтектическая концентрация

ее сечение проходят две физико-химические границы — ликвидус и солидус. В случае сплава с эвтектическим превращением (рис. 64, б) таких границ три: ликвидус, или начало образования

первичных кристаллов; конец образования первичных кристаллов; солидус или эвтектическая кристаллизация.

Кинетические диаграммы затвердевания не обладают таким уровнем общности, как диаграммы состояния, но они позволяют представить протекание процесса затвердевания во времени.

Затвердевание сплавов, кристаллизующихся в различных интервалах и охлаждающихся в формах с различными теплоаккумулирующими способностями (рис. 65), может происходить по

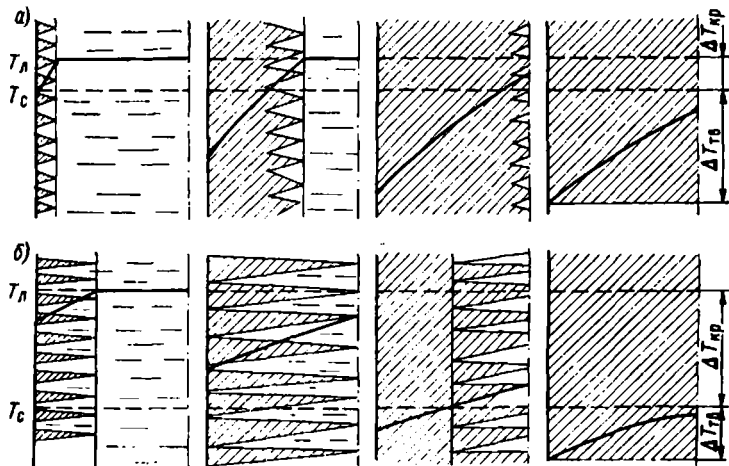


Рис. 65. Основные схемы затвердевания сплавов: *a* — $\Delta T_{кр} < \Delta T_{тв}$; *б* — $\Delta T_{кр} > \Delta T_{тв}$

двум схемам. Границей между ними является невозможность или возможность существования такого периода затвердевания отливки, когда все точки ее сечения имеют температуру, лежащую ниже температуры ликвидус и выше температуры солидус, т. е. во всем ее объеме сосуществуют жидкая и твердая фазы.

Принадлежность к одной из схем затвердевания определяется величиной отношения интервала кристаллизации $\Delta T_{кр}$ к интервалу температур в твердой части отливки к концу процесса затвердевания $\Delta T_{тв}$. Первая величина целиком определяется составом сплава; вторая — тепловыми характеристиками формы и материала отливки.

§ 24. Расчет затвердевания полупространства

Самым строгим решением в теории затвердевания является задача профессора математической физики Венского университета И. Стефана, решенная им в 1890 г.

Задача Стефана основывается на следующих положениях (рис. 66):

1) затвердевающее тело ограничено одной плоской поверхностью;

2) температура тела первоначально во всех точках равна T' . В момент времени, равный 0, на поверхности тела она мгновенно понижается до T'' и далее остается постоянной;

3) при температуре T_0 , лежащей между T' и T'' , происходит затвердевание вещества тела, в результате которого освобождается удельная теплота кристаллизации L ;

4) тепловые характеристики вещества тела не зависят от температуры, но в твердом и жидком состоянии могут иметь разные величины;

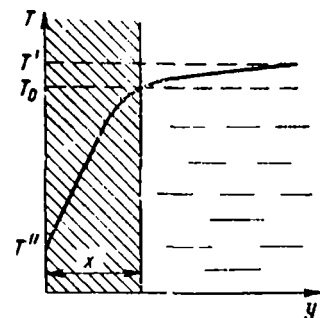


Рис. 66. Схема к задаче Стефана

5) теплопередача как в твердой, так и в жидкой части тела, подчиняется уравнению Фурье; конвективные перемещения в жидкой части не учитываются.

Текущая координата, направленная перпендикулярно к поверхности тела, обозначается через y ; расстояние границы затвердевания от поверхности тела — через x .

Требуется найти зависимость величины x от времени τ , а также уравнения, описывающие распределение температур в теле в любой момент времени.

Математическая постановка задачи:

в твердой части действует уравнение

$$\frac{\partial T_{\tau}}{\partial \tau} = a_{\tau} \frac{\partial^2 T}{\partial y^2}; \quad (4.4)$$

в жидкой части уравнение

$$\frac{\partial T_{\text{ж}}}{\partial \tau} = a_{\text{ж}} \frac{\partial^2 T_{\text{ж}}}{\partial y^2}. \quad (4.5)$$

Здесь индексы τ и ж обозначают, что соответствующие величины относятся к твердой или жидкой части тела.

Начальное условие:

при $\tau = 0$

$$T_{\text{ж}} = T' = \text{const}. \quad (4.6)$$

Граничные условия:

на поверхности $y = 0$ при $\tau \geq 0$

$$T_{\tau} = T'' = \text{const}; \quad (4.7)$$

на очень большой глубине $y = \infty$ при $\tau \geq 0$

$$T_{\text{ж}} = T' = \text{const};$$

на границе затвердевания $y = x$ при $\tau > 0$

$$T_{\tau} = T_{\text{ж}} = T_0 = \text{const}. \quad (4.8)$$

Дополнительно обозначим: $T_0 - T'' = T$ и $T' - T_0 = t$.

Составим тепловой баланс для элементарной призмы, выделенной на границе затвердевания с площадью F в плоскости, параллельной поверхности тела. За время $d\tau$ граница затвердевания продвинется на величину dx , представляющую собой высоту призмы. Тогда

$$-\lambda_{\tau} \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{x=0} d\tau = -\rho_{\text{ж}} L dx - \lambda_{\text{ж}} \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{x+0} d\tau, \quad (4.9)$$

где в левой части стоит количество теплоты, отводимой от границы затвердевания в твердую корку (обозначается символом $x = 0$); первый член правой части представляет собой элементарную теплоту кристаллизации; второй член правой части соответствует количеству теплоты, подводимой к границе затвердевания из жидкой части тела (обозначается символом $x + 0$).

Из выражения (3.9) получаем

$$\frac{dx}{d\tau} = \frac{1}{\rho_{\text{ж}} L} \left[\lambda_{\tau} \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{x=0} - \lambda_{\text{ж}} \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)_{x+0} \right]. \quad (4.10)$$

Совокупность равенств (4.4)—(4.10) однозначно определяет температурную функцию.

В общей теории теплопередачи показывается, что решением уравнения Фурье является интеграл Гаусса

$$\text{erf} \left(\frac{y}{2\sqrt{a\tau}} \right) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{y/2\sqrt{a\tau}} e^{-\left(\frac{y}{2\sqrt{a\tau}} \right)^2} dy,$$

значения которого даются в специальных таблицах. При $\text{erf } 0 = 0$ и $\text{erf } \infty = 1$.

Каждое из уравнений (4.4) и (4.5) должно при решении дать по две произвольных постоянных. Обозначим их C_1, D_1 и C_2, D_2 . Таким образом, их частными решениями соответственно для температуры в твердой и жидкой частях тела будут:

$$T_{\tau} = C_1 + D_1 \text{erf} \left(\frac{y}{2\sqrt{a_{\tau}\tau}} \right); \quad (4.11)$$

$$T_{\text{ж}} = C_2 + D_2 \text{erf} \left(\frac{y}{2\sqrt{a_{\text{ж}}\tau}} \right). \quad (4.12)$$

На основе свойств интеграла Гаусса получим: при $y = 0$ $T_{\tau} = C_1 = T''$; при $y = \infty$ $T_{\text{ж}} = C_2 + D_2 = T'$.

Тогда из (4.11) и (4.12) получим:

$$T_{\tau} = T'' + D_1 \text{erf} \left(\frac{y}{2\sqrt{a_{\tau}\tau}} \right); \quad (4.13)$$

$$T_{\text{ж}} = T' - D_2 \left[1 - \text{erf} \left(\frac{y}{2\sqrt{a_{\text{ж}}\tau}} \right) \right]. \quad (4.14)$$

На границе затвердевания при $y = x$ и $T_{\tau} = T_{\text{ж}} = T_0$ получим

$$T'' + D_1 \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_{\tau}\tau}}\right) = T' - D_2 \left[1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_{\text{ж}}\tau}}\right)\right] = T_0. \quad (4.15)$$

Равенство (4.15) будет справедливо только в том случае, когда величина интеграла Гаусса постоянна при любых $x/\sqrt{\tau}$. Основным пунктом при решении является вытекающее отсюда требование о прямой пропорциональности x величине $\sqrt{\tau}$. Обозначая, как и раньше, коэффициент пропорциональности (затвердевания) между ними через K , вновь получаем закон квадратного корня $x = K\sqrt{\tau}$.

Из двойного равенства (4.15) получаем:

$$D_1 = \frac{T_0 - T''}{\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_{\tau}\tau}}\right)}; \quad (4.16)$$

$$D_2 = \frac{T' - T_0}{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{a_{\text{ж}}\tau}}\right)}. \quad (4.17)$$

Отсюда:

$$T_{\tau} = T'' + (T_0 - T'') \frac{\operatorname{erf}\left(\frac{y}{2\sqrt{a_{\tau}\tau}}\right)}{\operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{\tau}}}\right)}; \quad (4.18)$$

$$T_{\text{ж}} = T' - (T' - T_0) \frac{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{y}{2\sqrt{a_{\text{ж}}\tau}}\right)}{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{\text{ж}}}}\right)}. \quad (4.19)$$

Для определения величины K воспользуемся равенством (4.10) и свойствами интеграла Гаусса:

$$\frac{\partial T_{\tau}}{\partial y} = \frac{(T_0 - T'') e^{-\frac{y^2}{4a_{\tau}\tau}}}{\sqrt{\pi a_{\tau}\tau} \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{\tau}}}\right)}; \quad (4.20)$$

$$\left(\frac{\partial T_{\tau}}{\partial y}\right)_{x=0} = \frac{(T_0 - T'') e^{-\frac{K^2}{4a_{\tau}}}}{\sqrt{\pi a_{\tau}\tau} \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{\tau}}}\right)}. \quad (4.21)$$

Соответственно

$$\left(\frac{\partial T_{\text{ж}}}{\partial y}\right)_{x=0} = \frac{(T' - T_0) e^{-\frac{K^2}{4a_{\text{ж}}}}}{\sqrt{\pi a_{\text{ж}}\tau} \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{\text{ж}}}}\right)}. \quad (4.22)$$

Откуда

$$\rho_{ж} L \frac{dx}{dt} = \lambda_{\tau} \frac{(T_0 - T'') e^{-\frac{K^2}{4a_{\tau}}}}{\sqrt{\lambda a_{\tau}} \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{\tau}}}\right)} - \lambda_{ж} \frac{(T' - T_0) e^{-\frac{K^2}{4a_{ж}}}}{\sqrt{\lambda a_{ж}} \tau \left[1 - \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{ж}}}\right)\right]}. \quad (4.23)$$

Заменяя dx/dt его значением, $T_0 - T$ и $T - T_0$ величинами T и t , а также учитывая, что $\sqrt{\lambda c \rho} = b$, получаем

$$\rho_{ж} L \frac{\sqrt{\pi}}{2} K = b_{\tau} T \frac{e^{-\frac{K^2}{4a_{\tau}}}}{\operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{\tau}}}\right)} - b_{ж} t \frac{e^{-\frac{K^2}{4a_{ж}}}}{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{ж}}}\right)}. \quad (4.24)$$

Единственной неизвестной величиной в уравнении (4.24) является коэффициент K , но выразить его относительно K в аналитической форме невозможно. Его приходится определять графически. Для этого задаемся произвольным рядом значений K и вычисляем по отдельности правую и левую части равенства. Затем строим их графики в функции K . Левая часть графика представляет прямую, проходящую через начало координат; правая часть — нисходящую кривую сложной формы. Точка их пересечения соответствует искомому значению K . Совокупность выражений (4.18), (4.19), (4.24) и (1.11) дает исчерпывающее решение поставленной задачи. В отличие от простейшего решения (1.9) оно учитывает существование перегрева, кривизну изохрон (линий распределения температур в данный момент времени) и позволяет рассчитать эти изохроны в любой момент времени.

Расчеты коэффициента K при помощи равенства (4.24) требуют принятия определенных значений температурного перепада T на поверхности, который определяется опытным путем, и перегрева t , которым можно задаваться произвольно или выбирать из технологических соображений.

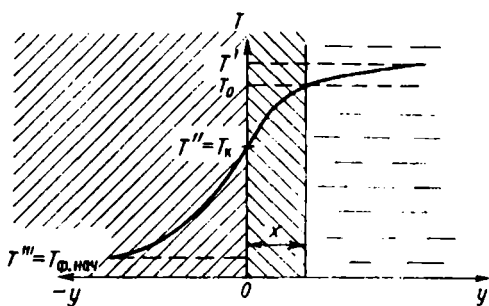
Если, при постоянной величине T , увеличивать t , то при некотором его значении в правой части равенства получится нуль. Конкретные расчеты показывают, что при T , соответствующем литью стали или чугуна в песчаные формы, такое положение достигается при $t = 100 \div 200^{\circ} \text{C}$. Это означает, что тепловой поток из жидкой части становится равным потоку теплоты, уходящему в форму, и затвердевание не будет происходить. При дальнейшем увеличении перегрева коэффициент K становится отрицательным. Это означает, что температура T_0 перемещается за пределы тела в отрицательную область. Затвердевание в таких условиях не может начаться, так как запас теплоты в полупространстве безграничен.

В условиях задачи было принято, что теплопередача в жидкой части тела подчиняется уравнению Фурье. Однако в действительности передача теплоты в жидкости, определяемая конвективным

переносом, будет происходить значительно быстрее, чем в твердом теле. Для компенсации этого явления надо было бы выбирать $\lambda_{ж}$ значительно большей, чем $\lambda_{т}$, и эффект прекращения затвердевания по расчету будет достигаться при еще меньших перегревах.

Отсюда следует, что применительно к реальным условиям затвердевания второй член правой части равенства (4.24) не только бесполезен, но приводит к абсурдным результатам. Если исключить его из рассмотрения, получим:

$$\rho_{ж}L \frac{\sqrt{\pi}}{2} K = \frac{b_{т}T e^{-\frac{K^2}{4a_{т}}}}{\operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{т}}}\right)} \quad (4.25)$$



или

$$T = \frac{\sqrt{\pi}\rho_{ж}L \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{т}}}\right)}{2b_{т}e^{-\frac{K^2}{4a_{т}}}} K. \quad (4.26)$$

Рис. 67. Схема к задаче Стефана—Шварца

При помощи равенства (4.26) можно построить график зависимости T от K , а затем определять значение K в функции от T . Сопоставление результатов расчетов величин K при помощи равенств (4.26) и (1.10) в одинаковых условиях применительно к затвердеванию отливок показывает, что ошибка, связанная с принятием допущения о линейности изохрон в твердой корке, не превосходит 5—6%.

Вторая трудность (после учета перегрева) при практическом использовании решения Стефана связана с выбором температурного перепада T на поверхности тела.

Преодолению этой трудности была посвящена работа К. Шварца, опубликованная в 1931 г. и являющаяся в математическом плане дальнейшим развитием задачи Стефана. В дополнение к перечисленным выше положениям для этой задачи предлагаются следующие (рис. 67):

1) полубесконечное тело, имитирующее отливку, соприкасается с другим полубесконечным телом, имитирующим форму. Поверхность их соприкосновения является неограниченной плоскостью;

2) начальная температура формы во всех точках равна T''' .

В момент времени, равный нулю, отливка соприкасается с формой, имеющей начальную температуру T'' . Между отливкой и формой сразу же устанавливается и поддерживается неограниченно долго идеальный контакт. Температуры их соприкасающихся поверхностей, а также производные к линии распределения температур в точке соприкосновения для отливки и формы равны друг

другу. Температура в точке соприкосновения отливки и формы или температура контакта, $T_k = T''$. Из общей теории теплопроводности известно, что температура контакта в такой ситуации постоянна и определяется только соотношением свойств соприкасающихся тел.

В данной задаче приходится все значения температуры отсчитывать от начальной температуры формы.

Основной трудностью, которую пришлось преодолеть Шварцу, был расчет температуры контакта. В остальном ход его решения принципиально не отличался от решения Стефана. Ввиду близости постановки полученное решение называют задачей Стефана—Шварца.

В окончательном виде решение этой задачи представляется следующей системой уравнений:

для температуры контакта

$$T_k = \frac{T_0}{1 + \frac{b_\Phi}{b_\tau} \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_\tau}}\right)}; \quad (4.27)$$

для определения коэффициента K

$$\rho_{\text{ж}} L \frac{\sqrt{\pi}}{2} K = b_\tau (T_0 - T_k) \frac{e^{\frac{K^2}{4a_\tau}}}{\operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_\tau}}\right)} - b_{\text{ж}} t \frac{e^{\frac{K^2}{4a_{\text{ж}}}}}{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{\text{ж}}}}\right)}; \quad (4.28)$$

для температуры в жидкой части

$$T_{\text{ж}} = (T_0 + t) - t \frac{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{y}{2\sqrt{a_{\text{ж}}\tau}}\right)}{1 - \operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_{\text{ж}}}}\right)}; \quad (4.29)$$

для температуры в твердой части

$$T_\tau = T_k + (T_0 - T_k) \frac{\operatorname{erf}\left(\frac{y}{2\sqrt{a_\tau\tau}}\right)}{\operatorname{erf}\left(\frac{K}{2\sqrt{a_\tau}}\right)}; \quad (4.30)$$

для температуры формы

$$T_\Phi = T_k - (T_k - T_{\Phi. \text{нач}}) \operatorname{erf}\left(\frac{y}{2\sqrt{a_\Phi\tau}}\right). \quad (4.31)$$

Если учесть, что $T_0 - T_k = T$, равенства (4.28) — (4.30) превратятся в равенства (4.24), (4.18) и (4.19).

А. А. Рыжиков и А. Ф. Спасский в 1967—1969 гг. решили задачу, являющуюся дальнейшим развитием задачи Стефана—Шварца и относящуюся к затвердеванию полупространства с учетом кристаллизации сплава в интервале температур.

В задаче Рыжикова—Спаского интервал кристаллизации разделяется на дискретные слои, для каждого из которых составляется уравнение типа (4.24). Теплота кристаллизации распределяется по средним температурам этих слоев по закону, учитывающему диаграмму состояния сплава. Совместное решение получаемой системы уравнений довольно трудоемко, но может быть доведено до конкретных численных значений.

Многозначительным результатом решения этой задачи является доказательство, что изотерма, относящаяся к середине каждого из слоев области затвердевания, движется от поверхности отливки по закону квадратного корня

$$x_i = K_i \sqrt{\tau}, \quad (4.32)$$

где x_i — расстояние от поверхности i -го слоя в момент времени τ ; K_i — коэффициент затвердевания для изотермы i -го слоя.

§ 25. Влияние конфигурации отливки и технологических факторов на затвердевание

Интенсивность охлаждения тела должна быть пропорциональна поверхности, приходящейся на единицу объема, от которого отводится тепловой поток. На рис. 68 представлены схемы отвода

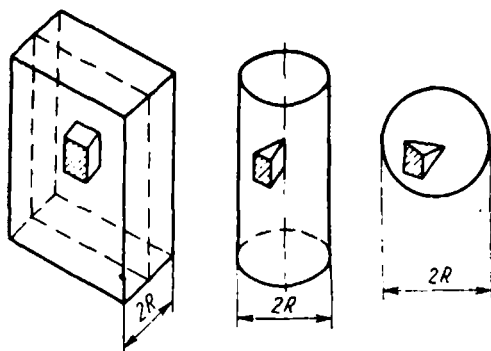


Рис. 68. Схемы отвода теплоты от трех основных тел: стенки, цилиндра и сферы

теплоты от трех основных тел: стенки, цилиндра и сферы, имеющих толщины и диаметры, равные $2R$. Если вырезать на поверхности каждого из этих тел площадки с поверхностью, равной единице, то в стенке против такой площадки будет находиться призма, в цилиндре — клин, в сфере — пирамида. При одинаковой температуре нагрева количество теплоты, отводимое через такие площадки, будет умень-

шаться в последовательности: стенка, цилиндр, сфера.

Для оценки общей продолжительности затвердевания тел различной конфигурации в 1938—1940 гг. Н. И. Хвориновым было введено понятие о приведенных толщинах, представляющих собой отношения объема тела к поверхности. Он предложил вводить в закон квадратного корня не абсолютную, а приведенную толщину, как бы приравнивая отливку сложной формы к плоской стенке.

Приведенные толщины R_n равны:

для плоской стенки

$$R_n = \frac{2R}{2} = R; \quad (4.33)$$

для цилиндра

$$R_n = \frac{\pi R^2}{2\pi R} = \frac{1}{2} R; \quad (4.34)$$

для сферы

$$R_n = \frac{4/3 \pi R^3}{4\pi R^2} = \frac{1}{3} R. \quad (4.35)$$

Таким образом, закон квадратного корня для приведенных толщин принимает вид

$$\tau = \left(\frac{R_n}{K} \right)^2. \quad (4.36)$$

Отношение продолжительностей затвердевания основных тел равных толщин и диаметров должно быть пропорционально квадратам их приведенных толщин: стенка 1,00; цилиндр $(0,5)^2 = 0,25$; сфера $(0,33)^2 = 0,11$.

Понятие о приведенных толщинах не может быть получено как следствие уравнения Фурье; оно является самостоятельным и не очень строгим допущением. Экспериментальная проверка возможности применения приведенных толщин для расчетов затвердевания была произведена на отливках плоских стенок, цилиндров и сфер с равными значениями толщин и диаметров. Отливки изготовлялись из алюминиевых сплавов и среднеуглеродистой стали. Результаты проверки приведены в табл. 18.

Таблица 18

Сопоставление расчетов по приведенным толщинам с опытными данными

| Показатель | Стенка | Цилиндр | Сфера |
|--------------------------------------|--------|---------|-------|
| Соотношение по приведенным толщинам | 1 | 1/2 | 1/3 |
| Соотношение времени затвердевания: | | | |
| при расчетах по приведенным толщинам | 1 | 0,25 | 0,11 |
| опытные данные для границ: | | | |
| ликвидус | 1 | 0,37 | 0,28 |
| выливаемости | 1 | 0,28 | 0,18 |
| солидус | 1 | 0,26 | 0,15 |

Из таблицы видно, что между расчетом и опытными данными наблюдаются расхождения. Наилучшие результаты получаются для границы выливаемости. Следовательно, расчет по приведенным толщинам может применяться как приближенный метод для сплавов, кристаллизующихся в узком интервале температур.

Граница затвердевания движется для первых двух третей радиуса примерно одинаково для всех тел. Конечная стадия затвердевания в осевой части отливки проходит со значительным ускорением для сферы, меньшим для цилиндра, и при отсутствии ускорения для стенки (рис. 69).

Опыты показали также, что на соотношение продолжительности затвердевания тел с одинаковыми приведенными толщинами, но

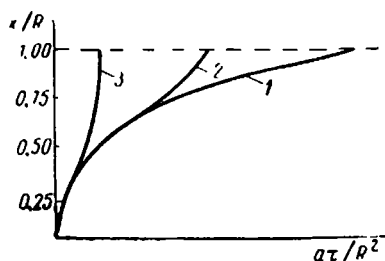


Рис. 69. Кривые затвердевания для трех основных тел:

1 — стенки; 2 — цилиндра; 3 — сферы

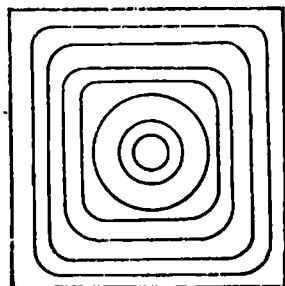


Рис. 70. Схема затвердевания призмы квадратного сечения

разной конфигурации, влияет абсолютная скорость охлаждения. Чем интенсивнее охлаждение отливки, тем больше разница времени затвердевания стенки, цилиндра и сферы. В частности, это связано с более быстрым падением температуры поверхностей сферы и цилиндра, чем стенки.

Анализ конструкции отливок показывает, что преобладающими из образующих их элементов являются плоские стенки, реже встречаются цилиндры или призмы, еще реже сферы и кубы. Любую сложную отливку можно разбить на элементы, каждый из которых так или иначе приближается к стенке, цилиндру или сфере. Пренебрегая взаимным влиянием друг на друга элементов во время охлаждения, при технологических расчетах продолжительность затвердевания каждого элемента можно определить по формуле (4.36).

Условия затвердевания отливки круглого и квадратного сечения заметно различаются только в начальной стадии. В средней части линии равного затвердевания — изосолиды — в обоих случаях близки к окружностям (рис. 70).

Весьма распространенными элементами отливок являются сопряжения стенок, делящиеся на L, T и X-образные, а также переходы при изменениях толщин стенок. На рис. 71 показаны

формы этих сопряжений и схемы распределения изосолд в процессе их затвердевания. В выходящем углу тепловые потоки с двух его сторон создают благоприятные условия охлаждения. Поэтому изосолды в нем закругляются и затвердевание в направлении диагонали происходит с некоторым ускорением. Во входящем углу, наоборот, тепловые потоки с двух сторон весьма интенсивно нагревают форму и создают неблагоприятные условия охлаждения. Затвердевание в направлении диагонали входящего угла происходит с замедлением.

Ускорение затвердевания в выходящем и замедление во входящем углах не компенсируют друг друга, и поэтому в центральной части сопряжения при затвердевании образуются изолированные

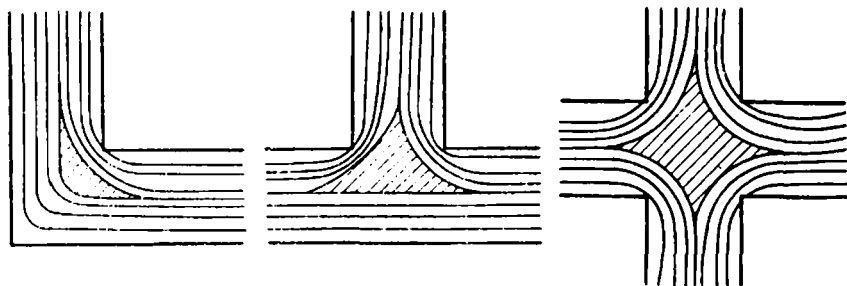


Рис 71. Затвердевание L-, T- и X-образных сопряжений

бассейны, в которых возникают усадочные дефекты, снижающие прочность и надежность отливки. Размеры изолированного бассейна возрастают в последовательности L → T → X-образных сопряжений. Скругления всего сопряжения с достаточно большим радиусом позволяют избежать образования изолированных бассейнов. Однако конструктивные соображения редко позволяют это сделать.

На рис. 72 показано влияние возрастающей степени перегрева на форму температурных кривых для центра стальных отливок и соответственно продолжительность их затвердевания. Опыты показывают, что при обычных колебаниях температур заливки (в пределах 100° С) общая продолжительность затвердевания может увеличиваться не более, чем на 10—15%. Оценка влияния перегрева на затвердевание может производиться по формуле

$$x = K\sqrt{\tau} - K_{\text{пер}}t, \quad (4.37)$$

где t — перегрев; $K_{\text{пер}}$ — коэффициент, равный для стали 0,002—0,003 см/град.

Н. И. Хворинов предложил для этой цели другую формулу

$$x = \frac{K}{1 + K'_{\text{пер}}t} \sqrt{\tau}, \quad (4.38)$$

где $K'_{\text{пер}} = 0,0020$ см/град.

Расчеты по этим формулам дают близкие результаты.

В задаче Стефана—Шварца было принято, что между отливкой и формой существует идеальный контакт, а температура их поверхностей определяется по формуле (4.27). Измерения в условиях литья под давлением (поверхность форм шлифуется, окисление металла в виду краткости времени заполнения ничтожно, сопри-

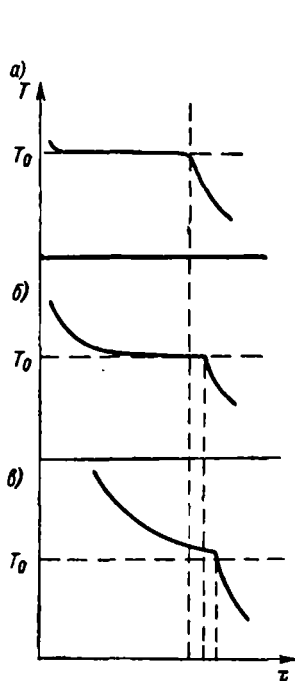


Рис. 72. Влияние температуры заливки на затвердевание: а — без перегрева; б — средний перегрев; в — высокий перегрев

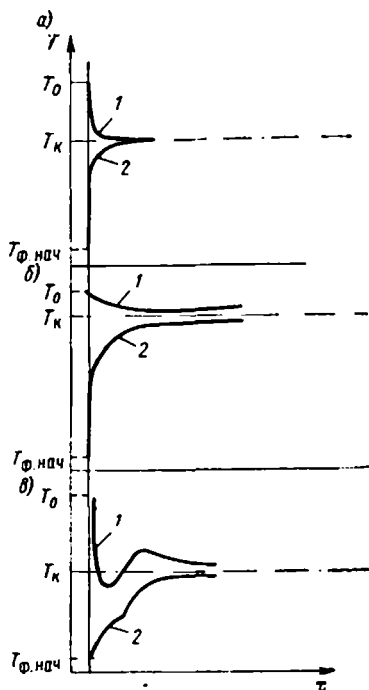


Рис. 73. Схема влияния условия контакта на затвердевание: а — литье под давлением; б — литье в песчаную форму; в — литье в металлическую форму;

1 — отливка; 2 — форма

косновение отливки и формы плотное) показывают, что фактические температуры контакта близки к расчетным (рис. 73, а). Лишь в самом начале температуры поверхности несколько отличаются от идеальной схемы.

При литье в песчаную форму (рис. 73, б) имеется разрыв между температурой поверхности отливки и формы. Поверхность отливки охлаждается, поверхность формы нагревается, и они асимптотически стремятся к температуре идеального контакта.

При литье в обычную металлическую форму (рис. 73, в) между температурами поверхности формы и отливки существует большой разрыв. Он определяется загрязненностью поверхности формы,

окисленностью поверхности металла, а самое главное, образованием зазора, заполненного газами.

В начальной стадии затвердевания жидкость, а затем и непрочная корка прижаты к поверхности формы. Температуры поверхностей отливки и формы быстро сближаются. Затем под действием усадки отливки и расширения формы между ними возникает зазор. В результате резкого возрастания теплового сопротивления температура поверхности отливки поднимается, а подъем температуры поверхности форм замедляется или останавливается. При дальнейшем отводе теплоты температура поверхности отливки вновь начинает понижаться, а температура поверхности формы — подниматься. Они асимптотически приближаются к расчетной температуре идеального контакта.

В задачах затвердевания полупространства принималось, что температура поверхности отливки мгновенно падает на некоторую величину T и дальше сохраняется постоянной. Этим самым фактически сложные кривые, изображенные на рис. 73, заменялись идеальной, состоящей из вертикального и горизонтального отрезка. Такая замена не должна вносить больших ошибок в математическое описание процесса, за исключением его начальной стадии.

§ 26. Инженерные методы расчета затвердевания отливок

Конкретным результатом решения задач, приведенных в § 24, является закон квадратного корня. Величина коэффициента затвердевания K может быть определена из выражения (4.24) или (1.10). В обоих случаях условие охлаждения поверхности задается величиной T . Однако определить эту величину опытным путем гораздо труднее, чем непосредственно значение K . В табл. 19 представлены величины коэффициента затвердевания для основных литейных сплавов, полученные в результате обобщения многочисленных опытов при литье в формы из различных материалов.

Закон квадратного корня связывает две размерных величины: толщину x (в см) и время τ (в с). Этот закон можно написать в такой форме:

$$\varphi(x; \tau) = 0; \quad (4.39)$$

$$\frac{x}{R} = \frac{K\sqrt{\tau}}{R} \frac{\sqrt{a}}{\sqrt{a}}; \quad (4.40)$$

$$f\left(\frac{x}{R}; \frac{a\tau}{R^2}\right) = 0, \quad (4.41)$$

где a — температуропроводность; величины x/R и $a\tau/R^2$ — безразмерны. Изображение процесса затвердевания геометрически подобных отливок в этих координатах будет справедливо для любых размеров. Величина $a\tau/R^2 = Fo$ называется критерием Фурье.

Н. Г. Гиршович и Ю. А. Нехендзи предложили записать закон квадратного корня в следующем виде:

$$Fo = \frac{1}{K_k^2}, \quad (4.42)$$

где $K_k = K/\sqrt{a}$ — безразмерный критерий скорости затвердевания; K — размерная величина коэффициента затвердевания.

Таблица 19

Значения коэффициента затвердевания

| Литейный сплав | Материал формы | Коэффициент затвердевания K , см/с ^{1/2} |
|--------------------|--------------------------------|---|
| Сталь | Песчаная форма | 0,10—0,16 |
| » | Чугун | 0,30—0,35 |
| Серый чугун | Песчаная форма | 0,07—0,09 |
| То же | Чугун | 0,25—0,30 |
| Алюминиевые сплавы | » | 0,38—0,42 |
| Цинковые сплавы | Сталь | 0,34—0,36 |
| Медные сплавы | Песчаная форма | 0,22 |
| То же | Чугун | 0,48 |
| » | Медная охлаждаемая водой форма | 0,54 |
| Титановые сплавы | Керамика | 0,20 |
| | Графит | 0,27 |
| | Сталь | 0,30 |
| | Медь | 0,38 |

Для полного затвердевания отливки из данного материала величина Fo и соответственно правая часть равенства (4.42) будут постоянны.

Если не принимать во внимание теплоту перегрева, то уравнение для отыскания K_k вместо (4.24) приобретает вид

$$\frac{2}{\sqrt{\pi}} \frac{K_b}{K_L} = K_k \frac{1 + K_a \operatorname{erf}\left(\frac{1}{2} K_k\right)}{\exp\left(-\frac{1}{4} K_k^2\right)}, \quad (4.43)$$

где $K_b = \frac{b_\Phi}{b_T} = \sqrt{\frac{\lambda_\Phi C_\Phi \rho_\Phi}{\lambda_T C_T \rho_T}}$ — безразмерный критерий тепловой активности; $K_L = \frac{L}{C_T T_0}$ — безразмерный критерий теплоты кристаллизации; L — теплота кристаллизации; T_0 — температура кристаллизации, отсчитываемая от начальной температуры формы;

$\operatorname{erf}(1/2 K_k)$ — интеграл Гаусса; $\exp(-1/4 K_k^2)$ — экспоненциальная функция от соответствующих аргументов.

В случае литья в песчаную форму величины K_b и K_k малы и приближенно можно считать:

$$K_b \operatorname{erf}(1/2 K_k) \approx 0; \quad (4.44)$$

$$\exp(-1/4 K_k^2) \approx 1. \quad (4.45)$$

Тогда равенство (4.43) примет вид

$$\frac{2}{\sqrt{\pi}} = \frac{K_B}{K_L} = K_K, \quad (4.46)$$

или, заменяя безразмерные критерии их размерными эквивалентами,

$$K = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \frac{b_\Phi T_0}{\rho_\tau L}. \quad (4.47)$$

Равенство (4.47) другим путем впервые получил Н. И. Хворин. Оно весьма многозначительно в том отношении, что указывает на прямую пропорциональность коэффициента затвердевания K теплоаккумуляции материала формы b_Φ . Однако это уравнение справедливо только в тех условиях, когда можно не принимать во внимание теплоту, отводимую от твердого металла.

В случае литья в металлическую форму необходимо учитывать температуру на поверхности отливки, задаваемую, по Шварцу, как температуру контакта (4.27).

Преобразуя выражение (4.43), можно получить

$$\frac{K_K \operatorname{erf}\left(\frac{1}{2} K_K\right)}{\exp\left(-\frac{1}{4} K_K^2\right)} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \frac{1 - \frac{K'_K}{T_0}}{K'_L} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \frac{1}{K'_L}, \quad (4.48)$$

где K'_L — критерий скрытой теплоты кристаллизации, отнесенной к теплосодержанию твердого металла,

$$K'_L = \frac{K_L}{1 - \frac{K_K}{T_0}} = \frac{L}{c(T_0 - T_K)} = \frac{L}{cT}. \quad (4.49)$$

Разлагая интеграл Гаусса и экспотенциальную функцию в ряды и ограничиваясь их первыми членами, что равносильно предположению о линейном распределении температур в твердом слое, получаем

$$K_K = \sqrt{\frac{2}{K'_L + \frac{1}{2}}}. \quad (4.50)$$

Заменяя безразмерные критерии их размерными эквивалентами, приходим к равенству (1.10), полученному ранее другим путем.

В задаче Стефана—Шварца принималось, что температура поверхности затвердевающего тела мгновенно понижалась от температуры заливки до температуры T_K . Это можно понять как погружение тела в среду, имеющую температуру T_K при условии бесконечно быстрого теплоотвода с поверхности. Для лучшего учета условий теплоотдачи с поверхности в расчеты вводится критерий Био Bi , получаемый из следующих соображе-

ний. Рассмотрим тело произвольной конфигурации, охлаждающееся по нестационарному режиму (рис. 74, а). В точке B к кривой распределения температур BD проведена касательная HE . Для угла φ , образуемого этой касательной с горизонталью,

$$\operatorname{tg} \varphi = \frac{BA}{HA} = \frac{T_n - T_c}{HA}, \quad (4.51)$$

где T_n и T_c — температуры поверхности тела и окружающей среды.

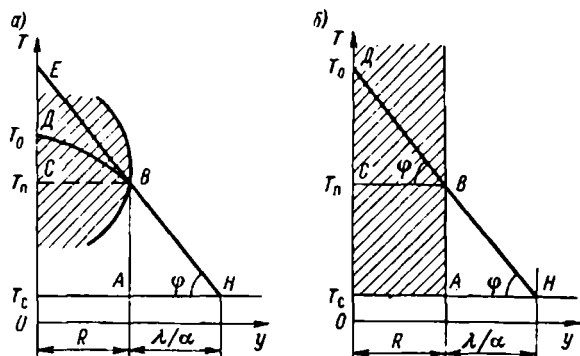


Рис. 74. Схемы к определению критерия Био для нестационарного (а) и стационарного (б) режимов

С другой стороны, тангенс угла наклона касательной в точке B можно представить как производную

$$\operatorname{tg} \varphi = - \frac{\partial T}{\partial n}, \quad (4.52)$$

где n — нормаль.

Откуда

$$HA = - \frac{T_n - T_c}{\frac{\partial T}{\partial n}}, \quad (4.53)$$

Согласно уравнению Фурье к поверхности тела подходит поток теплоты

$$q = - \lambda \frac{\partial T}{\partial n}, \quad (4.54)$$

а по уравнению Ньютона с поверхности тела в окружающую среду отводится поток теплоты

$$q = \alpha (T_n - T_c), \quad (4.55)$$

где α — коэффициент теплоотдачи.

Откуда

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha (T_n - T_c) \quad (4.56)$$

или

$$-\frac{T_n - T_c}{\frac{\partial T}{\partial n}} = \frac{\lambda}{\alpha} = HA. \quad (4.57)$$

Точка H называется направляющей. Через нее проходят касательные к кривым распределения температур в любой момент времени. В случае стационарного режима распределение температуры в теле будет проходить по прямой; касательная к этой прямой будет представлять ее продолжение, направленное в точку H (рис. 74, б);

$$\operatorname{tg} \varphi = \frac{T_0 - T_n}{R} = \frac{T_n - T_c}{\frac{\lambda}{\alpha}}, \quad (4.58)$$

где T_0 — температура в центре тела; R — его размер.

Откуда

$$\frac{T_0 - T_n}{T_n - T_c} = \frac{\alpha}{\lambda} R = \text{Bi}. \quad (4.59)$$

Это и есть критерий Био, выражающий отношение перепадов температур внутри тела к температурному напору на поверхности. Можно считать, что равенство (4.59), точно выполняющееся для стационарного режима, приближенно сохраняется и для нестационарного.

Итак, в более общем случае равенство (4.39) должно быть записано в виде

$$\psi\left(\frac{x}{R}; \text{Fo}; \text{Bi}\right) = 0. \quad (4.60)$$

Для условий задачи Стефана $T_n - T_c = 0$ или $\alpha = \infty$, т. е. критерий Био равен бесконечности при температуре окружающей среды, равной T_k .

Применяющимся и перспективным путем расчетов процессов затвердевания отливок является построение для геометрически подобных отливок графиков в безразмерных координатах (4.41) и (4.60). Графики могут строиться на основании опытов или расчетов, производимых с применением ЭВМ, или того и другого вместе.

Продолжительность затвердевания отливки можно определить при помощи закона квадратного корня, но с внесением в него поправочных коэффициентов μ . Тогда

$$\tau = \mu \left(\frac{R}{K}\right)^2, \quad (4.61)$$

где τ в данном случае — общая продолжительность затвердевания отливки.

В простейшем случае под R можно принимать приведенную толщину отливки. Однако удобнее понимать под R радиус вписанной в сечение отливки круга, а поправку на конфигурацию вносить в виде коэффициента $\mu_{\text{конф}}$, определяя его из экспериментальных данных, как было предложено в 1950 г. В дальнейшем, по предложению Н. Г. Гиршовича и Ю. А. Нехендзи были коэффициенты: влияния перегрева $\mu_{\text{пер}}$, кристаллизации в интервале $\mu_{\text{инт}}$ и наличия зазора $\mu_{\text{заз}}$.

По предложению В. П. Кузнецова и О. Н. Магницкого добавлен коэффициент, учитывающий природу газа, заполняющего зазор и его давление $\mu_{\text{газ}}$.

Таким образом,

$$\mu = \mu_{\text{конф}} \mu_{\text{пер}} \mu_{\text{инт}} \mu_{\text{заз}} \mu_{\text{газ}}. \quad (4.62)$$

С более общих позиций построил расчеты тепловых процессов в отливках А. И. Вейник, изложив их в серии монографий. Он разбивает тепловой процесс в отливке на пять стадий:

1) охлаждение металла при заполнении формы. Стадия начинается при температуре заливки $T_{\text{зал}}$ и заканчивается за время τ_1 ; к моменту окончания стадии возможно образование твердой корки толщиной x_1 ;

2) отвод теплоты перегрева. Исходными величинами для данной стадии являются τ_1 и x_1 ; она заканчивается в момент достижения в центре отливки температуры кристаллизации T_0 или ликвидус в случае сплава; этому моменту соответствуют время τ_2 и толщина твердой корки x_2 ;

3) затвердевание отливки. Исходные величины τ_2 и x_2 , конечные — τ_3 и x_3 ; стадия заканчивается в момент исчезновения жидкости в центре отливки;

4) охлаждение отвердевшей отливки в форме. Исходные величины τ_3 и x_3 , конечные — τ_4 и x_4 ;

5) охлаждение отливки после извлечения из формы.

Таким образом, параметры, характеризующие начало данной стадии, являются завершающими для предыдущей стадии.

Рассмотрим более подробно лишь третью важнейшую стадию теплового процесса — затвердевание отливки. Возьмем наиболее простой случай плоской отливки. Положим, что затвердевание металла происходит при постоянной температуре T_0 . При наличии интервала кристаллизации в качестве величины T_0 можно выбрать среднюю температуру между ликвидусом и солидусом. Положим также, что отливка охлаждается в среде с температурой $T_{\text{ср}}$; отвод теплоты с поверхности отливки происходит по закону Ньютона с коэффициентом теплоотдачи α . Обе эти величины в общем решении принимаются постоянными, но для конкретных случаев они могут определяться в числах. В качестве среды выступает литейная форма. Считается, что с момента начала процесса прошло время τ_2 и толщина затвердевшего слоя составила величину x_2 .

Закон распределения температуры в твердой корке задается, по А. И. Вейнику, выражением

$$T = T_0 - (T_0 - T_{\text{пов}}) \left(\frac{z}{y} \right)^n \quad (4.63)$$

или

$$\frac{T_0 - T}{T - T_{\text{пов}}} = \left(1 - \frac{y}{x} \right)^n, \quad (4.64)$$

где x — толщина твердого слоя; y — расстояние от поверхности отливки до точки, в которой определяется температура T ; z — расстояние от этой точки до границы между твердой и жидкой частями отливки; T_0 — температура кристаллизации, которая во время третьей стадии во всей жидкой части постоянна, так как перегрев снят; $T_{\text{пов}}$ — температура поверхности отливки, положение которой определяется критерием Био (рис. 74, б); n — величина, определяемая из опыта.

Таким образом, распределение температуры в твердой стенке задается законом параболы n -й степени. В случае $n = 1$ получается уже использованный ранее линейный закон. Обработка опытных данных показывает, что n лежит в пределах от 1 до 2. Заранее заданное распределение температур в твердой корке позволяет избежать весьма громоздких расчетов; в то же время параболическая форма, выбранная для его описания, достаточно гибка.

Опираясь на уравнение Фурье и составляя тепловой баланс для элементарного объема, А. И. Вейник получил следующее общее решение для определения положения границы затвердевания во времени:

$$Fo - Fo_2 = A_1(\delta - \delta_2) + A_2(\delta^2 - \delta_2^2) + A_3 \ln \frac{1 + \frac{\delta Bi}{n}}{\delta_2 Bi + \frac{n}{n}}, \quad (4.65)$$

где $Fo = \frac{a\tau}{R^2}$ и $Fo_2 = \frac{a\tau_2}{R^2}$ — значения критерия Фурье для текущего времени τ и времени, прошедшего за первые две стадии, τ_2 ; a — температуропроводность металла; R — половина толщины стенки отливки; A_1, A_2, A_3 — коэффициенты, характеризующие теплообмен отливки со средой: $A_1 = \frac{1}{Bi} \left(L + \frac{1}{n+1} \right)$; $A_2 = \frac{1}{2n} \left(L + \frac{1}{n+1} \right)$; $A_3 = -\frac{n}{n+1} \frac{1}{Bi^2}$; $Bi = \frac{\alpha}{\lambda\tau} R$ — критерии Био; α — коэффициент теплоотдачи; $L = \frac{L_{кр}}{C\tau T_0}$ — критерий теплоты кристаллизации; $L_{кр}$ — удельная теплота кристаллизации; C — теплоемкость металла; T_0 — температура кристаллизации, отсчитываемая от температуры среды; $\delta = x/R$ и $\delta_2 = x_2/R$ — относительные толщины твердого слоя в моменты времени τ и τ_2 .

Применительно к конкретным частным случаям уравнение (4.65), принимает гораздо более простые формы.

При малой интенсивности теплообмена в песчаной форме, когда критерий Био много меньше единицы, и учете только первого члена ряда из разложения функции, стоящей в уравнении (4.65) под знаком логарифма, получается выражение

$$Fo - Fo_2 = \frac{L}{Bi} (\delta - \delta_2). \quad (4.66)$$

Если принять $\tau_2 = 0$ и $x_2 = 0$, то получим

$$x = \frac{\alpha T_0}{\rho \tau L_{кр}} \tau. \quad (4.67)$$

В этом равенстве отсутствует показатель параболы n . Это значит, что направляющая точка уходит в бесконечность. При значительной интенсивности теплообмена в металлической форме, когда критерий Био очень велик, первым и третьим членом в правой части равенства (4.65) можно пренебречь. Тогда

$$Fo - Fo_2 = A_2 (\delta^2 - \delta_2^2). \quad (4.68)$$

Если принять $\tau_2 = 0$ и $x_2 = 0$, то получим

$$x = \sqrt{\frac{2n(n+1)a_\tau}{L(n+1)+1}} \sqrt{\tau} = K \sqrt{\tau}, \quad (4.69)$$

или, заменяя a_τ и L их значениями,

$$K = \sqrt{\frac{2n\lambda_\tau T_0}{\rho_\tau L_{кр} + \frac{C_\tau \rho_\tau T_0}{n+1}}}. \quad (4.70)$$

Если принять $n = 1$, что соответствует линейному распределению температур, то

$$K = \sqrt{\frac{2\lambda_\tau T_0}{\rho_\tau L_{кр} + \frac{1}{2} C_\tau \rho_\tau T_0}}, \quad (4.71)$$

т. е. имеем полученное ранее выражение (1.10), но с несколько иным значением T_0 .

Если принять, как это часто получается, $n = 2$, то

$$K = \sqrt{\frac{4\lambda_\tau T_0}{\rho_\tau L_{кр} + \frac{1}{3} \rho_\tau C_\tau T_0}}. \quad (4.72)$$

Сопоставление расчетов по полученным формулам с опытными данными показывает, что при разумном применении они не сильно расходятся между собой и с фактическими величинами.

В настоящее время использование ЭВМ позволяет рассчитывать температурные поля для отливок сложных контуров и с различными условиями охлаждения поверхностей. При этом реальный контур разбивается сеткой на множество элементарных площадок

и перенос теплоты описывается уравнением Фурье с учетом не одной, а двух координат, а получаемые температуры относятся к центрам площадок. Эти расчеты непросты, но дают результаты, удовлетворительно согласующиеся с опытом.

Для затвердевания отливок из сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур, для которых создание математической теории только начинается, возможно построение математических моделей путем активного эксперимента. Этот метод позволяет по небольшому числу, но тщательно выполненных опытов, получить формулы, связывающие толщину твердого слоя с различными факторами для любых конкретных условий. Например, проведение девяти опытов для цилиндрических отливок из серого чугуна, затвердевающих в песчаных формах, дало следующую математическую модель:

$$x'_{\text{выл}} = 2,76 + 0,12C_s + 0,11Fo^2 - 1,17C_s - \\ - 0,30 Fo + 0,08C_s Fo, \quad (4.73)$$

где Fo — критерий Фурье; $x'_{\text{выл}}$ — отношение глубины границы выливаемости к радиусу отливки; $C_s = C + \frac{1}{3}Si + \frac{1}{2}P$ — углеродный эквивалент (C , S и P — массовое содержание соответствующих элементов в чугуне в процентах). При определении критерия Фурье коэффициент температуропроводности принимался равным $a = 0,028 \text{ см}^2/\text{с}$. Оценка по статическим критериям показала, что величины, получаемые при помощи этой модели, будут отличаться от фактических не более, чем на 5%.

§ 27. Охлаждение отливки в форме

Обычно отливки извлекаются из формы только после окончания затвердевания. Это определяется прежде всего условиями безопасности труда.

Операция извлечения отливки из песчаной формы называется выбивкой, так как она требует значительных усилий. Производится она в тяжелых для работающих условиях запыленности и при повышенных температурах. Это также накладывает ограничение на температуру выбивки.

При извлечении из формы скорость охлаждения отливки сразу резко возрастает. Чем при более высокой температуре производится это извлечение, тем быстрее охладится отливка после выбивки. Быстрое охлаждение создает дополнительные внутренние напряжения, которые могут вызвать деформации и даже трещины. Поэтому в железных сплавах выбивка может производиться только после завершения внутренних превращений, связанных с распадом аустенита. В углеродистых сталях эти превращения протекают при 720°C . Следовательно, верхней границей для их выбивки является температура 700°C . Удары и усилия,

связанные с выбивкой, могут привести к повреждениям отливки, так как при высоких температурах металл обладает пониженной прочностью.

Однако назначение низких температур выбивки для крупных отливок связано с их длительной выдержкой в формах и задалживанием формовочных площадей. При литье на конвейерах это вызывает необходимость удлинения их охладительных ветвей и расширения производственных площадей.

Для отливок из железных сплавов П. Г. Новиков и В. Г. Грузин рекомендуют следующие максимальные допустимые температуры выбивки (°С):

| | |
|---|---------|
| Неответственные крупные детали простой конфигурации | 600—700 |
| Небольшие детали простой конфигурации, от которых не требуется высокой точности | 400—500 |
| Ответственные детали средней и высокой сложности | 200—300 |
| Отливки из легированных малотеплопроводных сталей, имеющие ответственное назначение | 150—200 |

После затвердевания отливки она охлаждается вместе с формой как единая система. Расчет этого процесса для конкретной отливки в принципе возможен, но очень труден и громоздок.

Таблица 20

Значения коэффициента a

| Толщина стенки, определяющей охлаждения, мм | Класс отливки | | |
|---|---------------|----|-----|
| | I | II | III |
| 20—30 | 15 | 20 | 27 |
| 31—50 | 20 | 27 | 36 |
| 51—80 | 27 | 36 | 47 |
| 81—125 | 36 | 47 | 60 |
| 126—200 | 47 | 60 | 75 |
| 200 | 60 | 75 | 92 |

и громоздок. Трудоемкость расчета зависит от сложности конфигурации отливки. Длительность охлаждения отливки в форме обычно в десятки раз превосходит длительность затвердевания. Наличие стержней резко замедляет охлаждение отливки. Так, при равных толщинах чугунная коробчатая отливка со стержнями будет охлаждаться до 200° С в 1,5—2,5 раза дольше, чем

отливка, имеющая форму плиты (т. е. без стержней).

Для приближенных инженерных расчетов времени охлаждения чугунных отливок Б. В. Кнорре предложил следующую эмпирическую формулу:

$$\tau = a \sqrt{G}, \quad (4.74)$$

где τ — время охлаждения чугунной отливки до 200° С; G — масса отливки, т; a — коэффициент, зависящий от конфигурации отливки и толщины ее стенки. Типичные значения величин коэффициента представлены в табл. 20.

К классу I относятся отливки типа плит с двусторонним охлаждением; к классу II — отливки со стержнями, охлаждающиеся

преимущественно с одной стороны; к классу III — сложные отливки со смешанным характером охлаждения и большим количеством стержней.

Таблица 21

Время, необходимое для охлаждения отливки

| Масса отливки кг | Температура при выбивке, °С | Время охлаждения до 50° С, ч | |
|---------------------|--------------------------------|------------------------------|--------------|
| | | без стержней | со стержнями |
| 8 | 600 | 1,0 | 2,5 |
| 9—20 | 600 | 1,2 | 3,0 |
| 21—50 | 600 | 1,5 | 4,0 |
| 51—100 | 600 | 2,0 | 5,0 |
| 101—250 | 500 | 3,0 | 7,0 |
| 250—500 | 500 | 4,0 | 8,0 |
| 500—1000 | 400—500 | — | 12—18 |
| 1000—2000 | 300—400 | — | 18—24 |
| 2000—5000 | 300—400 | — | 24—36 |

В табл. 21 приведены ориентировочные значения времени, необходимого для охлаждения после выбивки крупных отливок до 50° С в зависимости от массы, наличия стержней и температуры при выбивке.

Охлаждение отливки после выбивки происходит преимущественно путем излучения и в меньшей степени конвекцией.

§ 28. Взаимодействие отливки с формой

Взаимодействие формы с отливкой можно разделить на следующие этапы (рис. 75).

1. Взаимодействие формы с жидким металлом (рис. 75, а). Продолжительность этого этапа — от долей до двух-трех секунд. На этом этапе металл при своем движении может разрушать и размывать форму, проникать в поры песчаной формы и образовывать механический пригар. Из прогревающегося поверхностного слоя формы выделяются газы, которые, проникая в расплавленный металл, всплывают в верхнюю часть отливки и обычно не образуют газовых раковин.

2. Взаимодействие формы с коркой металла, образующейся в начальной стадии затвердевания (рис. 75, б). Продолжительность этапа — от нескольких до десятков секунд. Металл на этом этапе образует корку, в которой имеются участки жидкости. Происходит снятие теплоты перегрева. Тепловой поток распространяется в глубь стенки формы. Начинается окисление металла

и взаимодействие его окислов с материалом формы. Газы из формы могут воздействовать на корку, исказить ее поверхность и проникать в отливку, прорывая корку.

3. Взаимодействие формы с затвердевающей отливкой (рис. 75, в). Продолжительность этапа — от нескольких минут до десятков часов в зависимости от толщины стенки отливки. Затвердевание последовательно распространяется в глубь отливки. Тепловой поток нагревает стенки формы. Происходит химическое взаимодействие окислов металла и материала формы с образова-

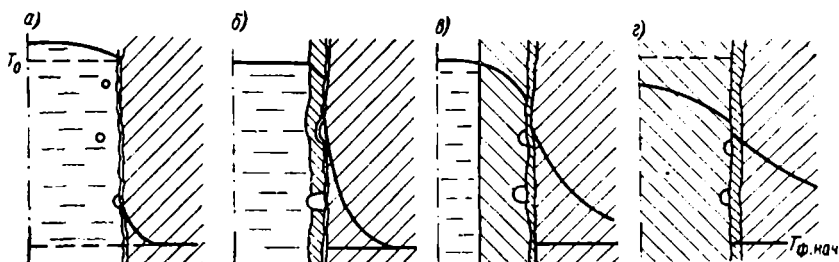


Рис. 75. Этапы взаимодействия формы с отливкой

нием химического пригара и обезуглероженного слоя в отливке. Возникает интенсивное механическое взаимодействие отливки и формы.

4. Взаимодействие формы с твердой отливкой (рис. 75, г). Продолжительность этапа — от часов до суток. Отливка и форма на этом этапе охлаждаются как единое целое.

По количеству теплоты, участвующего в процессе затвердевания, можно составить тепловой баланс (табл. 22).

Приходная часть баланса состоит, во-первых, из теплоты перегрева. При обычных температурах заливки эта статья не играет большой роли в тепловом балансе. При литье в металлические формы она составляет около 5%, при литье в песчаные формы — несколько больше ввиду того, что песчаные формы отводят за время затвердевания меньшее абсолютное количество тепла, чем металлические. Во-вторых, баланс включает теплоту кристаллизации. Эта статья является основной в приходной части теплового баланса. В-третьих, — теплоту, отводимую от твердого металла. При литье в песчаные формы она составляет 5—15%; при литье в металлические формы — 25—55%. Чем интенсивнее теплота отводится от отливки, тем больше удельный вес в балансе теплоты, отводимой от твердого металла.

Расходная часть баланса состоит, во-первых, из теплоты, аккумулированной формой. В толстостенных формах эта статья может достигать 100%. В металлических формах, обычно тонкостенных, она составляет от 30 до 75%. Чем тоньше стенка формы, тем меньше эта статья. В сырых песчаных формах значи-

Тепловой баланс отливки за время ее затвердевания; количество теплоты, %

| Приход | Расход |
|----------------------------------|---|
| Песчаная форма | |
| Теплота перегрева — 10 | Теплота, аккумулированная формой — 95—100 |
| Теплота кристаллизации — 80—90 | Теплота, отведенная с поверхности — 0—5 |
| Теплота твердого металла — 5—15 | |
| Итого 100 | Итого 100 |
| Металлическая форма | |
| Теплота перегрева — 5 | Теплота, аккумулированная формой — 30—90 |
| Теплота кристаллизации — 40—70 | Теплота, отведенная с поверхности — 10—70 |
| Теплота твердого металла — 25—55 | |
| Итого 100 | Итого 100 |

тельная часть статьи идет на испарение влаги от 15 до 30%. В песчаных формах заметная часть теплоты переносится потоками газов.

Во-вторых, баланс включает теплоту, отводимую с поверхности формы излучением и конвекцией. В металлических формах эта статья составляет от 10 до 70%; в песчаных формах она обычно невелика или равна нулю.

При литье в песчаные формы к концу затвердевания отливки температура на наружной поверхности обычно еще не начинает подниматься и тепловые потери с нее ничтожны. В этом случае температуру поверхности ее контакта с отливкой в течение значительного времени можно считать постоянной, равной T_k . Тогда распределение температуры в форме описывается уравнением

$$T_{\phi} = T_k - (T_k - T_{\phi. \text{нач}}) \operatorname{erf} \left(\frac{y}{2\sqrt{a_{\phi}\tau}} \right), \quad (4.75)$$

где T_{ϕ} — температура в форме на расстоянии y от поверхности отливки в момент времени τ ; T_k и $T_{\phi. \text{нач}}$ — температуры контакта и начальная температура формы; a_{ϕ} — температуропроводность материала формы (в этой формуле a_{ϕ} надо определять как среднюю величину из опыта).

Вблизи отливки расчеты по этой формуле дают удовлетворительное совпадение с опытами; вдали от отливки ошибки получаются гораздо больше.

Температурно-временное поле в песчано-глинистой сырой форме отличается от поля сухой формы тем, что на изохронах сырой формы образуются ступеньки при 100°C , связанные с затратами теплоты на испарение влаги. Пары воды быстро заполняют поры в стенках формы и прогревают весь ее объем до 100°C . В дальнейшем поведение сухой и сырой форм различается мало (рис. 76).

Температура контакта отливки с сырой формой в среднем несколько ниже, чем с сухой. Гораздо большее влияние на температуру поверхности песчаной формы оказывает литейный материал. В среднем для времени затвердевания она составляет при литье

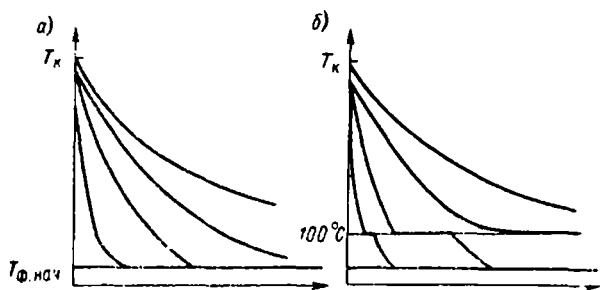


Рис. 76. Распределение температур в песчаной сухой (а) и сырой (б) формах

стали $1400\text{—}1450^{\circ}\text{C}$, чугуна — $1000\text{—}1100^{\circ}\text{C}$, алюминиевых сплавов — $500\text{—}550^{\circ}\text{C}$.

При нагревании песчаной формы высоких температур достигает сравнительно тонкий слой смеси, непосредственно соприкасающийся с отливкой. Сколько-нибудь существенный нагрев распространяется в глубь формы не более, чем на толщину стенки отливки. Под действием нагрева в зернах песка возникают внутренние напряжения, они растрескиваются и измельчаются. Одновременно в результате их контакта с окислами металла возникают легкоплавкие шлаки, которые способствуют спеканию и окомкованию зерен песка. В интервале температур $300\text{—}700^{\circ}\text{C}$ происходит дегидратация — удаление конституционной влаги из глины. В результате глина теряет пластичность, глинистые оболочки на поверхности зерен разрушаются и формовочная смесь после каждой заливки обогащается пылью.

Температурно-временное поле в металлических формах отличается гораздо большими температурными градиентами, чем в песчаной. В зоне контакта между металлической формой и отливкой образуется значительный перепад температур: $100\text{—}200^{\circ}\text{C}$. Температура поверхности чугунных форм в среднем за время затвердевания стальных отливок составляет $600\text{—}900^{\circ}\text{C}$, для чугунных отливок — $500\text{—}700^{\circ}\text{C}$, для алюминиевых сплавов — $300\text{—}400^{\circ}\text{C}$.

Передача теплоты через контактное сопротивление зависит во многом от деформации корочки отливки. При появлении сплошной корочки под действием усадки она стремится сократиться. Однако этому препятствует гидростатическое давление жидкого металла. При некотором утолщении корки и понижении температуры сокращение размеров преодолевает гидростатическое давление и между отливкой и формой возникает зазор. Если отливка имеет цилиндрическую форму, твердая корка представляет собой кольцо, единственным способом деформации которого является растяжение. Если отливка представляет собой стенку или призму, твердая корка имеет контур в виде прямоугольника или квадрата. Под действием даже незначительного давления корка, образующаяся на гранях, может выпучиваться и прижиматься к поверхности формы. В результате у цилиндрических отливок зазор возникает на ранней стадии затвердевания; он создает значительное тепловое сопротивление и стенка формы нагревается с замедлением.

Тепловая работа металлической формы зависит также от толщины ее стенок. При литье стали или чугуна с высокой температурой плавления и высокой температурой поверхности отливки наибольшая скорость охлаждения может быть получена при минимальной толщине стенки. По мере утолщения стенок металлической формы интенсивность охлаждения отливки будет сокращаться, так как наружная поверхность за время затвердевания отливки будет достигать все более низких температур и форма начнет работать как экран. При отношении толщины стенки формы к толщине стенки отливки 0,1—0,15 скорость охлаждения будет минимальной. В дальнейшем тепловой поток будет достигать наружной поверхности только к концу затвердевания отливки, решающую роль приобретет температурный градиент внутри формы. Затвердевание начнет ускоряться и при относительной толщине стенки формы 0,2—0,3 интенсивность охлаждения достигнет некоторой стабильной величины и больше не будет изменяться. Для литья из цветных сплавов, имеющих низкие температуры кристаллизации, наибольшую скорость охлаждения обеспечивают толстостенные формы. Однако различие в скоростях охлаждения отливок, вызванное изменением толщины их стенок, не настолько велико, чтобы ощутимо повлиять на качество отливок.

При выборе стенок металлических форм руководствуются конструктивными соображениями и обеспечением стойкости. В табл. 23 приведены данные о стойкости металлических форм при заливке их различными сплавами.

Практически толщину стенок металлической формы стремятся выбрать так, чтобы обеспечить минимальный расход металла на них. Однако при этом необходимо учесть, что тонкостенные формы требуют мало металла, но быстро выходят из строя, а толстостенные, хотя и служат дольше, но требуют большого расхода металла на каждую форму.

Стойкость металлических форм при заливке их разными сплавами

| Литейный сплав | Температура плавления сплава, °С | Масса отливки | Материал формы | Число заливок до выхода формы из строя |
|-----------------------------|----------------------------------|-------------------|----------------|--|
| Цинковые сплавы | 390—410 | Десятки граммов | Сталь | 300 000—800 000 |
| Алюминиевые сплавы | 600—650 | Килограммы | » | 30 000—60 000 |
| Медные сплавы | 1000—1050 | » | » | 5 000—10 000 |
| Чугун | 1150 | » | Чугун | 3 000—5 000 |
| » | 1150 | Сотни килограммов | » | 300—500 |
| Сталь | 1490—1530 | Килограммы | » | 200—300 |
| » | 1490—1530 | Тонны (слитки) | » | 20—100 |
| Сталь (литье под давлением) | 1490—1530 | Десятки граммов | Сталь | 100—300 |
| То же | 1490—1530 | То же | Молибден | 3 000—4 000 |

Толщину стенки металлических форм для фасонных отливок А. М. Петриченко рекомендует определять по формуле

$$\delta = (12 \div 15) + 1,2R, \quad (4.76)$$

где δ — требуемая толщина стенки формы, мм; R — половина толщины стенки отливки, мм.

Толщину стенок чугунных изложниц для стальных слитков выбирают в среднем равной четверти их радиуса. Чем меньше слиток, тем относительно толще выбирается стенка изложницы.

В процессе формирования отливки металл вступает в следующие виды механического взаимодействия с формой: удары струи и гидростатическое давление при заливке и в начальной стадии затвердевания; торможение усадки отливки на основном этапе затвердевания.

Торможение усадки происходит со стороны частей формы, зажатых с двух или со всех сторон стенками отливки, а также со стороны поверхностного слоя формы, с которым отливка вступает в тесный контакт.

Способность материала формы оказывать сопротивление усадке отливки называют *податливостью*. Податливость пока оценивается по технологическим пробам. Такие пробы представляют собой втулки, в которые устанавливаются стержни из испытуемой смеси. О степени податливости судят по количеству и раз-

мерам трещин, возникающих на втулках из стандартного сплава при затвердевании.

При определенной нагрузке напряжения в обычной 1 и высокоподатливой 2 формовочной смеси возрастают от нуля до максимума при нагреве до 700—800° С. Если нагрузка на образец увеличивается, деформация по абсолютной величине снижается. При дальнейшем нагреве от 700 до 1000° С деформации и напряжения, перейдя через плавный максимум, уменьшаются до нуля (рис. 77, а). Прочность смеси при нагревании до 600° С не изменяется; при нагревании до 1000° С прочность возрастает в два-

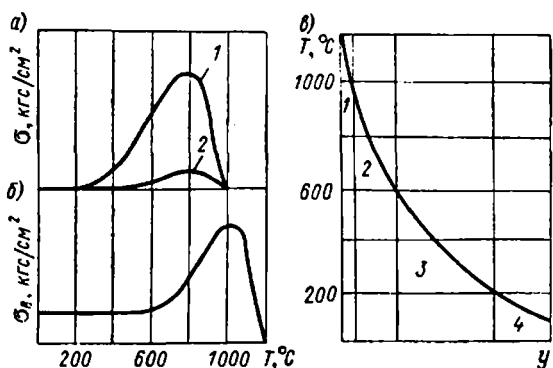


Рис. 77. Влияние нагревания формы на напряжение σ (а); прочность σ_y (б) и распределение температурных зон в стенке формы (в)

три раза в результате спекания глины; при дальнейшем нагреве до 1200° С вследствие оплавления глины прочность смеси падает до нуля (рис. 77, б).

В стенке формы в зависимости от температуры или расстояния от поверхности контакта образуется несколько зон, вовлекаемых по-разному в механическое взаимодействие с отливкой. В отливках из стали и чугуна (рис. 77, в) можно выделить следующие слои:

слой 1 небольшой толщины, непосредственно соприкасающийся с отливкой, имеющей температуру около 1000° С или больше. Слой состоит из размягченной и полностью податливой смеси;

слой 2 несколько большей толщины, имеющий температуру от 1000 до 600° С, состоящий из спекшейся, упрочненной и высоконапряженной смеси. Очевидно, этот слой несет основную ответственность за низкую податливость;

слой 3 еще большей толщины, имеющий температуру от 600 до 200° С и состоящий из неупрочненной, хотя и напряженной смеси. Он должен обладать удовлетворительной податливостью;

слой 4, включающий в себя всю остальную смесь; его температура лежит ниже 200°C , а свойства практически не отличаются от свойств смеси при нормальной температуре.

Металлическая форма практически не обладает податливостью. Для того чтобы избежать в этом случае трещин, части формы, зажимаемые выступающими частями отливки, оформляют стержнями из податливых смесей.

§ 29. Регулирование тепловых процессов

Основным методом внешнего воздействия на охлаждение отливки является подбор материала формы, обеспечивающего наилучшее качество металла при определенных экономических и технологических ограничениях.

Влияние материала формы на скорость затвердевания отливки можно определить через коэффициент затвердевания K .

Таблица 24

Значения величин b_{Φ} и K

| Материал формы | | b_{Φ} Дж/(м ² ·К) | K , см/с ^{1/2} (опытная) |
|--------------------------------------|-----------------------------|--------------------------------------|--|
| Класс | Конкретный материал | | |
| I. Металлы | Медь | 3,64 | 0,35—0,40 |
| | Чугун | 1,38 | 0,27—0,33 |
| II. Компактные огнеупоры | Магнезит | 0,36 | 0,15—0,18 |
| | Шамот | 0,16 | 0,14 |
| III. Песчаные фор- мовочные смеси | Сырые | 0,075 | 0,12—0,15 |
| | Сухие | 0,055 | 0,10—0,12 |
| IV. Теплоизоли- рующие смеси | Периошамот | 0,029 | 0,05—0,10 |
| | Опилочная смесь с глиной | 0,015 | 0,04 |

В табл. 24 приведены значения величин термоаккумуляционной способности b_{Φ} для различных материалов форм, рассчитанные по данным § 22, и значения коэффициентов K , полученные из опытов на стали, проведенных методом выливания жидкого остатка. На рис. 78 показана зависимость между этими величинами.

Из выражения (4.47) и рис. 78 следует, что при малой интенсивности охлаждения для материалов классов III и IV между K

и b_{ϕ} существует линейная зависимость. При большой интенсивности охлаждения для материалов классов I и II теплота, отводимая от твердого металла, приобретает решающее значение и зависимость становится гораздо более сложной. При изменении b_{ϕ} почти на три порядка величина K изменяется на один порядок. Если замедлить затвердевание сравнительно легко, то возможности его ускорения ограничены.

Делались попытки повысить теплопроводность формовочных смесей путем добавки в них металлических частиц. Опыты показали, что увеличение объемной доли чугунных опилок в смеси

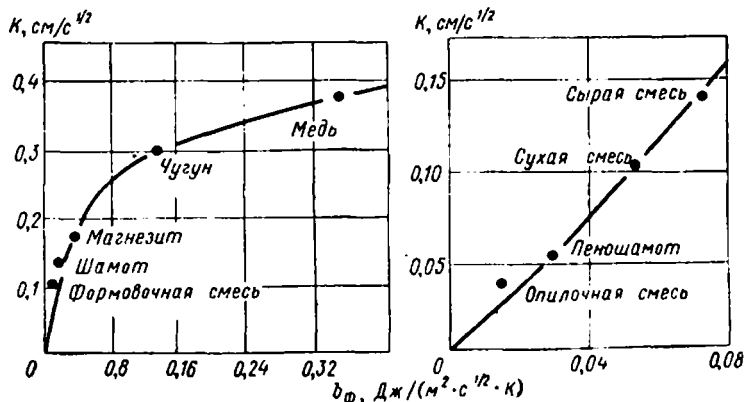


Рис. 78. Зависимость коэффициента затвердения стали K от теплоаккумуляционной способности материала формы b_{ϕ} (справа — начальный участок кривой в крупном масштабе)

до 50% или массовой доли до 80% увеличивало ее теплопроводность вдвое, хотя теплопроводность чугуна в сотни раз больше, чем у обычной смеси. В этом случае теплоаккумуляция формы, а следовательно, скорость затвердевания могла возрасти на 40%.

Введение металлических частиц в обычную песчаную формовочную смесь не дает эффекта, так как резко ухудшает условия формовки.

Представляет некоторый интерес возможность регулирования последовательности затвердевания отливки или создание так называемого направленного затвердевания путем изготовления стенок отливок из материалов с различными величинами b_{ϕ} . Однако практически это создает большие трудности при изготовлении форм, исключает возможность многократного использования формовочных смесей и приемлемо только для особо ответственных отливок.

Применение металлических форм взамен песчаных увеличивает скорость затвердевания примерно вдвое. Это позволяет существенно улучшить и качество отливок. Однако изготовление металлических форм много дороже, чем песчаных, и их применение экономически целесообразно лишь в ограниченном числе случаев.

Применение металлических форм, охлаждаемых проточной водой, дополнительно ускоряет затвердевания, но не настолько, чтобы оно существенно повысило качество отливки по сравнению с обычной металлической формой.

При литье в песчаные формы заметное влияние на перенос теплоты оказывает состав газа, заполняющий их поры. В условиях узких полостей перенос теплоты через заполняющие поры определяется теплопроводностью последних. Для наиболее распространенных газов она имеет следующие значения:

| Газы | N ₂ | O ₂ | CO | CO ₂ | H ₂ | He |
|---|----------------|----------------|------|-----------------|----------------|------|
| Теплопроводность в сравнении с азотом | 1 | 1,02 | 0,88 | 0,57 | 7,8 | 5,80 |

Замена обычного газа формы водородом или гелием позволяет ускорить охлаждение отливок. Опыты по изготовлению отливок из алюминиевых сплавов в формах, «заполненных» гелием, показали, что затвердевание при этом ускоряется на 20—25%.

При повышении давления теплопроводность газов увеличивается. Так, у Н. Н. Белоусова при исследовании затвердевания отливок из цветных сплавов под давлением 5—10 кгс/см² затвердевание ускорилося на 10—15% по сравнению с литьем при обычном атмосферном давлении. Естественно, что литье в вакууме снижает скорость охлаждения. Опыты показали, что при замене вакуума на гелиевую атмосферу при литье из сплавов титана скорость затвердевания увеличилась на 35%.

Весьма эффективным методом ускорения охлаждения отливок в формах явилась их продувка обычным сухим или еще лучше увлажненным воздухом. Охлаждающий газ подается по трубам с отверстиями, заложенными в форму. Время охлаждения крупных чугунных отливок, которое обычно требует много суток, при этом методе сокращается от двух до пяти раз.

При литье стальных слитков массой 3,5 т опробован способ ускорения их охлаждения путем извлечения из изложницы через 8—10 мин после окончания заливки. Теплоотдача в окружающую среду излучением при «раздевании» слитка резко усиливается. Общая продолжительность затвердевания при этом уменьшается примерно на 15%. Для защиты работающих от теплового излучения слитки, извлеченные из изложниц, можно ограждать экранами, охлаждаемыми водой.

Большое распространение получило местное ускорение затвердевания в отливках, изготавливаемых в песчаных формах, при помощи холодильников. Холодильники представляют собой вставки из материалов с высокой теплопроводностью, устанавливаемые в форму при ее изготовлении. Чаще всего холодильники изготавливаются из чугуна, но могут быть изготовлены из графита и магнезита.

Холодильники делятся на наружные и внутренние. Наружные, устанавливаемые на плоских поверхностях, обычно имеют форму

пластинок. При установке холодильника во входящих углах им придают форму секторов или просто прутков с соответствующими радиусами закругления.

Интенсивность охлаждения отливки холодильником из данного материала зависит от его толщины. При малой толщине (рис. 79, а) холодильник быстро исчерпывает свою аккумуляционную способность и ускоряет только начальную стадию затвердевания. При рационально выбранной толщине он интенсивно поглощает теплоту до конца затвердевания стенки отливки; формовочная смесь за холодильником за это время прогревается мало

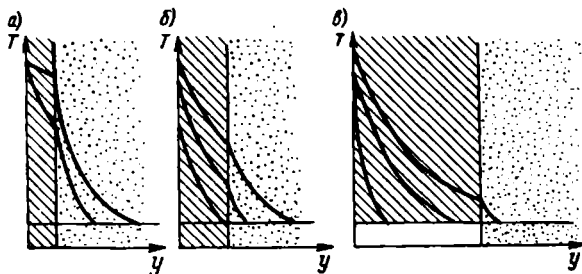


Рис. 79. Распределение температур в тонком (а), нормальном (б) и чрезмерно толстом (в) холодильнике

(рис. 79, б). Чрезмерно толстый холодильник (рис. 79, в) не ускоряет охлаждение, но требует излишнего расхода металла.

Опыты, проведенные методом выливания жидкого остатка, на стальной плоской отливке, охлаждаемой чугунными холодильниками различной относительной толщины, дали следующие результаты:

| | | | | | |
|--|------------------|------|------|------|---------------------|
| Отношение толщины холодильника к толщине стенки отливки | 0 | 0,25 | 0,75 | 1,15 | Металлическая форма |
| | (песчаная форма) | | | | |
| Коэффициент затвердевания K , $\text{см}/\text{с}^{1/2}$ | 0,17 | 0,26 | 0,30 | 0,31 | 0,32 |

Следовательно, делать толщину холодильника больше толщины стенки отливки нет надобности.

Используя закон квадратного корня, можно показать, что

$$\frac{x_{\text{хол}}}{x_{\text{отл}}} = \frac{K_{\text{хол}}}{K_{\text{отл}}}, \quad (4.77)$$

где $x_{\text{хол}}$ и $x_{\text{отл}}$ — соответственно толщины твердого слоя, образующегося от холодильника и от песчаной стенки в отливке; $K_{\text{хол}}$ и $K_{\text{отл}}$ — соответствующие этим толщинам коэффициенты затвердевания.

Соотношение коэффициентов затвердевания металлической и песчаной форм составляет в среднем 2 : 1. Следовательно, за счет холодильника, установленного с одной стороны стенки, будет затвердевать $\frac{2}{3}$ ее сечения, а с противоположной стороны — $\frac{1}{3}$. Если холодильник устанавливается на утолщении, то его предельная величина не должна быть больше 50% толщины основной стенки. Если утолщение меньше 50%, толщина холодильника может быть уменьшена. Опыты и расчеты позволяют дать следующие рекомендации по выбору толщин наружных холодильников для стальных отливок:

| | | | |
|---|----|----|-----|
| Отношение высоты утолщения к толщине основной стенки, % | 25 | 35 | 50 |
| Отношение необходимой толщины холодильника к толщине основной стенки, % | 30 | 75 | 150 |

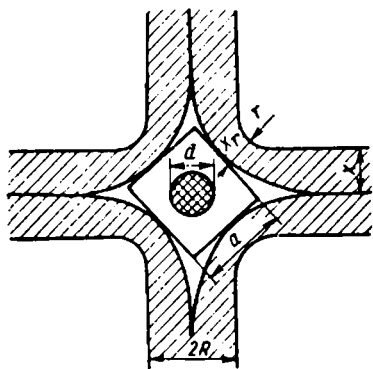


Рис. 80. Схема к расчету X-образного сопряжения

Для ликвидации усадочных дефектов в L-образных сопряжениях стенок применяются наружные холодильники, размеры которых можно выбирать исходя из тех же соображений. Однако при сопряжении X-образной формы наружные холодильники не позволяют ликвидировать изолированный бассейн в центре сечения. Недостаточно хорошо они работают и на T-образных сопряжениях. В этом случае применяют внутренние холодильники.

При выборе размеров внутреннего холодильника целесообразно рассмотреть затвердевания X-образного сопряжения (рис. 80).

Примем, что входящий угол сопряжения равен 90° и имеет радиус закругления r . Объем металла, затвердевающего на единице поверхности формы за некоторый промежуток времени, обозначим через V ; при плоской стенке $V = x$. В случае затвердевания слоя толщиной x на наружной поверхности цилиндра радиуса r этот объем будет равен

$$V = x_r \left(1 + \frac{x_r}{2r} \right). \quad (4.78)$$

К моменту окончания затвердевания основной стенки толщиной $2R$ объем твердого слоя $V = R$.

Отсюда толщину твердого слоя, образующегося во входящем угле в момент окончания затвердевания основной стенки, можно определить по формуле

$$x_r = r \left(\sqrt{1 + 2 \frac{R}{r}} - 1 \right). \quad (4.79)$$

Если принять размеры сечения бассейна, обособляющегося в центре сопряжения, за квадрат, его сторона будет равна

$$a = 2\sqrt{2}(R+r) - 2r\sqrt{1 + 2\frac{R}{r}}. \quad (4.80)$$

Например, при $a = R$ из выражения (4.80) получим

$$\frac{a}{R} = 4\sqrt{2} - 2\sqrt{3} \approx 2,20.$$

Опыты и расчеты позволяют дать следующие рекомендации по выбору размеров внутренних холодильников:

| | | | |
|---|------------|------------|------------|
| Тип сопряжения | L-образный | T-образный | X-образный |
| Диаметр внутреннего холодильника d , % от толщины основной стенки | 27 | 50 | 70 |

Если внутренний холодильник имеет слишком большой диаметр, он не сварится с основным металлом; если холодильник имеет слишком маленький диаметр, он будет расплавлен заливаемым металлом и не выполнит своего назначения.

УСАДОЧНЫЕ ПРОЦЕССЫ

§ 30. Физическая природа усадки

Под усадочными процессами понимают совокупность явлений сокращения размеров и объема металла, залитого в форму, при его затвердевании и охлаждении. В отдельных случаях при кристаллизации литейных сплавов происходит выделение новых фаз с увеличенным удельным объемом, что уменьшает усадку на отдельных этапах формирования отливки. Усадочные процессы вызывают появление в отливках различных дефектов, к которым относятся: усадочные пустоты, (усадочные раковины, усадочная пористость) усадочные деформации (линейная усадка, коробление), трещины, остаточные напряжения.

Усадка тел при охлаждении происходит в результате развития ангармонической составляющей колебания атомов около их средних положений (рис. 81). При абсолютном нуле среднее расстояние между атомами минимально и равно r_0 , при повышении температуры до T_1 оно увеличивается до r_T в результате большего отклонения от среднего значения правой ветви кривой колебаний, чем левой.

При аллотропических превращениях в твердом состоянии, выражающихся в изменении типа и параметров решетки, происходят скачкообразные изменения размеров тела. Они могут проявляться как в сжатии, так и в расширении.

При затвердевании объем металлов обычно сокращается, однако для галлия, сурьмы, висмута и лития затвердевание сопровождается не сжатием, а расширением.

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, однако в некоторых случаях (например в ртутном термометре) применяются и линейные единицы. Усадка в твердом состоянии, как правило, оценивается в линейных единицах. Фактически любая усадка является объемной.

Применяются следующие виды коэффициентов усадки, выражаемые в долях единицы.

1. Коэффициент усадки в жидком состоянии

$$\alpha_{ж} = \frac{V_T - V_0}{V_0(T - T_0)}, \quad (5.1)$$

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. В этом случае возможны две системы его оценки:

$$\alpha_3 = \frac{V_{ж} - V_T}{V_{ж}}, \quad (5.2)$$

$$\alpha'_3 = \frac{V_{ж} - V_T}{V_T}, \quad (5.3)$$

где $V_{ж}$ и V_T — объемы в жидком и твердом состоянии. Чаще применяется первая система (5.2), но иногда используется и вторая — (5.3).

Имея в виду, что

$$V_T = V_{ж}(1 - \alpha_3) \text{ и } V_{ж} = V_T(1 - \alpha'_3),$$

можно установить следующую связь между коэффициентами:

$$\alpha_3 = \frac{\alpha'_3}{1 + \alpha'_3}. \quad (5.4)$$

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

3. Коэффициент усадки в твердом состоянии

$$\alpha_T = \frac{l_T - l_0}{l_0(T - T_0)}, \quad (5.5)$$

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

Соотношение коэффициентов усадки в объемных и линейных единицах, по данным Ю. А. Нехендзи, можно проследить на примере куба с длиной сторон при исходной температуре l_0 . Если такой куб охладится от температуры T_0 до T , то длина его стороны

$$l_T = l_0 [1 - \alpha_T^l (T_0 - T)]. \quad (5.6)$$

В этом и последующих выражениях верхний индекс l при коэффициенте усадки означает, что он выражен в линейных единицах, а верхний индекс o — в объемных единицах.

Если начальный объем куба

$$V_0 = l_0^3, \quad (5.7)$$

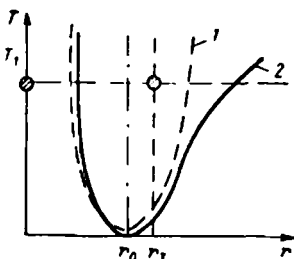


Рис. 81. Зависимость расстояний между соседними атомами r от температуры T при гармонических (1) и ангармонических (2) колебаниях

то после охлаждения до температуры T он составит

$$V_T = l_0^3 [1 - \alpha_T^n (T_0 - T)]^3. \quad (5.8)$$

Коэффициент объемной усадки как для жидкого, так и для твердого состояния согласно выражению (5.1) равен

$$\begin{aligned} \alpha_T^o &= \frac{l_0^3 - l_0^3 [1 - \alpha_T^n (T_0 - T)]^3}{l_0^3 (T_0 - T)} = \\ &= \frac{3\alpha_T^n (T_0 - T) - 3 [\alpha_T^n (T_0 - T)]^2 + [\alpha_T^n (T_0 - T)]^3}{T_0 - T}. \end{aligned} \quad (5.9)$$

Поскольку величина α_T^n мала, членами, стоящими во второй и в третьей степени, можно пренебречь. Тогда

$$\alpha_T^o \approx 3\alpha_T^n. \quad (5.10)$$

4. Коэффициент литейной усадки, относящийся к изменению размеров отливки от исходной до температуры окружающей среды, измеряемый в %;

$$\alpha_n = \frac{l_0 - l}{l} 100\%, \quad (5.11)$$

где l_0 — размер полости формы при заливке; l — размер при температуре цеха.

Зависимость размеров от температуры для металлов и сплавов, хотя и приближается к линейной, но строго линейной не является. Поэтому коэффициенты усадки определяют как средние для определенного интервала температур.

Метод определения коэффициентов усадки в твердом состоянии для литейных сплавов сводится к измерению изменения размеров цилиндрического образца обычно диаметром 20—30 мм, длиной 300—400 мм при его охлаждении в форме от температуры заливки до нормальной. Образец имеет на одном конце фланец (охлаждаемый металлическим холодильником), жестко связанный с одной из стенок опоки. Другой конец образца при заливке жестко связывается со стержнем, который, в свою очередь, соединен с измерителем деформаций. Параллельно с измерением усадки при помощи термопары, установленной в середине образца, непрерывно измеряется и температура образца. Зависимость размера образца от температуры (иногда от времени) служит основанием для определения коэффициента усадки.

Плотность легкоплавких жидких металлов при различных температурах определяют по изменению его объема в калиброванном огнеупорном сосуде с узким горлом, как для обычных жидкостей. Плотность тугоплавких металлов при различных температурах определяют путем взвешивания огнеупорного тела на воздухе и при его погружении в расплавленный металл.

Усадку при затвердевании обычно определяют по объему усадочных пустот, образующихся в отливке (хотя это и не всегда точно).

Величины коэффициентов усадки для основ важнейших литейных сплавов приведены в табл. 25.

Влияние состава сплава на усадку в твердом состоянии вблизи температуры кристаллизации связано с его положением на диаграмме состояния (рис. 82).

Таблица 25

Величины коэффициентов усадки, доли единиц

| Основы литейных сплавов | $\alpha_{ж} \cdot 10^6$, объемная | α_3 , объемная | $\alpha_T \cdot 10^6$, линейная |
|-------------------------|---------------------------------------|--------------------------|-------------------------------------|
| Алюминий | ~40 | 0,066 | 21 |
| Магний | ~35 | 0,051 | 29 |
| Медь | 20 | 0,044 | 20 |
| Железо | 9 | 0,030 | 12 |
| Титан | — | 0,010 | 10 |

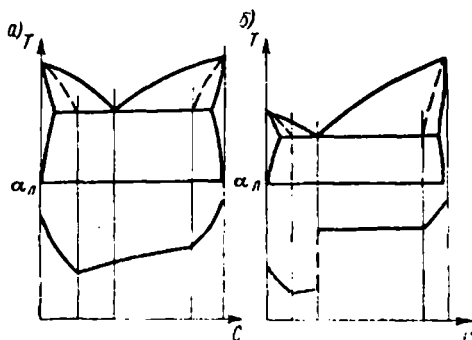


Рис. 82. Связь коэффициентов литейной усадки α_3 с диаграммами состояния сплавов: а — при небольшой разнице коэффициентов усадки компонентов; б — при значительной разнице коэффициентов усадки компонентов

Добавки различных элементов, как правило, снижают усадку чистых металлов в твердом состоянии. Это понижение возрастает при увеличении содержания добавки до

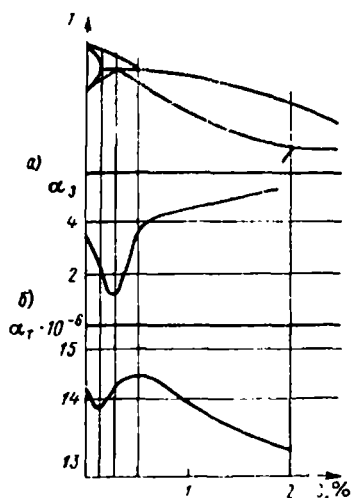


Рис. 83. Изменение коэффициентов усадки в стальной части сплавов системы железо—углерод: а — усадка в интервале температур ликвидус—солидус; б — усадка в интервале температур 0—500° С

концентрации C , соответствующей точке пересечения линии температур на границе выливаемости и эвтектической платформы. В пределах эвтектических составов усадка изменяется либо по линейному закону (рис. 82, а), либо в средней части диаграммы происходит ее скачкообразное изменение (рис. 82, б). В каждой из двух частей «разорванной» линии усадка определяется свойствами фазы, входящей в эвтектику в преобладающем объеме.

Эта зависимость проявляется в сплавах, компоненты которых имеют значительную разницу в коэффициентах усадки.

На рис. 83 показаны коэффициенты усадки в системе железо—углерод в стальной части. Усадка в чугунах крайне осложнена выделением графита, и дать ее ясную связь с диаграммой состояния без учета многих вспомогательных факторов невозможно.

§ 31. Усадочная пористость

Усадочной пористостью называют скопления мелких пустот, образующихся в результате усадки при затвердевании небольших объемов металла, изолирующихся 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.

Усадочная пористость делится на следующие виды:

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

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

Развитие пористости в утолщениях и зонах местных разогревов зависит от размера изолированного бассейна жидкого металла. Если их размеры велики, усадочные пустоты приобретают характер раковин.

Для выявления и исследования усадочной пористости применяются следующие методы.

1. Просвечивание проникающими излучениями. В качестве проникающих излучений применяются рентгеновские или гамма-лучи. Проходя через слой металла, имеющий пустоты, эти лучи ослабляются в меньшей мере, чем проходя через сплошной слой металла. Попадая на фотопленку, расположенную с противоположной поверхности, они дают теневую проекцию зон пористости. Метод имеет распространение как средство контроля ответственных отливок.

2. Определение плотности. В этом случае из различных частей отливки вырезают серии образцов. Обычно они представляют собой пластинки толщиной 2—3 мм. Образцы взвешиваются в воде и на воздухе. По этим данным определяют их плотность. Для определения абсолютной величины пористости необходимо знать плотность данного сплава без пор. Для этого изготавливаются специальные образцы, заливаемые в пробу в виде клина, получаемую обычно в металлической форме. Сопоставляя плотность образцов из конкретных отливок с плотностью сплава без пор, можно количественно оценить пористость в данной зоне.

Рассеянная пористость образуется в той или иной степени по всему сечению отливки. Каждая пора возникает в результате усадки при затвердевании микроскопического объема жидкого металла, обособленного от зоны локальных перемещений в результате неравномерного роста дендритов. Чем мельче дендриты, тем меньшее развитие получает рассеянная пористость.

Если в процессе кристаллизации из металла совершенно не выделяются газы, рассеянная усадочная пористость формируется в условиях вакуума. Если металл содержит

достаточное количество растворенных газов, их атомы проникают в усадочные поры и повышают в них давление; считается, что газы могут вытеснять металл из района поры (рис. 84). Реальная пористость всегда имеет смешанный газоусадочный характер. Поступление жидкого металла в междендритные полости прекращается в момент, когда граница питания достигает оси



Рис. 84. Схема формирования газоусадочной поры

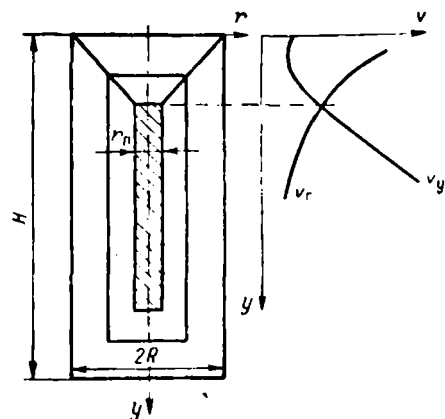


Рис. 85. Схема к расчету осевой пористости

отливки. Пределы развития зоны пористости в этот момент ограничиваются положением границы солидус.

Для повышения плотности и улучшения свойств сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур, применяется затвердевание в автоклаве под повышенным газовым давлением — 5—10 атм. Кроме непосредственного воздействия на питание, давление может подавлять выделение газов, увеличивая их растворимость. Это, в свою очередь, сокращает развитие пористости.

Наиболее широкое развитие в отливках имеет осевая пористость, образующаяся в их плоских и призматических элементах. При затвердевании осевой части отливки опускание зеркала жидкого металла, вызванное усадкой, непрерывно ускоряется (рис. 85). Это вызывается тем, что поверхность зеркала жидкого металла сокращается гораздо быстрее, чем периметр границы затвердевания, на которой сосредоточивается усадка.

В начале затвердевания жидкий металл движется внутри твердой корки беспрепятственно. Однако по мере сокращения расстояния между растущими навстречу друг другу фронтами кристаллизации, начинает возрастать значение трения потока о стенки канала. Поток питающего жидкого металла может нести с собой частицы кристаллов, и его вязкость должна быть существенно больше, чем обычного металла, имеющего температуру кристаллизации. При достаточном сужении канала режим движения питающего металла становится ламинарным, а затем структурным.

На некотором расстоянии от верха отливки скорость усадочного перемещения жидкого металла v_y должна сравняться с допустимой из гидравлических условий скоростью движения v_r . Если бы затвердевание происходило очень медленно, то, начиная с момента выравнивания указанных скоростей, процесс питания определялся бы гидравлическими условиями, а не усадкой. Однако затвердевание происходит независимо от условий движения потока питающего металла. Это означает, что, начиная с момента выравнивания указанных скоростей, нарушится условие неразрывности потока и начнется образование осевой усадочной пористости. Условия равенства усадочной и гидравлической скоростей потока питающего металла выражаются следующим равенством:

$$\frac{dy}{d\tau} = v_y = v_r. \quad (5.12)$$

Рассмотрим это равенство применительно к плоской отливке высотой H , толщиной $2R$. Для простоты пренебрежем затвердеванием отливки с торцов. Положим, что к некоторому моменту времени жидкая часть отливки достигла размера $2r$. При уменьшении толщины жидкой части на величину dr в начальной части отливки уровень жидкости переместится на dh . Тогда можно написать равенство

$$2r dh = \alpha 2H dr, \quad (5.13)$$

где α — коэффициент усадки при затвердевании.

В соответствии с законом квадратного корня:

$$x = R - r = K \sqrt{\tau}; \quad dr = -dx = \frac{K d\tau}{2\sqrt{\tau}}. \quad (5.14)$$

Откуда

$$r dh = \alpha H \frac{K}{2\sqrt{\tau}} d\tau. \quad (5.15)$$

Следовательно, скорость усадочного перемещения

$$v_y = \frac{dh}{d\tau} = \frac{\alpha HK^2}{2(R-r)r}. \quad (5.16)$$

Положим, что поток питающего металла движется по ламинарному режиму, подчиняющемуся формуле Пуайзеля.

Пусть на единицу сечения жидкой части вдоль оси пластинки действует сила P . На все сечения шириной, равной единице, и толщиной $2a$ действует усилие $2aP$. Оно уравновешивается трением на границах жидкой части, равным $2H\eta \frac{dv}{da}$, где v — скорость; η — вязкость. Приравнивая эти силы, получим

$$2aP = -2H\eta \frac{dv}{da} \quad (5.17)$$

или

$$dv = -P \frac{a da}{\eta H}. \quad (5.18)$$

Интегрируя выражение (5.18) от 0 до v и от r до a , получим

$$v = \frac{P(r^2 - a^2)}{2\eta H}. \quad (5.19)$$

Расход жидкости через единицу ширины пластинки будет равен

$$Q = \int_0^r vr da = \int_0^r \frac{P(r^2 - a^2)}{\eta H} da = \frac{2Pr^3}{3\eta L}. \quad (5.20)$$

Для средней скорости потока через канал сечением $2r$ получим среднюю гидравлическую скорость движения

$$v_r = \frac{Q}{2r} = \frac{Pr^2}{3\eta H}. \quad (5.21)$$

Движение потока питающего металла происходит под действием атмосферного давления P_a и гидростатического напора ρH . Следовательно,

$$P = P_a + \rho H. \quad (5.22)$$

Приравнивая скорости v_y (5.16) и v_r (5.21), получим

$$\frac{\alpha HK^2}{2(R-r)r} = \frac{(P_a + \rho H)r^2}{3\eta H} \quad (5.23)$$

или

$$\frac{3\alpha\eta K^2 H}{2(P_a + \rho H)} = Rr^3 - r^4. \quad (5.24)$$

Поскольку образование пористости происходит при малых значениях радиуса канала, пренебрежем вторым членом в правой части равенства (5.24) и решим его относительно половины толщины зоны осевой пористости r_n , тогда

$$r_n = \sqrt[3]{\frac{3\alpha\eta K^2 H^2}{2(P_a + \rho H)R}} \quad (5.25)$$

или, деля обе части равенства на R ,

$$\frac{r_n}{R} = \sqrt[3]{\frac{3\alpha_1}{2} \frac{K^2}{(P_a + \rho f l)} \frac{H^2}{R^3}}. \quad (5.26)$$

Полученное выражение определяет относительное значение половины толщины жидкой части сечения стенки в момент, когда поток питающего металла теряет сплошность и начинает формироваться осевая усадочная пористость.

Из полученного выражения следует, что осевая пористость, во-первых, пропорциональна кубическому корню, произведения усадки при затвердевании на вязкость, т. е. зависит от них мало. Во-вторых, она прямо пропорциональна коэффициенту затвердевания в степени $2/3$. Следовательно, при увеличении скорости затвердевания относительное развитие осевой пористости будет возрастать. В частности, при удвоении скорости затвердевания (в случае перехода от песчаной формы к металлической) относительный размер пористости возрастет в 1,6 раза. Развитие пористости обратно пропорционально кубическому корню из суммы атмосферного и гидростатического давлений жидкого металла. Это означает, что затвердевание в вакууме будет способствовать развитию осевой пористости и кристаллизация, наоборот, под давлением будет ее подавлять.

В-третьих, при уменьшении толщины и увеличении длины стенки относительное развитие пористости будет существенно возрастать. Причем толщина имеет большее значение, чем длина.

При затвердевании в интервале температур зона осевой пористости получает еще большие размеры. В направлении к оси стенки количество пор и их размеры интенсивно увеличиваются.

На рис. 86, а показано, как возрастает пористость в стальной отливке толщиной 15 мм, заливавшейся в песчаную форму, при возрастании ее длины. В отливках длиной 1000 мм, полученных при тех же условиях, пористость при увеличении их толщины уменьшается (рис. 86, б).

Усадочные перемещения в осевых частях отливок связаны с развитием зональной V-образной ликвации. Поскольку ликват имеет пониженную температуру затвердевания по сравнению с основным металлом, поры образуются в его выделениях в больших количествах. Это подтверждается прямыми рентгенографическими исследованиями. Таким образом, осевая пористость и осевая ликвация сопутствуют друг другу и взаимно усиливают отрицательное влияние на качество отливки.

Развитие зон пористости вблизи места подвода литника зависит от степени его разогрева жидким металлом. Особенно интенсивно развивается пористость при подводе литника в тонкую часть отливки.

На рис. 86, в показано влияние температуры заливаемой стали на развитие пористости в стенке толщиной 30 мм, а на рис. 86, г — влияние количества металла, перепущенного через сечение. В обоих

сериях опытов металл подводился непосредственно в стенку, а пористость определялась в зоне наибольшего развития разогрева — на расстоянии 50—100 мм от места подвода литника. Сравнивая пористость на большом расстоянии от места подвода (рис. 86, а и б) с ее развитием в районе подвода (рис. 86, в и г), можно видеть, что при прочих одинаковых условиях формирования отливки во втором случае она увеличивается в четыре раза.

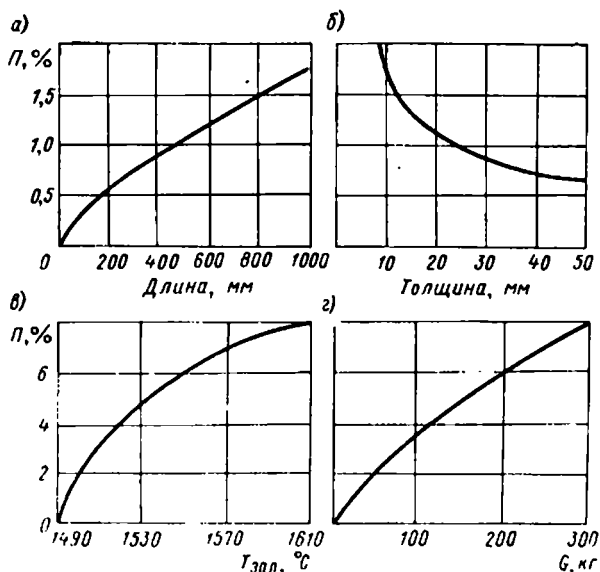


Рис. 86. Влияние размеров, температуры заливки и массы перепущенного металла на развитие пористости П

Для борьбы с усадочной пористостью применяются следующие мероприятия.

1. Кристаллизация под повышенным газовым давлением.
2. Создание направленного затвердевания от отдаленных частей отливки к источнику питания. Это мероприятие направлено на сокращение усадочных перемещений и резко уменьшает развитие осевой пористости. Эффект может быть достигнут путем применения напусков, т. е. придания уклона стенкам отливок, направленных к источнику питания. Второй, более сложный, но более эффективный путь заключается в предварительном нагреве формы с градиентом температур, повышающимся к источнику питания. Нагрев выполняется при помощи графитовых сопротивлений, питаемых током и устанавливаемых в форме при ее изготовлении. Способ применяется при получении ответственных изделий из дорогих сплавов, например лопаток газовых турбин из жаропрочных никелевых сплавов.

3. Уменьшение длины элементов отливки, в которых развивается осевая пористость. Это может достигаться путем установки прибылей на небольших расстояниях друг от друга.

4. Использование холодильников. Это мероприятие применяется для борьбы с пористостью в утолщениях и сопряжениях. При больших размерах утолщений возможна установка прибылей. Возможно и введение напусков, соединяющих утолщение в стенке с более массивной частью таким образом, чтобы при затвердевании отливки не образовывалось изолированного бассейна.

5. Рациональный выбор места подвода металла (в массивную часть отливки, без перепускания больших объемов металла через один литник), а также понижение температуры заливки.

Мероприятие применяют для борьбы с пористостью в зонах местных разогревов.

§ 32. Расчет усадочных раковин в цилиндрических отливках

Усадочной раковиной называют концентрированную группу пустот (или одну пустоту), образующуюся в результате усадки при затвердевании и охлаждении жидкого металла отливки. Процесс перемещения жидкого металла внутри затвер-

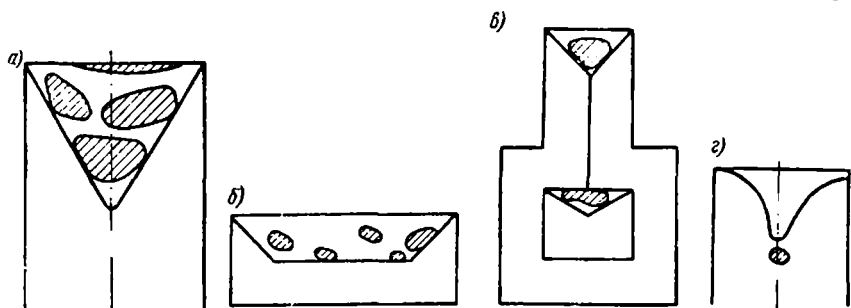


Рис. 87. Типы усадочных раковин

девающей отливки, связанный с формированием усадочных пустот и приводящий, в частности, к образованию усадочных раковин, называется питанием. Слои металла, разделяющие отдельные пустоты усадочной раковины и закрывающие ее сверху, называют мостами. Часть отливки, в которой располагается усадочная раковина вместе с мостами, называется областью усадочной раковины.

При наличии моста, закрывающего усадочную раковину сверху, она называется закрытой (рис. 87, а—в), при отсутствии моста — открытой (рис. 87, г). Небольшие открытые раковины иногда называют утяжинами. В отливках, вытянутых в осевом направлении, мосты получают слабое развитие (рис. 87, а); в плоских отливках, в которых формирование усадочной раковины заканчивается на стыке слоев, затвердевающих

сверху и снизу, наоборот, мосты преобладают (рис. 87, б). Если в процессе затвердевания отливки какая-либо ее крупная часть обособляется, в ней образуется изолированный бассейн и возникает самостоятельная вторичная усадочная раковина (рис. 87, в).

Для оценки склонности сплавов к развитию усадочных раковин применяются технологические пробы (рис. 88). Объем раковины в пробе определяют на осевом разрезе путем засыпки его сухим песком или заливки керосином через мерную пипетку.

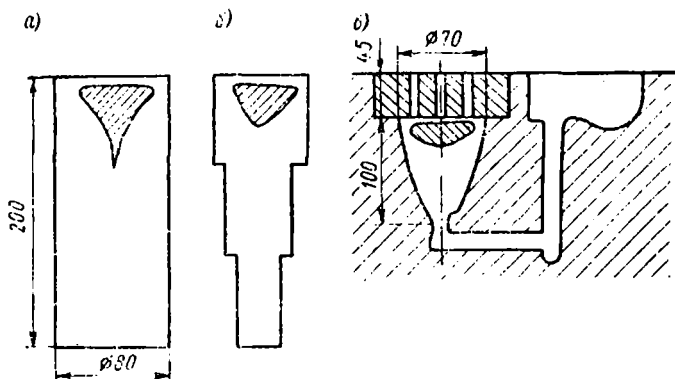


Рис. 88. Пробы для определения развития усадочных раковин: а — цилиндрическая; б — ступенчатая; в — коническая

Объем усадочной раковины, отнесенной к объему отливки, можно определить по формуле Н. Г. Гиршовича и Ю. А. Нендзи:

$$V_{р. отл} = \alpha_{ж}^o (T_{ж. ср} - T_0) + \alpha_{л}^o - \beta \alpha_{л}^n (T_0 - T_{т. ср}), \quad (5.27)$$

где $T_{ж. ср}$ и $T_{т. ср}$ — средние температуры металла соответственно в момент начала и в момент конца затвердевания отливки; T_0 — температура кристаллизации; β — коэффициент, характеризующий влияние массы твердой корки на формирование раковины (его значение рекомендуется принимать равным приблизительно $1/2$). Индексы о и л при коэффициентах усадки обозначают, что они выражаются соответственно в объемных и линейных величинах.

Усадочная раковина начинает формироваться с момента образования сплошной твердой корки по всей поверхности отливки. Усадку в жидком состоянии и при затвердевании, начиная с этого момента, определяют образование усадочных пустот. Усадка затвердевшего металла может выжимать жидкость из средней части отливки и способствовать сокращению объема раковины. Наконец, 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.

Рассмотрим решение задачи образования усадочной раковины в цилиндрической отливке. Примем следующие положения:

1) отливка имеет форму цилиндра высотой H и диаметром $2R$ (рис. 89);

2) отливка состоит из чистого металла; заливка в форму производится мгновенно; усадка происходит только при затвердевании, и коэффициент усадки равен α ;

3) перемещение металла в результате усадки происходит мгновенно и беспрепятственно; образование осевой пористости не принимается во внимание;

4) охлаждение с торцовых поверхностей цилиндра ни снизу, ни сверху не происходит.

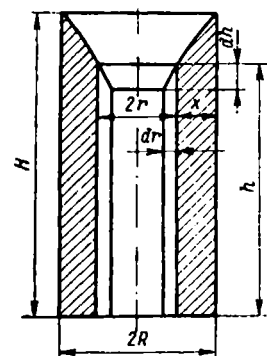


Рис. 89. Схема к расчету усадочной раковины в цилиндрической отливке

Положим, что за время τ на боковой поверхности цилиндра образуется слой твердого металла толщиной x , а радиус жидкой части отливки в этот момент становится равным r . К этому моменту уровень жидкого металла в результате усадки опускается от начальной верхней поверхности до величины h , отсчитываемой от нижнего торца цилиндра.

Выделим в жидком металле слой толщиной dr , на который должна передвинуться граница затвердевания в последующий период времени $d\tau$. При затвердевании этого слоя его объем становится в результате усадки меньше на величину αdV , где dV — элемент объема. Если бы внутренняя часть отливки не была за-

полнена жидким металлом, это привело бы просто к уменьшению толщины твердого слоя. Однако находящаяся внутри жидкость перемещается и ее уровень в верхней части опустится на некоторую величину dh . При этом объем усадочной раковины увеличится на величину dV_p . Описанный процесс в общем виде можно представить равенством

$$dV_p = \alpha dV = dV_y \quad (5.28)$$

или

$$\pi r^2 dh = \alpha 2\pi r h dr \quad (5.29)$$

Откуда

$$\frac{dh}{h} = 2\alpha \frac{dr}{r} \quad (5.30)$$

Интегрируя левую часть равенства (5.30) от H до h и правую от R до r , получим окончательно

$$\frac{h}{H} = \left(\frac{r}{R}\right)^{2\alpha} \quad (5.31)$$

Это уравнение впервые упоминается со ссылкой на Шретера в работе, опубликованной в 1921 г. Его полный вывод, анализ, рассмотрение влияния затвердевания снизу и привлечение к расчету прибылей были впервые проведены А. А. Рыжиковым в 1947 г. Если в равенстве (5.31) принять $r = R$, то $h = H$ и при $r = 0$ будет $h = 0$. Следовательно, усадочная раковина проникнет до самого дна отливки. При затвердевании с нижнего торца цилиндра усадочная раковина будет заканчиваться в точке, где встречаются фронты кристаллизации снизу и с боковой поверхности.

Сопоставление данных, рассчитанных по уравнению (5.31), с реальными усадочными раковинами показало, что оно удовлетворительно описывает их контур только для цилиндров с большим отношением высоты к диаметру. Но даже и в этом случае для получения правдоподобных результатов необходимо значение коэффициента α принимать значительно бóльшим, чем усадка сплавов при затвердевании.

Основной причиной расхождения расчетов с действительностью является пренебрежение затвердеванием металла с верхней поверхности отливки. Металл, который затвердевает сверху, образует мосты и уже не может принять участия в компенсации усадки в отливке; мосты входят в общий объем области усадочной раковины. Их образование приводит к значительному заглублению основной части области усадочной раковины.

Для учета мостов равенство (5.28) необходимо заметить следующим:

$$dV_p = dV_y + dV_m, \quad (5.32)$$

где dV_y — элементарный объем собственно пустот раковины; dV_m — объем мостов, образующихся за это же время.

Элемент объема мостов можно считать равным

$$dV_m = Qw dt, \quad (5.33)$$

где w — скорость затвердевания сверху; Q — поверхность зеркала жидкого металла в момент t .

Допустим, что скорость затвердевания сверху так же, как и от остальных поверхностей отливки, подчиняется закону квадратного корня. Тогда

$$H - h = mK \sqrt{\tau}, \quad (5.34)$$

где m — отношение скорости затвердевания сверху к скорости затвердевания с боковой поверхности отливки.

Скорость затвердевания сверху определится как производная от $H - h$ по времени:

$$w = \frac{d(H - h)}{d\tau} = \frac{m^2 K^2}{2(H - h)}. \quad (5.35)$$

Учитывая, что

$$d\tau = \frac{2x}{K} dx = \frac{2(R - r)}{K^2} dr, \quad (5.36)$$

получим

$$dV_m = \pi r^2 \frac{m^2 K^2}{2(H-h)} \frac{2(R-r)}{K^2} dr = \frac{\pi r^2 m^2 (R-r)}{H-h} dr. \quad (5.37)$$

Имея в виду, что

$$dV_p = \pi r^2 dh, \quad (5.38)$$

получаем уравнение, описывающее контур области усадочной раковины,

$$\frac{dh}{dr} = 2\alpha \frac{h}{r} + \frac{m^2 (R-r)}{(H-h)}. \quad (5.39)$$

Если охлаждение сверху не происходит, $m = 0$ и уравнение (5.39) превращается в (5.30).

Приближенное решение уравнения (5.39) имеет вид

$$\frac{h}{H} = \left(\frac{r}{R}\right)^{2\alpha} - \frac{m^2 R^3}{2} \left[\frac{1}{1 - \left(\frac{1}{2}\right)^{2\alpha}} - \frac{\left(2 - \frac{r}{R}\right) \frac{r}{R}}{1 - \left(\frac{1}{2}\right)^{2\alpha} \left(\frac{r}{R}\right)^{2\alpha}} \right] \quad (5.40)$$

Сопоставление расчетов при помощи этого равенства с фактическими контурами областей усадочной раковины в цилиндрических отливках дает уже гораздо лучшие результаты, чем равенство (5.31).

§ 33. Влияние технологических факторов и состава сплава на формирование усадочных раковин.

Прибыли и их классификация

Влияние температуры заливки на развитие усадочной раковины сводится, прежде всего, к воздействию на усадку в жидком состоянии. Ее учет, согласно формуле (5.27), требует знания средней температуры жидкого металла в момент начала образования раковины. Определение этой величины вызывает трудности, но поскольку обычно требуется вычислить максимальный возможный объем усадочной раковины, разность $T_{ж, ср} - T_0$ можно заменить величиной перегрева t . Применение формулы (5.27) требует также определения средней температуры твердого металла в момент окончания затвердевания. Приближенно ее можно определить как половину температурного перепада на поверхности отливки T за время затвердевания. Тогда выражение (5.27) упрощенно, но более конкретно, можно написать в виде

$$\alpha = \alpha_{ж} t + \alpha_3 - \frac{1}{4} \alpha_r T. \quad (5.41)$$

В этом равенстве все коэффициенты усадки выражены в объемных единицах. Величина $1/4$ в третьем члене правой части полу-

чена как произведение $\beta = 1/2$ на половину температурного перепада T .

При литье, например, стали в песчаные формы величина третьего члена равна

$$\frac{1}{4} \alpha_1 T = \frac{1}{4} \cdot 3 \cdot 10 \cdot 10^{-8} \cdot 50 = 0,00045;$$

при литье в металлические формы

$$\frac{1}{4} \alpha_1 T = \frac{1}{4} \cdot 3 \cdot 10^{-6} \cdot 400 = 0,00360.$$

Полученные величины очень малы по сравнению с коэффициентом усадки стали при затвердевании $\alpha_3 = 0,030$. Поэтому усадкой в твердом состоянии можно пренебречь. Тем более, что она имеет отрицательный знак, а для расчетов требуется максимальное значение объема усадочной раковины.

Окончательно для расчета объема усадочной раковины в отливках из стали и большинства цветных металлов можно принять выражение

$$\alpha = \alpha_3 + \alpha_{ж} t. \quad (5.42)$$

Металл, затвердевший на стенках формы за время заливки в усадочных процессах, определяющих объем усадочной раковины, участия не принимает. Поскольку выясняется максимальный объем раковины, влиянием этого обстоятельства следует пренебречь, так как его учет приведет к сокращению этого объема.

В сплаве, кристаллизующемся в интервале температур, формирование области усадочной раковины заканчивается раньше, чем отливка затвердеет полностью. Поверхность области усадочной раковины представляет собой совокупность точек пересечений зеркала жидкого металла и положений границы выливаемости в последовательные моменты времени от окончания заливки до достижения этой границей оси отливки (рис. 90). При достижении границей вылавливаемости оси отливки в ней остается жидкость, расположенная в твердожидкой части области затвердевания, лежащей между этой границей и границей солидус. За время перемещения границы питания до оси отливки некоторая

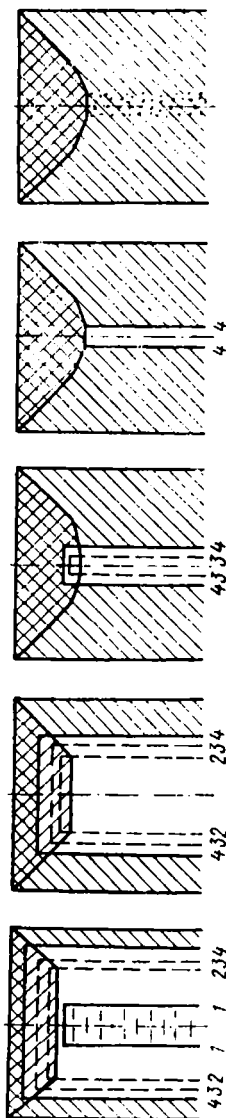


Рис. 90. Формирование усадочных пустот в сплаве:

1 — ликвидус; 2 — граница выливаемости; 3 — граница питания; 4 — солидус

компенсация еще возможна, но она не получает существенного развития. В результате основание области усадочной раковины приобретает форму поверхности с небольшой вогнутостью. Отношение диаметра площадки в основании области усадочной раковины к диаметру отливки для данного сплава является постоянной величиной. В сплавах, кристаллизующихся при постоянной температуре, величина этой площадки равна нулю; область усадочной раковины в них имеет форму конуса (или пирамиды).

Целесообразно ввести обозначение

$$\frac{\rho}{R} = n, \quad (5.43)$$

где ρ — радиус основания области усадочной раковины; R — радиус отливки; n — коэффициент формы области усадочной раковины, характерный и постоянный для сплава данного состава.

Если интервал кристаллизации сплава особенно велик, граница ликвидус может достигать оси отливки уже в начальной стадии затвердевания. Тогда усадочная раковина практически не образуется; все сечение отливки представляет собой зону пористости. Чем больше отношение высоты к поперечному сечению отливки, тем меньше объем мостов, в особенности верхнего, закрывающего усадочную раковину сверху.

На рис. 91, а показана схема связи развития усадочных пустот с диаграммой состояния двойной системы сплавов, построенная впервые акад. А. А. Бочваром на основе обобщения экспериментальных исследований. В чистых металлах и эвтектиках (составы 1 и 4) формируются полноценные раковины и пористость почти не имеет развития. При увеличении интервала кристаллизации (составы 2 и 3) существенная часть усадочных пустот представлена порами. Пористость получает максимальное, а усадочная раковина минимальное развитие для состава 3, соответствующего концентрации в точке пересечения линии температур на границе выливаемости и эвтектической платформы.

На рис. 91, б показана схема перераспределения усадочных пустот между раковинной и порами в зависимости от положения границ выливаемости и питания (1 — 3 + составы сплавов). При смещении этих технологических границ к ликвидусу зона осевой пористости сужается, но рассеянная пористость может увеличиваться. При смещении технологических границ к солидусу зона осевой пористости может расширяться, но общий объем всех видов пористости должен уменьшаться.

Выделение графита из раствора в чугуна сопровождается существенным увеличением объема. В зависимости от состава чугуна, модифицирования расплава, скорости охлаждения и других факторов его выделение может происходить в различных температурных интервалах и с различной скоростью.

В обычных серых чугунах графит выделяется при температурах, когда сплав находится в жидком состоянии. Его выделение компенсирует усадку при затвердевании, и ни усадочная раковина, ни зона осевой пористости не получают существенного развития. В высокопрочных и модифицированных магнием чугунах

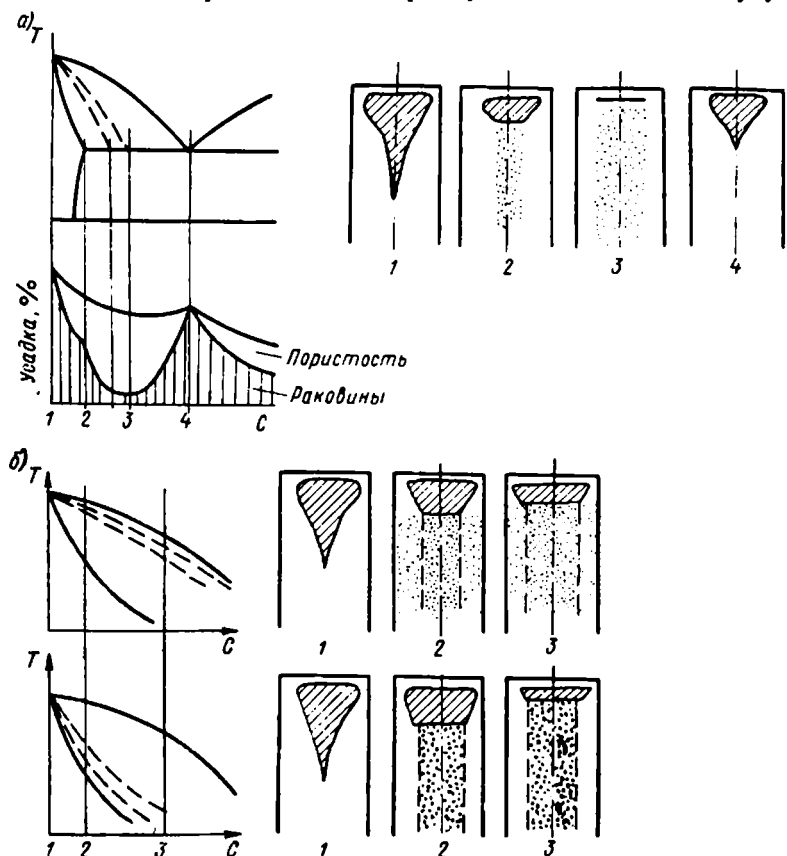


Рис. 91. Связь развития усадочных пустот с диаграммой состояния (а) и положением технологических границ (б)

графит выделяется преимущественно в твердой фазе. Его выделение вблизи температур солидуса вызывает расширение твердой корки или так называемое предусадочное расширение. При этом происходит дополнительное опускание зеркала жидкого металла и объем усадочной раковины резко возрастает. Поскольку металл вблизи температур солидуса малопрочен, увеличивая жесткость формы, можно затормозить предусадочное расширение и предотвратить увеличение объема усадочной раковины.

На выделение графита в чугуне наибольшее влияние оказывает содержание углерода, кремния и фосфора. Удобной характе-

ристической чугуна является углеродный эквивалент C_3 , выражаемый в процентах и равный

$$C_3 = C + \frac{1}{2} Si + \frac{1}{2} P, \quad (5.44)$$

где C , Si и P — массовая доля элементов, %.

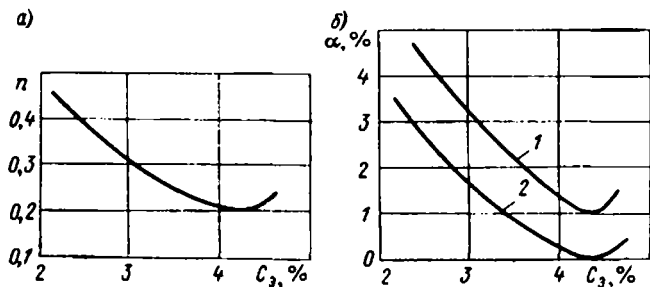


Рис. 92. Влияние углеродного эквивалента C_3 на коэффициент формы области усадочной раковины n (а) и на коэффициент усадки α (б);

1 — песчано-глиняная форма; 2 — жидкостекольная форма

Поскольку чугун представляет собой сплав, кристаллизующийся в интервале температур, для оценки развития в нем усадочных пустот необходимо учитывать коэффициент формы области усадочной раковины n , определяемый соотношением (5.43). На

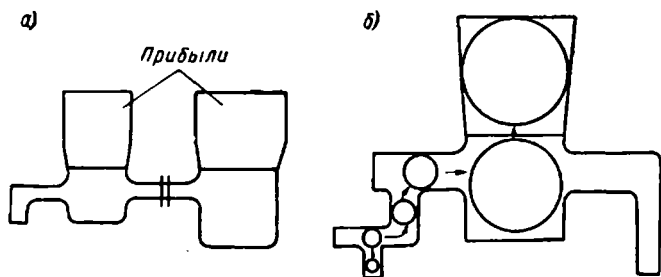


Рис. 93. Разделение отливки на узлы питания (а) и метод выкачивания шарика (б)

рис. 92, а показана его зависимость от углеродного эквивалента. На рис. 92, б показана зависимость коэффициента усадки α , фактически представляющей собой комплексную характеристику отношения объема пустот усадочной раковины к объему отливки, от углеродного эквивалента и материала форм.

Основным средством устранения усадочной раковины из литой заготовки является прибыль. Прибыль представляет

собой технологический элемент, в котором должна быть сосредоточена область усадочной раковины и который отделяется от отливки в процессе обработки. В процессе формирования отливки прибыль составляет с нею единое целое. Кроме сосредоточения усадочной раковины, прибыль является средством ослабления развития зональной пористости и сборником загрязнений, всплывающих из жидкого металла в процессе затвердевания.

Сложная отливка, состоящая из элементов различной толщины, при затвердевании обычно разделяется на несколько обособлен-

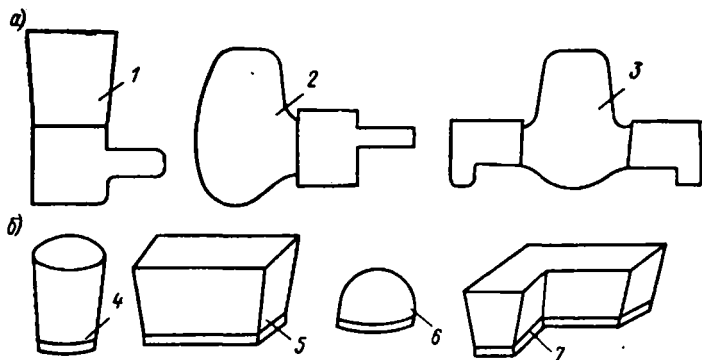


Рис. 94. Классификация прибылей

ных узлов питания. Образование усадочных раковин в каждом узле питания можно компенсировать за счет одного источника питания (рис. 93, а).

Процесс питания отливки должен быть организован таким образом, чтобы в каждом ее узле действовал принцип направленного затвердевания от тонких элементов к толстым и наконец к прибыли. Проверка выполнения этого принципа осуществляется методом выкатывания шарика. В самый тонкий элемент узла мысленно помещается шарик (рис. 93, б), который при переходе в каждый новый элемент расширяется (сжиматься он не может). Если он беспрепятственно выкатывается в прибыль, значит принцип направленного затвердевания выполнен.

Прибыли классифицируются по расположению относительно узла питания отливки, и по способу формовки (рис. 94, а) и по конфигурации (рис. 94, б).

По расположению относительно узла питания прибыли делятся на прямые или верхние 1; отводные или боковые 2; в том числе групповые, питающие несколько отливок 3. По способу формовки прибыли делятся на открытые 1 и закрытые 2. По конфигурации — на цилиндрические 4, плоские 5, сферические 6 и фигурные 7.

§ 34. Инженерные методы расчета усадочных раковин и прибылей

Расчеты усадочных раковин, приведенные в § 32, не обладают необходимой гибкостью для получения технологических решений. Прибыли всегда являются простыми телами — чаще всего цилиндрической формы с небольшим отношением высоты к диаметру. Это позволяет принять следующие положения для расчета усадочной раковины в отливке с прибылью:

1) при переходе сплава из жидкого состояния в твердое его объем уменьшается на величину α , определяемую по формуле (5.42);

2) зональная пористость в отливке не учитывается;

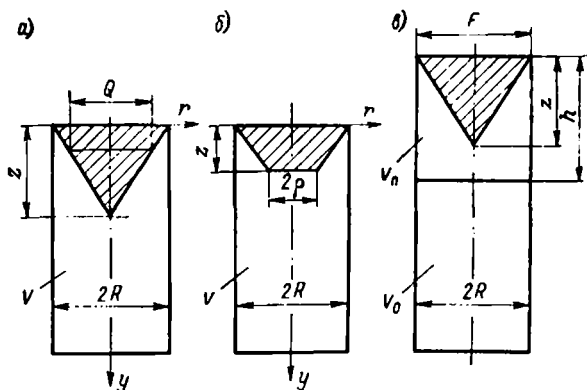


Рис. 95. Схемы к расчетам областей усадочных раковин: а — отливка из чистого металла; б — отливка из сплава, кристаллизующегося в широком интервале температур; в — отливка с прибылью

3) затвердевание отливки со всех ее поверхностей, в том числе с верхней, определяется законом квадратного корня;

4) образующая области усадочной раковины есть прямая линия.

Положим, что отливка вместе с прибылью представляет собой простое тело объемом V и радиусом R . Образующая область усадочной раковины в верхней части прибыли должна иметь форму конуса высотой z (рис. 95, а).

Уравнение для расчета области усадочной раковины в дифференциальной форме можно написать следующим образом:

$$Q dy = \alpha dV + Qw dt, \quad (5.45)$$

где y — текущая координата, которой соответствуют радиус зеркала жидкого металла r и площадь этого зеркала Q ; t — время; w — скорость затвердевания металла сверху на расстоянии y от верхней поверхности. Однако положение п. 4 позволяет резко

упростить задачу и на основании общего выражения (5.45) привести его к алгебраическому равенству

$$Sz = \alpha V + S\omega_{\text{ср}}\tau_0, \quad (5.46)$$

где S — площадь горизонтального сечения области усадочной раковины, средняя для всей ее высоты z ; $\omega_{\text{ср}}$ — средняя скорость затвердевания сверху, приближенно определяемая как скорость затвердевания на половине высоты области усадочной раковины; τ_0 — общее время затвердевания тела; V — общий объем тела.

Левая часть равенства представляет собой полный объем области усадочной раковины, первый член правой части — объем усадочной раковины, второй — объем мостов.

Если затвердевание с боковых и нижней поверхностей отливки определится законом квадратного корня с коэффициентом затвердевания K , то время затвердевания отливки будет

$$\tau_0 = \left(\frac{R}{K}\right)^2. \quad (5.47)$$

Определим затвердевание с верхней поверхности выражением

$$y = mK\sqrt{\tau}, \quad (5.48)$$

где m — отношение скоростей затвердевания сверху и с других поверхностей отливки. Опыт показывает, что для открытых прибылей при литье стали и цветных сплавов в песчаные формы $m = 2$; для закрытых прибылей $m = 1$.

Скорость затвердевания на расстоянии y от верхней поверхности

$$\omega = \frac{dy}{d\tau} = \frac{m^2 K^2}{2y}, \quad (5.49)$$

и средняя скорость для высоты z

$$\omega_{\text{ср}} = \frac{m^2 K^2}{z}. \quad (5.50)$$

Подставляя полученные значения из выражений (5.47) и (5.50) в (5.46), получим

$$Sz = \alpha V + S \frac{m^2 R^2}{z} \quad (5.51)$$

или

$$z^2 - \frac{\alpha V}{S}z - m^2 R^2 = 0. \quad (5.52)$$

Решая квадратное уравнение (5.52) и отбрасывая решение со знаком минус перед корнем как относящееся к ненужной для расчетов области, получим окончательно

$$z = \frac{\alpha V}{2S} + \sqrt{\left(\frac{\alpha V}{2S}\right)^2 + m^2 R^2}. \quad (5.53)$$

Положение п. 4 позволяет определить величины среднего сечения области усадочной раковины следующим образом:

для цилиндрической прибыли

$$S = \frac{\pi R^2}{3}; \quad (5.54)$$

для прибыли в виде призмы квадратного сечения

$$S = \frac{4R^2}{3}; \quad (5.55)$$

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

$$S = RL - \frac{2}{3} R^2. \quad (5.56)$$

Для цилиндрической отливки из равенств (5.53) и (5.54) получим

$$z = \frac{3\alpha V}{2\pi R^2} + \sqrt{\left(\frac{3\alpha V}{2\pi R^2}\right)^2 + m^2 R^2}. \quad (5.57)$$

В случае отливки из сплава, кристаллизующегося в интервале температур, область усадочной раковины будет представлять собой не обычный, а усеченный конус с меньшим диаметром 2ρ (рис. 95, б).

Тогда время затвердевания на уровне z

$$\tau_0 = \left[\frac{R(1-n)}{K} \right]^2, \quad (5.58)$$

а средняя площадь сечения

$$S = \frac{\pi R^2}{3} (1+n+n^2) = \frac{\pi R^2}{3} \beta, \quad (5.59)$$

где

$$\beta = 1 + n + n^2.$$

Тогда равенство для расчета глубины области усадочной раковины в цилиндрическом теле приобретает вид

$$z = \frac{3\alpha V}{2\pi\beta R^2} + \sqrt{\left(\frac{3\alpha V}{2\pi\beta R^2}\right)^2 + m^2 R^2 (1-n)^2}. \quad (5.60)$$

При $n = 0$ вновь получается равенство (5.53). Для расчета областей усадочных раковин в чугунных отливках величины α и n определяются по рис. 92; для открытых прибылей $m = 1,3$, для закрытых $m = 1,1$.

Многочисленные расчеты размеров областей усадочных раковин в отливках из стали, цветных сплавов, чугуна показали, что равенства (5.53) и (5.60) дают вполне удовлетворительную для проектирования технологических процессов точность.

Полученные формулы являются решением прямой задачи и применимы к отливке с прибылью известных размеров. В действительности приходится решать обратную задачу об определении размеров прибыли по известным размерам отливки.

Определим размеры прибыли для отливки объема V_0 диаметром $2R$ (рис. 95, в). Обозначим искомую высоту прибыли через h и площадь ее сечения через F . Примем, что отношение глубины области усадочной раковины z к высоте прибыли h равно σ . Тогда

$$z = \sigma h, \quad (5.61)$$

где σ — коэффициент запаса (он должен быть меньше единицы).

Запас необходим для учета объема загрязненного металла, собирающегося под усадочной раковиной, поправки на возможный небольшой недолив прибыли при заполнении формы и для компенсации неточностей расчета.

Объем прибыли

$$V_n = hF. \quad (5.62)$$

Суммарный объем отливки и прибыли

$$V = V_0 + V_n. \quad (5.63)$$

Из равенств (5.61), (5.62) и (5.52) с учетом (5.63) получаем

$$\sigma^2 h^2 - \alpha \left(\frac{V_0}{S} + \frac{hF}{S} \right) \sigma h - m^2 R^2 = 0 \quad (5.64)$$

или

$$h^2 - \frac{\alpha V_0}{\sigma \left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S} \right) S} h - \frac{m^2 R^2}{\sigma^2 \left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S} \right)} = 0. \quad (5.65)$$

Решая квадратное уравнение (5.65), окончательно получим

$$h = \frac{\alpha V_0}{2\sigma S \left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S} \right)} \left[1 + \sqrt{1 + \left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S} \right) \left(\frac{2mSR}{\alpha V_0} \right)^2} \right]. \quad (5.66)$$

Для фасонных отливок коэффициент запаса $\sigma = 0,75$.

Для цилиндрической прибыли при $S = \pi R^2/3$ и $F = \pi R^2$ получим

$$h = \frac{3\alpha V_0}{2\sigma \pi R^2 \left(1 - 3 \frac{\alpha}{\sigma} \right)} \left[1 + \sqrt{1 + \left(1 - 3 \frac{\alpha}{\sigma} \right) \left(\frac{2m\pi R^3}{3\alpha V_0} \right)^2} \right]. \quad (5.67)$$

Если расчет производится для сплава, кристаллизующегося в интервале температур, то после внесения поправок, учитывающих форму раковины, представляющей собой усеченный конус, получим

$$h = \frac{3\alpha V_0}{2\sigma \beta \pi R^2 \left(1 - 3 \frac{\alpha}{\sigma} \right)} \left[1 + \sqrt{1 + \left(1 - 3 \frac{\alpha}{\sigma} \right) \left(\frac{2m(1-n)\beta \pi R^3}{3\alpha V_0} \right)^2} \right], \quad (5.68)$$

если $n = 0$, вновь получается равенство (5.67).

Рассмотрим частный случай полностью термоизолированной прибыли, в которой не будет происходить затвердевания. Тогда $m = 0$ и $S = F = \pi R^2$. При этом второй член выражения под корнем становится равным нулю. Тогда

$$h = \frac{\alpha V_0}{\pi R^2 \left(1 - \frac{\alpha}{\sigma}\right) \sigma}. \quad (5.69)$$

Пренебрегая величиной α/σ ввиду ее малости по сравнению с единицей и учитывая, что $\pi R^2 = F$, получим

$$h = \frac{\alpha V_0}{\sigma F} \text{ и } V_n = \frac{\alpha V_0}{\sigma}. \quad (5.70)$$

Если принять коэффициент запаса $\sigma = 1$, то объем прибыли должен быть равен произведению объема отливки на коэффициент усадки. Полученный результат вполне логичен.

Рассмотрим равенство (5.67). Первый сомножитель второго члена, стоящего под корнем, близок к единице; m имеет порядок единицы; R^3 и V_0 имеют один порядок, но в знаменателе стоит коэффициент усадки, представляющий собой очень маленькую величину. Кроме того, второй сомножитель стоит в квадрате. Это дает основание пренебречь и первым слагаемым под корнем, и единицей перед корнем по сравнению со вторым членом под корнем. Тогда получаем

$$\frac{\pi R^2 h}{V_0} = \frac{\alpha \pi}{\sigma \sqrt{1 - 3 \frac{\alpha}{\sigma}}} \left(\frac{m R^3}{\alpha V_0} \right). \quad (5.71)$$

В левой части равенства (5.71) стоит объем прибыли, деленный на объем отливки; в правой — произведение комбинации постоянных величин на безразмерный критерий $\frac{m R^3}{\alpha V_0} = \text{Пр}$. Этот критерий характеризует через α — способность материала отливки к усадке, через m — интенсивность охлаждения прибыли сверху и через R^3/V — распределение массы отливки. Действительно, R представляет собой половину размера сечения наиболее массивной части отливки. Если отливка представляет собой кубик, $R^3/V = = 1/8$. Чем больше будет расчленена отливка на мелкие элементы, тем меньше будет и этот критерий, и требуемый объем прибыли.

Равенство (5.71) можно преобразовать к виду

$$h = \frac{1}{\sigma \sqrt{1 - 3 \frac{\alpha}{\sigma}}} m R. \quad (5.72)$$

Это значит, что отношение высоты прибыли к радиусу зависит от интенсивности ее охлаждения сверху и коэффициента запаса.

В случае стального литья в песчаные формы можно принять: $\alpha = 0,035$; $\sigma = 0,75$; $m = 2$ (при открытой форме), $n = 1$ (при закрытой).

Заменяя радиус прибыли ее диаметром и учитывая, что открытая прибыль будет несколько расширяться вверх, а закрытая — вниз, получим следующие соотношения:

для открытой прибыли

$$\frac{h}{d_n} = 1,5 \div 2,0; \quad (5.73)$$

для закрытой прибыли

$$\frac{h}{d_n} = 1,0 \div 1,2. \quad (5.74)$$

Из выражения (5.67) для цилиндрической прибыли отношение ее объема к объему отливки

$$\frac{V_n}{V_o} = \frac{3\alpha}{2\sigma \left(1 - 3 \frac{\alpha}{\sigma}\right)} \left[1 + \sqrt{1 + \left(1 - 3 \frac{\alpha}{\sigma}\right) \left(\frac{2\pi}{3} \frac{mR^3}{\alpha V_o}\right)^2} \right]. \quad (5.75)$$

В выражении (5.66) заменим среднее сечение области усадочной раковины S его величиной из выражения (5.55) применительно к случаю прибыли в виде призмы квадратного сечения и учтем, что для такой прибыли

$$V_n = 4hR^2, \quad (5.76)$$

где R — половина стороны квадрата.

Тогда для отношения объема прибыли к объему отливки в случае прибыли квадратного сечения после преобразований получим

$$\frac{V_n}{V_o} = \frac{3\alpha}{2\sigma \left(1 - 3 \frac{\alpha}{\sigma}\right)} \left[1 + \sqrt{1 + \left(1 - 3 \frac{\alpha}{\sigma}\right) \left(\frac{8}{3} \frac{mR^3}{\alpha V_o}\right)^2} \right]. \quad (5.77)$$

Сравнивая выражения (5.75) и (5.77), можно установить, что они различаются только значением одного сомножителя во втором члене суммы, стоящей под корнем. В первом случае — для прибыли круглого сечения — он равен 2π , во втором — для прибыли квадратного сечения — 8. Это значит, что если заменить призматическую прибыль на цилиндрическую, то может быть получена экономия до 25% металла (фактически реализовать ее полную величину обычно невозможно). Аналогичным путем можно показать, что плоские прибыли еще менее выгодны, чем призматические.

Основными требованиями к размерам прибыли являются, во-первых, обеспечение объема, достаточного для компенсации усадочной раковины в литой заготовке, во-вторых, обеспечение достаточной продолжительности ее затвердевания. Проведенные расчеты были направлены на удовлетворение первого требования.

Рассмотрим условия выполнения второго требования. В практике встречаются следующие сочетания конфигураций отливки и прибыли.

1. Отливка имеет конфигурацию куба (или сферы), а прибыль является ее продолжением (рис. 96, а). Для обеспечения надежности питания в этом случае рекомендуется выбирать следующее соотношение сечений прибыли и отливки:

$$\frac{d_n}{d_o} = 1,05 \div 1,10, \quad (5.78)$$

где d_n и d_o — диаметры окружностей, вписанных в сечения открытой прибыли и отливки.

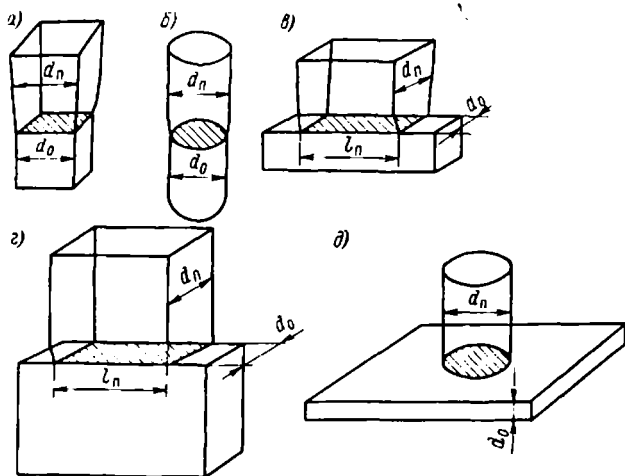


Рис. 96. Определение сечений прибылей

Для закрытой прибыли допускается соотношение диаметров $d_n/d_o = 0,96-1,00$.

2. Отливка имеет конфигурацию цилиндра или призмы, расположенной вертикально, а прибыль является ее продолжением (рис. 96, б). Для этого случая рекомендуются те же соотношения, что и для предыдущего.

3. Отливка имеет форму горизонтально расположенной призмы (цилиндра), прибыль — плоская (рис. 96, в). К этому же виду относятся отливки типа кольца. В отдельных случаях можно применять прибыли в форме призмы или цилиндра. В случае применения плоской прибыли ее ширину следует выбирать, руководствуясь соотношением (5.78). Соотношение длины прибыли l_n к ее ширине d_n рекомендуется следующее:

$$\frac{l_n}{d_n} \geq 2,5. \quad (5.79)$$

Если это требование не будет выполнено, что ускоренное охлаждение с торцовых поверхностей не даст возможности прибыли осуществлять питание до самого конца затвердевания отливки.

4. Отливка — вертикально расположенная плита, прибыль — плоская (рис. 96, з). Соотношения размеров прибыли и отливки должны удовлетворять выражениям (5.78), (5.79).

5. Отливка — горизонтально расположенная плита, прибыль — цилиндрическая (рис. 96, д). Если исходить из приведенных толщин, соотношение сечений прибыли и отливки должно составлять 4 : 1. Однако опыты показывают, что в этом случае достаточно обеспечить соотношение

$$\frac{h_n}{d_n} = 3,0 \div 3,5. \quad (5.80)$$

Возможность сокращения сечения прибыли определяется тем, что затвердевание средней части сопряжения, образуемого прибылью с отливкой, происходит с ускорением.

В боковых прибылях затвердевание происходит не только с боковых и верхних поверхностей, но и снизу. Поэтому их высоту по сравнению с верхними прибылями необходимо увеличивать дополнительно еще на величину радиуса прибыли. При питании единичных узлов они требуют большего расхода металла, чем верхние, и являются менее выгодными. Однако если боковые прибыли используются в качестве групповых, удельный расход металла на них заметно сокращается.

§ 35. Регулирование работы прибылей и организация питания

Регулирование работы прибыли производится тепловыми и механическими методами. Расход металла на прибыли в случае стали составляет от 15 (для слитков) до 100% (для фасонных отливок) от массы литой заготовки. В то же время объем усадочной раковины, для ликвидации которой прибыли предназначены, не превосходит 4%. Остальной металл требуется для поддержания источника питания в виде бассейна жидкого металла до конца затвердевания отливки. Любое сокращение скорости охлаждения металла в прибыли должно позволить соответственно уменьшить ее объем.

Теплоизоляция прибыли осуществляется прежде всего путем засыпки зеркала жидкого металла теплоизолирующими порошками. В простейшем случае это сухой песок; в других случаях — малотеплопроводные смеси — отходы производства слюды, вермикулит и др. Такая засыпка уменьшает величину m до значений 0,6—0,8.

Еще больший эффект дает одновременное оформление боковой поверхности прибыли теплоизолирующим огнеупорным материалом. При литье в песчаные формы это достигается путем заключения прибылей в стаканы из пеношамота, перлита или другого материала. При литье в металлические формы прибыли всегда оформляют стержнями.

Еще более эффективным средством, чем теплоизоляция, является обогрев прибылей. Предлагалось и опробовалось с различным успехом ряд методов обогрева прибылей стальных отливок и в особенности слитков. Наиболее доступным и экономически целесообразным для отливок оказался метод засыпки их разогревающими или экзотермическими смесями.

Экзотермические смеси также используют для изготовления стаканов, оформляющих прибыль. Смеси разогреваются под действием протекания в них реакций с большим тепловым эффектом.

Таблица 26

Составы разогревающих смесей

| Материал | Диаметр прибылей | |
|--|------------------|---------|
| | 100 | 150—300 |
| Алюминий в порошке | 19 | 17 |
| Окалина или железная руда | 57 | 46 |
| Соли (Na ₂ NO ₃ или KNO ₃) | — | 10 |
| Шлак или зола | — | 12 |
| Глина | — | 5 |
| Цемент | 25 | 10 |

Реакции начинаются под действием контакта с расплавленным металлом. Смеси включают следующие компоненты:

1) горючие — обычно алюминий в порошке;

2) окислитель — обычно окислы железа в виде руды или окалина и азотнокислые соли;

3) замедлитель реакции, необходимый для того, чтобы реакция горения продолжалась по возможности в течение всего периода затвердевания отливки;

4) связующая добавка, необходимая в случае, если из смеси изготавливается часть формы; она может также служить замедлителем реакции.

В табл. 26 приведены два типичных состава экзотермических смесей, применяемых на стальных отливках.

Под действием теплоты заливаемого металла алюминиевый порошок взаимодействует с окисью железа по реакции:



Образующийся при сгорании смеси шлак покрывает прибыль хорошо теплоизолирующей коркой.

Перетекание металла из прибыли в отливку происходит под действием двух сил: гидростатического напора и атмосферного давления. Давление в 1 кгс/мм² уравнивает столб расплавленной стали или чугуна длиной 1450 мм. Высота прибылей большинства стальных отливок средней массы составляет 200—400 мм. Следовательно, атмосферное давление оказывает большое влияние на процессы питания.

В случаях, когда отливка имеет развитые плоские поверхности и закрытую прибыль, в начальной стадии затвердевания поверхностная корка может полностью изолировать внутреннюю часть

отливки (рис. 97). За счет выделения газов из формовочной смеси под действием этого давления в форме возникает давление, равное или несколько большее атмосферного; корка на плоских поверхностях прогибается как мембрана. В результате уровень металла в прибыли не опускается, а внутри отливки создается вакуум. При утолщении и охлаждении поверхностной корки она становится жесткой и перестает прогибаться. Усадочная раковина получается в этом случае недоразвитой, а пористость проникает в тело отливки даже при больших размерах прибыли. Это определяется недостаточностью гидростатического давления металла

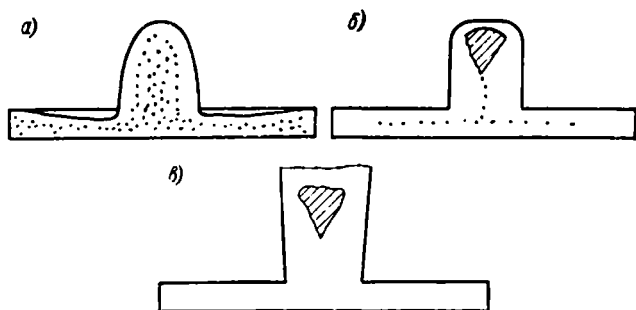


Рис. 97. Влияние атмосферного давления на работу прибыли: а — закрытая прибыль (атмосферное давление не проникло); б — закрытая прибыль (атмосферное давление проникло); в — открытая прибыль

для нормального развития процесса питания при отсутствии воздействия атмосферного давления.

Для предотвращения указанных явлений необходимо принять меры для обеспечения проникновения атмосферного давления в полость усадочной раковины. В обычных открытых прибылях это происходит само собой. Для закрытых прибылей обычно достаточно предусматривать на верхней поверхности плоскую площадку, которая легко прорывается под действием внешнего давления. Если верхняя часть прибыли имеет сферическую форму, она обладает устойчивостью и может изолировать усадочную раковину.

На работу прибыли и формирование усадочной раковины оказывает влияние вибрация. Под ее воздействием область усадочной раковины приобретает форму блюдечка, ее глубина уменьшается и размер прибыли, в принципе, может быть уменьшен.

Устранение усадочных пустот может быть достигнуто также прессованием затвердевающей отливки поршнем. Поршень может иметь конфигурацию, соответствующую верхней фасонной поверхности отливки. В таком виде процесс называется кристаллизацией под давлением (в отличие от литья под давлением, когда последнее действует только при заполне-

нии формы металлом). В условиях поршневого прессования усадка металла компенсируется непрерывной деформацией затвердевающей части отливки; усадочная раковина не образуется и прибыль не нужна.

При выборе места установки прибыли целесообразно отдавать предпочтение верхним поверхностям. Прибыль должна устанавливаться на наиболее массивном элементе каждого крупного узла питания. Присоединять отводные прибыли к боковым поверхностям отливки целесообразно только в тех случаях, когда они используются как групповые или когда установка верхней прибыли усложнит механическую обработку литой заготовки.

Поскольку прибыль ослабляет осевую пористость на отливках большой протяженности, даже постоянной толщины стенок, их устанавливают по несколько штук. Район воздействия прибыли на осевую пористость ограничен; она устраняется полностью лишь на расстоянии 1,5—2 толщин стенки отливки. Некоторое ослабление пористости наблюдается на расстоянии до 5—7 толщин. На большее расстояние в стенке постоянной толщины прибыль влияния не оказывает. Можно рекомендовать следующие максимальные расстояния между прибылями при установке их на стальных отливках с постоянной толщиной стенок:

| | | | |
|--|---------|---------|---------|
| Толщина стенок отливки, мм . . . | 20 | 40 | 60 |
| Максимальное расстояние между прибылями, мм | 200—300 | 300—400 | 400—600 |

При выборе типа необходимо отдавать предпочтение прямым цилиндрическим закрытым прибылям.

Помимо экономичности и обеспечения лучших условий питания они обладают следующими преимуществами: для цилиндрических прибылей проще и дешевле изготовление моделей; закрытые прибыли упрощают формовку, препятствуют окислению металла при заливке, способствуют сокращению их необходимого объема за счет теплоизоляции сверху, обеспечивают постоянство объема прибыли.

Открытые прибыли целесообразно применять при изготовлении крупных отливок, когда можно осуществить доливку в них свежих порций металла для улучшения питания или применить теплоизолирующие засыпки.

§ 36. Усадочные деформации

Изменение размеров отливки при полном охлаждении по сравнению с теми, которые она имела после заполнения полости формы, можно назвать *усадочной деформацией*. Усадочные деформации проявляются в форме *линейной усадки* и искривления осей отдельных элементов или *коробления*.

При охлаждении отливки в форме при наличии выступов и полостей, оформленных стержнями, усадка тормозится, что вы-

зывает в ней пластические деформации. Такая усадка называется затрудненной, в отличие от свободной, происходящей в прямолинейных вытянутых элементах, усадка которых почти не тормозится формой.

В чистых цветных металлах, не имеющих полиморфных превращений, длина образца l_T при температуре T и при исходной

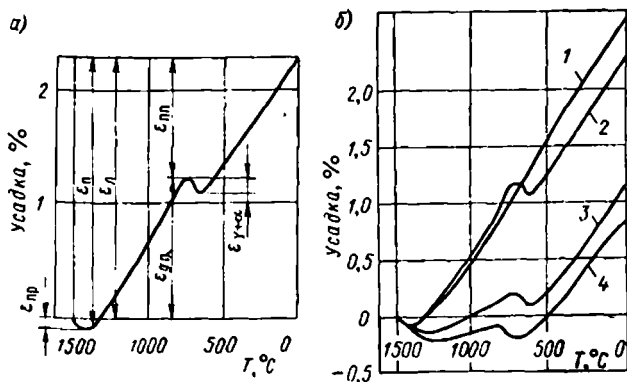


Рис. 98. Усадочные кривые железо-углеродистых сплавов: а — для стали (общая схема); б — для различных сплавов; 1 — аустенитная сталь; 2 — среднеуглеродистая сталь; 3 — обычный серый чугун; 4 — магниевый чугун

длине l_0 довольно точно описывается полиномом

$$l_T = l_0 (1 + aT + bT^2 + cT^3), \quad (5.81)$$

где a, b, c — коэффициенты. Значения их приведены в табл. 27.

Зависимость линейной усадки от температуры применительно к стали в общем виде представлена на рис. 98, а. Линейная усадка складывается из следующих этапов или участков: предусадочное расширение, происходящее при охлаждении в диапазоне самых высоких температур, начиная от точки кристаллизации $\epsilon_{пр}$; доперлитная усадка $\epsilon_{дг}$, происходящая в углеродистых сталях при 700—

720° С; расширение при распаде аустенита $\epsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}$; послеперлитная усадка — от начала перлитного превращения до нормальной температуры $\epsilon_{пл}$. Выделяют полную усадку ϵ_n — от точки максимального предусадочного расширения до размера, соответ-

Таблица 27

Значения коэффициентов в формуле (5.72)

| Металл | $a \cdot 10^4$ | $b \cdot 10^8$ | $c \cdot 10^{12}$ |
|----------|----------------|----------------|-------------------|
| Алюминий | 20,2 | 14,0 | 5,9 |
| Магний | 25,0 | 8,3 | 1,3 |
| Медь | 16,7 | 2,6 | 0,9 |
| Свинец | 26,3 | 14,0 | 3,1 |

ствующего нормальной температуре, и литейную усадку $\epsilon_{л}$ — от температуры кристаллизации или начала предусадочного расширения до нормальной температуры. Существуют равенства:

$$\epsilon_{п} = \epsilon_{дп} + \epsilon_{пп}; \quad (5.82)$$

$$\epsilon_{л} = \epsilon_{п} - \epsilon_{пр}. \quad (5.83)$$

На рис. 98, б показаны типичные кривые для железо-углеродистых сплавов. Серый и в особенности высокопрочный магниевый чугун характеризуются весьма значительным предусадочным расширением. Оно объясняется выделением в твердой фазе графита, вызывающим увеличение объема сплава. Для обычной среднеуглеродистой стали предусадочное расширение ничтожно. Послеперлитная усадка, когда выделение графита закончено, для сталей и чугунов имеет близкие значения.

В легированных сталях при охлаждении на воздухе превращение аустенита происходит при различных температурах. В обычных углеродистых перлитных сталях это превращение протекает при температуре около 700°C ; в мартенситных сталях оно смещается в район температур 200°C , а для аустенитных и ферритных сталей — уходит в область отрицательных температур. Характерные величины различных этапов усадки в железных сплавах показаны в табл. 28.

Предусадочное расширение является главной причиной снижения литейной усадки чугуна. Его величина зависит от податливости форм. В неподатливых металлических формах предусадочное расширение не проявляется. В малоподатливых сухих песчано-глинистых формах оно равно для обычного серого чугуна 0,05 и для высокопрочного — 0,15%. Только в высокоподатливых сырых песчано-глинистых формах предусадочное расширение достигает максимального развития: в серых чугунах — 0,3 и до 0,60%, в высокопрочных чугунах — 0,6 и до 0,9%.

В обычных сталях предусадочное расширение находится в пределах 0,01—0,10%. В легированных сталях оно может иметь ошутимое развитие в связи с образованием карбидов, сопровождающимся увеличением объема. Например, в стали, содержащей 18% хрома и 0,15% углерода предусадочное расширение составляет 0,1%, а при 1% углерода достигает 0,6%.

В цветных сплавах также проявляется предусадочное расширение. Имеющиеся наблюдения показывают, что оно связано с содержанием газов. Результаты опытов по обработке сплава алюминия с 5% кремния водородом показывают следующее. Исходный сплав имел предусадочное расширение около 0,1%. При его продувке водородом расширение возросло до 0,25%, однако в случае выдержки после продувки в течение 25 мин сплав вернулся к исходной величине расширения. Повторная длительная продувка без последующей выдержки, при которой газ мог бы

Усадка железных сплавов (%) на различных этапах

| Сплав | $\epsilon_{пр}$ | $\epsilon_{дл}$ или до-мартенситная | $\epsilon_{пл}$ или после-мартенситная | $\epsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}$ или мартенситная | $\epsilon_{п}$ | $\epsilon_{л}$ |
|-------------------------------|-----------------|-------------------------------------|--|---|----------------|----------------|
| Чугун: | | | | | | |
| белый | 0,1 | 0,6—1,0 | 0,9—1,05 | — | 1,5—2,1 | 1,5—2,0 |
| серый | 0,10—0,25 | 0,2—0,35 | 0,9—1,05 | 0,10 | 1,1—1,4 | 0,9—1,3 |
| высокопрочный | 0,4—0,6 | 0,2—0,35 | 0,9—1,05 | 0,10 | 1,1—1,4 | 0,5—1,0 |
| Сталь: | | | | | | |
| среднеуглеродистая пер-литная | 0,01 | 1,1—1,5 | 0,7—0,9 | 0,08—0,15 | 1,8—2,4 | 1,8—2,4 |
| мартенситная | 0,02—0,05 | 2,18—2,40 | 0,03 | 0,2—0,4 | — | 1,85—2,00 |
| ферритная | 0,15—0,25 | 1,95—2,50 | — | — | — | 1,90—2,25 |
| аустенитная | 0,01 | 2,50—3,00 | — | — | — | 2,50—3,00 |

удалиться, увеличила предусадочное расширение до 0,7%. Вакуумирование цветных сплавов делает предусадочное расширение ничтожно малым.

Величина затрудненной усадки литейного материала зависит от коэффициента усадки и способности к деформированию самого сплава, податливости формы и конструкции отливки. Величина торможения усадки возрастает при увеличении площади выступающих частей и длины отливки. При получении отливок типа втулок без фланцев усадка по длине бывает на 20—40% больше, чем по диаметру.

Примеры средней величины литейной усадки отливок из различных сплавов приведены в табл. 29.

Коробление отливок возникает в результате неравномерного охлаждения и усадки ее элементов, переходящей в пластические деформации. Неравномерность охлаждения вызывается различными размерами сечений или различными условиями отвода теплоты от элементов отливки, образующих единую связанную систему.

Коробление отливок возникает в результате неравномерного охлаждения и усадки ее элементов, переходящей в пластические деформации. Неравномерность охлаждения вызывается различными размерами сечений или различными условиями отвода теплоты от элементов отливки, образующих единую связанную систему.

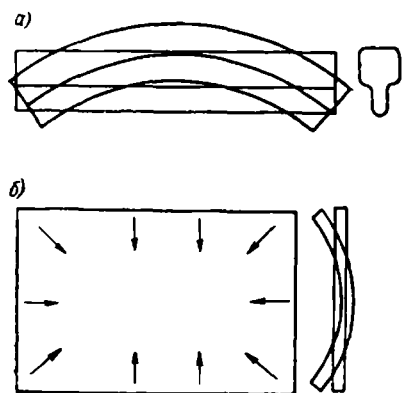


Рис. 99. Схемы коробления отливок (в процессе охлаждения)

В качестве примеров на рис. 99 представлены схемы коробления отливки типа бруска с неравномерным сечением и плиты. В результате ускоренного охлаждения тонкой части бруска (рис. 99, а) он будет изгибаться сначала толстой частью наружу, а при ускоренном охлаждении плоской плиты по периметру (рис. 99, б) — она также будет соответствующим образом изгибаться. Если изгиб, вызванный неравномерным охлаждением, не выйдет из пределов упругих деформаций, то отливки после охлаждения примут первоначальную форму. Однако очень часто деформация приобретает пластический характер и первоначальная форма после охлаждения не восстанавливается, приобретая обратный знак по сравнению со схемами, приведенными на рисунке. В этом случае отливки нуждаются в исправлении их формы при помощи механического деформирования.

Положим, что отливка имеет форму бруска, имевшего первоначально температуру T_0 . При охлаждении его внешняя поверхность приобрела температуру T_1 , а внутренняя — T_2 (рис. 100, а). Если температура распределена по сечению бруска линейно с градиентом φ , ее значение на расстоянии x от внутренней поверхности будет

$$T = \varphi x + T_1. \quad (5.84)$$

Усадка (%) литейных сплавов
в зависимости от сложности отливки

| Сплав | Характеристика отливок | | |
|-----------------------------|------------------------|---------|---------|
| | Простые | Средние | Сложные |
| Серый чугун | 0,9—1,0 | 0,8—0,9 | 0,7—0,8 |
| Сталь | 1,75—2,00 | 1,4—1,6 | 1,2—1,3 |
| Силумины | — | 1,2—1,4 | — |
| Оловянистые бронзы и латуни | — | 1,0—1,5 | — |
| Алюминиевые бронзы | — | 1,2—1,8 | — |
| Магниевого сплавы | — | 0,8—1,6 | — |
| Цинковые » | — | 1,0—1,5 | — |

Если выделить в сечении бруска прямоугольный элемент с первоначальной толщиной d_0 , то после охлаждения длина каждого его волокна будет равна

$$d = d_0 [1 + \alpha_r (T_0 - T)]$$

или

$$d = d_0 \{ [1 + \alpha_r (T_0 - T)] - \alpha_r \varphi x \}.$$

(5.85)

Согласно равенству (5.85) ширина каждого волокна будет при охлаждении возрастать пропорционально расстоянию от нижней поверхности и коэффициенту усадки α_r . Отдельные элементы образуют в сумме криволинейное тело.

Полагая, что длина внутренней вогнутой части бруска l_1 , а наружной l_2 (рис. 100, б), можно написать:

$$l_2 = l_1 [1 + \alpha_r (T_0 - T)] \quad (5.86)$$

или, принимая, что $T = T_0$ и $x = h$ (где h — ширина бруска), получим

$$l_2 = l_1 (1 + \alpha_r \varphi h). \quad (5.87)$$

Из условий подобия можно написать:

$$\frac{l_2}{l_1} = \frac{l_1 (1 + \alpha_r \varphi h)}{l_1} = \frac{r + h}{r}, \quad (5.88)$$

где r — радиус кривизны по внутренней поверхности бруска.

Откуда

$$r = \frac{1}{\alpha_r \varphi}. \quad (5.89)$$

Стрела прогиба бруска δ определится из выражения

$$\delta = r - \sqrt{r^2 - \left(\frac{l}{2}\right)^2}, \quad (5.90)$$

где l — средняя длина бруска.

Выражая градиент температур как $\varphi = \frac{T_2 - T_1}{h}$, окончательно получим

$$\delta = \frac{h}{\alpha_T(T_2 - T_1)} - \sqrt{\left[\frac{h}{\alpha_T(T_2 - T_1)}\right]^2 - \left(\frac{l}{2}\right)^2}. \quad (5.91)$$

Из выражения (5.91), полученного Л. С. Константиновым, следует, что при данных размерах бруска l и h и материале, опреде-

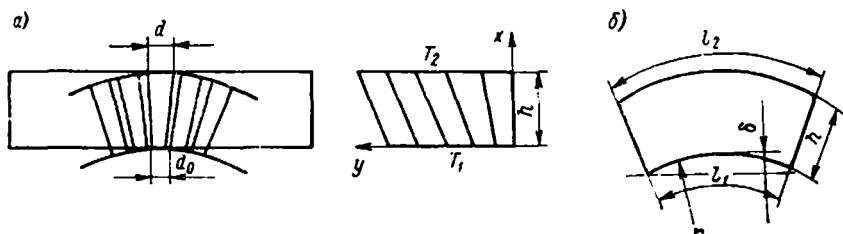


Рис. 100. Схемы к расчету коробления бруска

ляющем величину α_T , стрела прогиба будет определяться только перепадом температур по высоте бруска.

В качестве основных мероприятий по предотвращению коробления отливок используются следующие:

1) создание отливок с одинаковой толщиной всех ее связанных элементов, обеспечивающей равную скорость их охлаждения;

2) применение ребер жесткости, препятствующих короблению;

3) ускорение охлаждения массивных частей отливки при помощи холодильников или иными методами.

§ 37. Трещины

Трещины представляют собой частичное или полное разрушение сечения отливки, вызванное достижением предела прочности сплава растягивающими напряжениями, развивающимися в результате противодействия тех или иных сил усадке в твердом состоянии.

Трещины принято делить на горячие и холодные. Г о р я ч и е трещины имеют черную окисленную поверхность и значительное расхождение между краями; они образуются вблизи температур кристаллизации, когда в средней части отливки имеется жидкий

металл. Холодные трещины имеют блестящую поверхность, обычно с цветами побежалости и незначительным расхождением между краями; они образуются при низких температурах (ниже 700°C для стали и чугуна) после полного затвердевания отливок.

Силы, тормозящие усадку и вызывающие напряжения, можно разделить на пассивные (рис. 101, а) и активные (рис. 101, б). Величина пассивных сил может существенно снижаться за счет пластической деформации отливки. К этой группе относятся:

а) торможение усадки песчаной формой, обладающей низкой податливостью;

б) торможение усадки одних частей отливки другими, охлаждающимися с различными скоростями.

Величина активных сил не зависит от пластической деформации материала отливки. К этой группе относятся: а) нагрузка

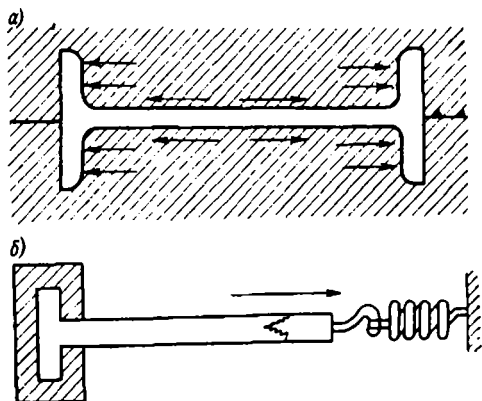


Рис. 101. Торможение усадки пассивными (а) и активными (б) силами

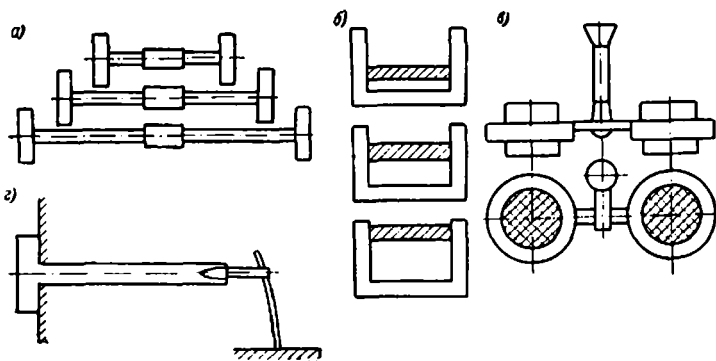


Рис. 102. Типы проб для определения склонности сплавов к образованию трещин

упругим элементом; б) масса отливки в случае зависания на корочке; в) гидростатический напор металла; г) центробежное давление при центробежной отливке.

Склонность сплавов к образованию горячих трещин оценивается при помощи следующих проб (рис. 102).

1. Оценка по критическому размеру образца. В качестве критического размера может применяться длина. На образце с фланцами (рис. 102, а) делается утолщение, охлаждающееся медленнее, чем основная часть; в этом утолщении трещина и возникает. Чем длиннее тонкая часть образца, тем больше ее деформация и выше напряжение в толстой части. Из испытуемого сплава отливается серия образцов разной длины. Длина образца, начиная с которой трещины образуются, рассматривается как степень трещиностойчивости сплава.

В качестве критерия оценки может служить также расстояние металлической перекладины от основания П-образного образца, при котором в углу образуется трещина (рис. 102, б). Чем больше расстояние перекладины от основания отливки, тем больше плечо, выше изгибающие напряжения и вероятнее образование трещины.

2. Оценка по размеру трещины. В качестве критерия в этом случае применяются: длина, ширина, площадь, или количество трещин на образце, отливаемом в условиях, когда они обязательно образуются. Такие пробы обычно имеют форму колец (рис. 102, в), заливаемых на металлических стержнях различного диаметра. Диаметр стержня должен быть подобран для данной серии сплавов заранее. Проба с распоркой, показанная на рис. 102, б, также может служить для оценки размеров трещин при постоянном положении ее установки. Пробы, имеющие форму колец, обычно используются для цветных сплавов, пробы с распоркой — для черных.

3. Оценка по критической нагрузке. В этом случае образец заливается таким образом, что к одному из его концов заранее приложена нагрузка (рис. 102, г). Отливая серию образцов с различными нагрузками можно, установить, при какой из них начинается образование трещин. При такой системе остаются неизвестными ни момент, ни температура разрушения.

Более разумно разрывать образцы через различные промежутки времени после заливки, измеряя при этом температуру в момент разрыва. Еще лучшие результаты дают разрывы образцов при различных температурах, достигаемых через разные промежутки времени после заливки, с одновременной фиксацией нагрузки и деформации в момент разрыва. Однако это уже не технологическая проба и для проведения подобных исследований требуется сравнительно сложная аппаратура.

На возможность образования трещин в отливках оказывают влияние следующие факторы:

- 1) усадка сплава в твердом состоянии;
- 2) механические свойства (прочность, пластичность и упругость) сплава при высоких температурах;
- 3) особенности затвердевания, в наибольшей степени образование «слабых мест» в твердой корке;
- 4) податливость формы, т. е. сопротивление усадке отливки.

Схема изменения механических свойств сплава при изменении температуры от точки ликвидус до нормальной представлена на рис. 103.

Из рисунка видно, что модуль упругости E , определяющий развитие напряжений, и предел прочности σ_b , определяющий разрушение, непрерывно снижаются при повышении температуры металла. Особенно быстро они падают вблизи температуры солидус T_c . Пластичность сплава δ при повышении температуры от нормальной первоначально возрастает, затем стабилизируется.

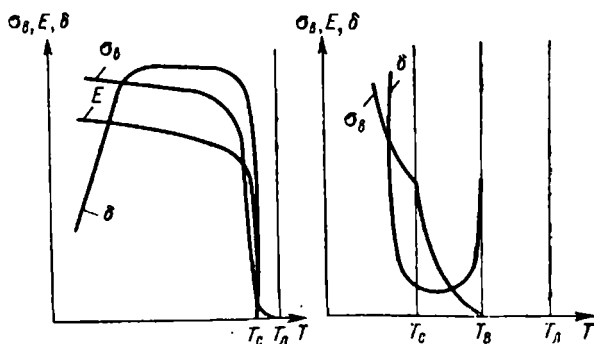


Рис. 103. Влияние температуры на механические свойства сплавов (справа в крупном масштабе свойства в районе температур кристаллизации)

Вблизи от температуры солидус, когда межзеренные прослойки начинают оплавляться, пластичность быстро уменьшается. В районе между температурой солидус и температурой T_n , лежащей на границе питания, возникает интервал хрупкости. При приближении к границе выливаемости пластичность вновь возрастает. В интервале хрупкости относительное удлинение падает от десятков процентов до десятых долей процента.

Интервал хрупкости соответствует температурам образования горячих трещин. В этом интервале при низком уровне пластичности сплав практически не может снижать уровень напряжений, вызванных усадкой, за счет какой-либо пластической деформации.

Вблизи от температуры солидус модуль упругости падает до 10—15% его значения при нормальной температуре. Предел прочности при температуре солидус снижается до весьма низких значений, а при температуре на границе выливаемости падает до нуля.

На рис. 104 показано изменение механических свойств в системе железо—углерод при температурах, близких к солидусу. Увеличение брака по горячим трещинам в реальных отливках происходит в сплавах, имеющих пониженную пластичность.

В общем виде зависимость склонности к горячим трещинам от положения сплава на диаграмме состояния показана на схеме рис. 105. Ее максимум лежит против точки предельной растворимости добавки в основе сплава. Область, лежащая между границей солидуса и температурами на границе выливаемости, иногда называют эффективным интервалом кристаллизации. Однако, по-видимому, в наибольшей мере ответственна за образование горячих трещин ее часть, лежащая между границами выливаемости и питания, соответствующая зоне локальных перемещений области затвердевания. В области эвтектических сплавов, начиная от точки пересечения линии температур на границе выливаемости и эвтектической платформы, склонность к горячим трещинам резко понижается. Присутствие в сплаве эвтектической составляющей рассматривается как показатель устойчивости сплавов против горячих трещин.

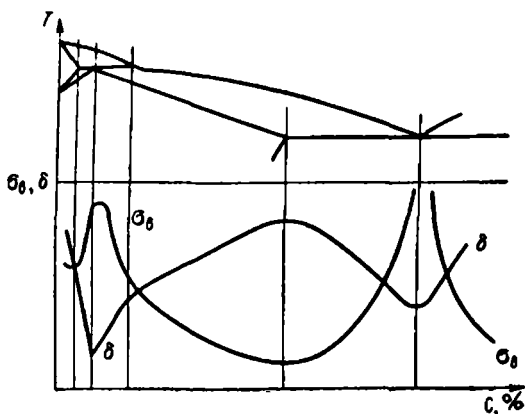


Рис. 104. Механические свойства сплавов системы железо—углерод вблизи температур кристаллизации

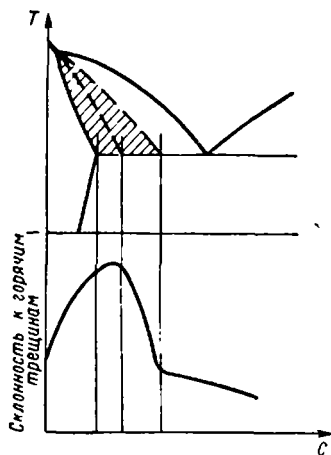


Рис. 105. Связь горячеломкости с диаграммой состояния

По данным И. И. Новикова, трещина образуется только в том случае, когда усадочная деформация превзойдет допустимую деформацию в интервале хрупкости. Если интервал хрупкости захватывает широкую область температур и соответствует низким величинам относительного удлинения, но усадка в этом интервале мала, а тем более, если при этих температурах происходит предусадочное расширение, трещина не образуется. С другой стороны, предотвратить образование трещины может быстрый рост прочности при понижении температуры. Если усадочные напряжения не достигнут предела прочности за весь период охлаждения корочки, возникающей на отливке в начальной стадии затвердевания, горячая трещина уже не образуется.

Напряжения в твердой корке, усадка которой тормозится, достигнут максимума в том месте, где корочка имеет минимальную

толщину. Такие «слабые места» возникают во входящих углах сопряжений; в них обычно и образуются трещины. Исследование трещин на шлифах показывает, 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. Металл, находящийся в жидкой области отливки, может проникать в зазор, образовавшийся между краями трещины, и залечивать ее. Особенно эффективно такой 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, образующее вторую ступеньку трещины. Процесс может воспроизводиться несколько раз, приводя к разрушению отливки. При более благоприятных обстоятельствах происходит только один поверхностный надрыв.

При отсутствии входящих углов и значительных напряжениях в корке, вызванных торможением усадки со стороны стержня или формы, надрыв реализуется в том месте, где рост кристаллов в наибольшей степени замедлился. Это может произойти в зоне местного разогрева, возникающего при заливке. Практика показывает, что повышение температуры и скорости заливки способствует усилению развития горячих трещин. Это объясняется возрастанием неравномерности роста твердой корочки, связанной с теплопередачей из струй жидкого металла, текущего вдоль внутренней поверхности области затвердевания.

Положим, что отливка (рис. 106) в виде стержня с площадью сечения твердой части F_m , относящейся к определенному моменту времени, опирается на выступающие части площадью F_ϕ . В результате охлаждения стержень должен сократить свои размеры, но этому препятствует форма. Возникающее в отливке усилие вызывает деформацию формы. Общий баланс деформаций имеет вид

$$\varepsilon = \varepsilon_m - \varepsilon_\phi, \quad (5.92)$$

где ε — фактическая деформация отливки.

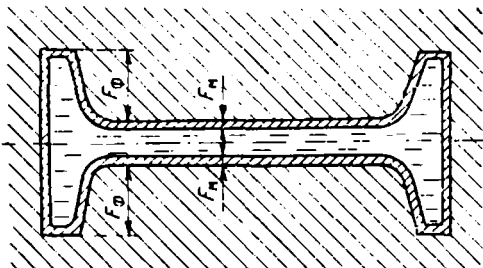


Рис. 106. Схема к расчету напряжений в отливке при затрудненной усадке

Деформация металла отливки

$$\varepsilon_m = \alpha_T (T_B - T_{cp}), \quad (5.93)$$

где α_T — коэффициент усадки металла в твердом состоянии; T_B — температура на границе выливаемости; T_{cp} — средняя температура твердой корки в определенный момент времени.

Деформацию формы ε_ϕ можно определить из условия равенства усилий

$$\sigma_m F_m = \sigma_\phi F_\phi, \quad (5.94)$$

где σ_m и σ_ϕ — напряжения, действующие в отливке и форме.

Положим, что и в металле отливки и в форме существуют линейные зависимости между напряжениями и деформациями:

$$\varepsilon_m = \frac{\sigma_m}{E_m}; \quad (5.95)$$

$$\varepsilon_\phi = \frac{\sigma_\phi}{E_\phi}, \quad (5.96)$$

где E_m и E_ϕ — модули деформации для материалов сплава и формы.

Из равенств (5.94) и (5.96) получим

$$\varepsilon_\phi = \frac{\sigma_m F_m}{E_\phi F_\phi}. \quad (5.97)$$

Из равенств (5.92), (5.95) и (5.97) получим

$$\frac{\sigma_m}{E_m} = \alpha_T (T_B - T_{cp}) - \frac{\sigma_m F_m}{E_\phi F_\phi} \quad (5.98)$$

или

$$\sigma_m = \frac{\alpha_T (T_B - T_{cp})}{1/E_m + 1/E_\phi F_m/F_\phi}. \quad (5.99)$$

Если поверхности $F_\phi = 0$, то напряжения в отливке равны нулю. Если форма абсолютно податлива и $E_m = 0$, то напряжение в отливке будет также равно нулю. Если форма изготовлена из металла и совершенно не податлива, то $E_m = \infty$ и напряжение в отливке достигнет максимального значения

$$\sigma_m = E_m \alpha_T (T_B - T_{cp}). \quad (5.100)$$

Условием отсутствия трещин в отливке будет

$$\sigma_m = \frac{\alpha_T (T_B - T_{cp})}{1/E_m + 1/E_\phi F_m/F_\phi} < \sigma_B(T), \quad (5.101)$$

где $\sigma_B(T)$ — предел прочности металла. Это неравенство должно выполняться в течение всего периода охлаждения.

Из неравенства (5.101) вытекают следующие направления борьбы с трещинами: уменьшение площади выступающих частей F_ϕ ;

уменьшение модуля деформации E_{ϕ} , т. е. увеличение податливости формы; увеличение площади сечения металла F_{μ} , т. е. устранение «слабых мест»; уменьшение, если это возможно, усадки металла α ; уменьшение модуля деформации металла E_{μ} или повышение его пластичности и, наконец, увеличение прочности металла $\sigma_{\nu}(T)$.

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

1) увеличение податливости формы за счет применения податливых формовочных смесей (например, введения в них древесных опилок) и создания полостей в тех частях формы, которые располагаются между выступающими частями отливок;

2) упрочнение слабых мест в отливках. Это может достигаться, во-первых, путем установки холодильников, во-вторых, установки ребер жесткости, в-третьих, создания плавных переходов в сопряжениях;

3) устранение выступающих частей в отливках путем изменения конструкции детали или расчленение их на более простые узлы с последующей сваркой (может применяться лишь как крайняя мера);

4) снижение температуры и скорости заливки, если это не вызывает других дефектов в отливке. Ослабление местных разогревов за счет выбора рациональной конструкции литниковых систем;

5) снижение содержания в сплаве примесей, способствующих развитию интервала хрупкости, например, в железных сплавах к таким примесям относятся сера, фосфор, водород.

Для оценки эффективности различных мероприятий по ослаблению развития трещин можно привести следующие данные, полученные при испытании стальных образцов диаметром 20 мм через 40 с после заливки:

| | Напряжение при разрыве, кгс/мм ² |
|--|---|
| Простой гладкий образец | 0,25 |
| Образец с Т-образным сопряжением | 0,12 |
| » с двумя Т-образными сопряжениями | 0,08 |
| » с Х-образным сопряжением | 0,05 |
| Образец с Т-образным сопряжением: | |
| с наружным холодильником со стороны, противоположной выступу | 0,19 |
| с внутренним холодильником | 0,18 |
| с холодильниками во входящих углах и с противоположной стороны выступа | 0,22 |

Холодные трещины в отливках — сравнительно редкое явление. Они возникают в хрупких сплавах при быстром охлаждении или ударах (например, в неотожженных отливках из ковкого чугуна).

§ 38. Временные и остаточные напряжения

При охлаждении отливки в ее твердой части развиваются усадочные процессы и возникают деформации. Если деформации тормозятся — возникают напряжения; если напряжения достигают предела прочности — возникают трещины. Напряжения, действующие в некоторый момент времени в отливке, называют временными. Если напряжения таковы, что вызывают только упругие деформации, то после охлаждения и выравнивания температур они полностью снимаются. Если в отливке при некотором распределении температур происходят пластические де-

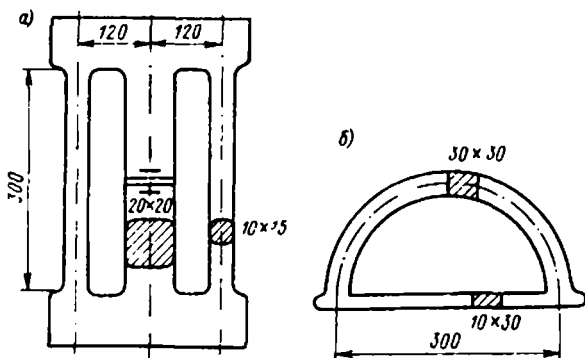


Рис. 107. Виды проб для определения остаточных напряжений

формации, то после охлаждения и выравнивания температур возникают остаточные напряжения обычно обратного знака, по сравнению с теми временными, которые были при высоких температурах.

Остаточные напряжения в литой заготовке могут совпасть с рабочими напряжениями в конструкции и вызвать ее разрушение при условиях, когда номинальные напряжения значительно меньше предела прочности материала. Кроме того, остаточные напряжения при длительном действии могут вызывать недопустимые для нормальной работы конструкции деформации (например, в деталях станков).

Литейные сплавы при различных режимах охлаждения отливок могут образовывать остаточные напряжения разной величины. Для их оценки применяются технологические пробы. Наиболее распространенные виды таких проб представлены на рис. 107. Все пробы основаны на том, что при охлаждении в их определенных частях возникают остаточные напряжения, которые после разрезки реализуются в виде деформаций. Измеряя деформации, можно определить величину напряжений, действовавших до разрезки.

Типичной пробой является рамка (рис. 107, а), состоящая из двух тонких брусков сечениями 10×15 мм и одного толстого сечением 20×20 мм, связанных переключателями в жесткую конструкцию. Вследствие того, что тонкие бруски охлаждаются быстрее, чем толстые, и усадка происходит больше, в них возникают растягивающие напряжения, а в толстых — сжимающие. Первоначально это вызывает в брусках упругие, а затем — пластические деформации. После полного охлаждения температура тонких и толстого брусков выравнивается. Достигнутые пластические сжимающие деформации в толстом и растягивающие — в тонких брусках не дают им возможность вернуться к первоначальным размерам. В результате в толстом бруске образуются растягивающие, а в тонких — сжимающие остаточные напряжения. После охлаждения на среднем толстом бруске делают две отметки, расстояние между которыми измеряется. Далее, между отметками, брусок разрезается. В результате остаточных растягивающих напряжений концы толстого бруска после разрезки расходятся. Измеряя расстояния между отметками после разрезания, можно определить заторможенную упругую деформацию. Зная модуль упругости и размеры пробы, по деформации можно вычислить остаточное напряжение. Вместо рамки для пробы можно использовать скобу с перемычкой (рис. 107, б).

Внутренние временные напряжения, возникающие при охлаждении отливки, делятся на усадочные, фазовые и термические (или температурные).

Усадочные напряжения вызывают механическим торможением со стороны формы при высоких температурах. В отливках из железных сплавов от температур ниже солидуса до 700°C они компенсируются пластическими деформациями. Ниже 700°C , ввиду возрастания упругости, они начинают накапливаться и достигают максимума при температуре около 200°C — перед выбивкой. После извлечения из формы они обычно снимаются. Особенно большое развитие усадочные напряжения получают при литье в металлические формы.

Используя выражение (5.100) для усадочных напряжений в бруске с фланцами, можно написать

$$\sigma = \alpha_r E (T_0 - T), \quad (5.102)$$

где T_0 — исходная температура, которую условно можно отнести к точке перехода из пластической зоны в упругую; T — температура, до которой брусок охладился.

Величины α_r и E можно понимать как средние значения коэффициента усадки и модуля упругости в интервале температур $T_0 - T$.

Если считать, что пластическая деформация и податливость формы оцениваются относительной величиной $\Delta L/L$ (где L — длина бруска), то

$$\sigma = E \left[\alpha_r (T_0 - T) - \frac{\Delta L}{L} \right]. \quad (5.103)$$

Плотность и удельный объем структурных составляющих
железо-углеродистых сплавов

| Показатель | Феррит (железо) | Цементит | Аустенит с 0,9% С | Перлит с 0,9% С | Мартенсит с 0,9% С | Графит |
|---------------------------------------|--------------------|----------|----------------------|--------------------|-----------------------|--------|
| Плотность, г/см ³ | 7,864 | 7,670 | 7,843 | 7,778 | 7,633 | 2,25 |
| Удельный объем, см ³ /г | 0,1271 | 0,1304 | 0,1275 | 0,1286 | 0,1310 | 0,445 |

Если принять для стали $\alpha = 12 \cdot 10^{-6}$; $E = 2 \cdot 10^8$ кгс/см² и $T_0 - T = 700^\circ \text{C}$, то при $\Delta L = 0$ получим для напряжения довольно большую величину $\sigma = 168$ кгс/мм². Если деформация ΔL составит хотя бы 0,5% или 0,05, напряжение снизится до 68 кгс/мм².

Фазовые напряжения вызываются выделением или исчезновением различных фаз или структурных составляющих при охлаждении отливки, имеющей удельный объем, отличный от матрицы. В табл. 30 представлены данные об удельных объемах и плотностях структурных составляющих железо-углеродистых сплавов.

При различных скоростях охлаждения и в различных частях отливок фазовые превращения протекают в разное время; это и вызывает фазовые напряжения в отливке в целом.

При медленном охлаждении стальной отливки распад аустенита с образованием перлита происходит при высоких температурах. Происходящее при этом увеличение удельного объема с 0,1275 до 1286 см³/г может компенсироваться пластическими деформациями. При более быстром охлаждении превращение будет происходить при более низких температурах в упругой зоне и может вызвать ощутимые напряжения. При еще более быстром охлаждении образуется мартенсит, обладающий значительной разницей удельных объемов с аустенитом. Если мартенсит в поверхностном слое образуется, а в средней части нет, то это вызовет растягивающие напряжения в центре и сжимающие на поверхности.

В случае чугунных отливок выделение графита будет происходить в массивных частях с существенным возрастанием удельного объема. При этом растягивающие напряжения возникнут в поверхностном слое, а сжимающие — в середине сечения.

Термические, или температурные, напряжения вызываются различной скоростью охлаждения и равномерным протеканием усадочных процессов в различных частях отливки. Эти напряжения обычно имеют наибольшую величину. Проблема внутренних напряжений в отливках и их расчеты были впервые поставлены Н. В. Калакуцким в 1887 г.

Рассмотрим развитие временных напряжений в отливке, состоящей из двух брусков: толстого с сечением F и тонкого с сечением f , жестко связанных по концам массивными перемычками. Тонкий брусок будет охлаждаться быстрее, чем толстый. Составим для них баланс деформаций при охлаждении:

$$\alpha_{\tau}L(T_0 - T_f) + \frac{\sigma_f L}{E} = \alpha_{\tau}L(T_0 - T_F) + \frac{\sigma_F L}{E}, \quad (5.104)$$

где α_{τ} — коэффициент усадки твердого металла; E — модуль упругости; L — длина брусков; T_0 — начальная температура отливки; T_f и T_F и σ_f и σ_F — температуры и напряжения соответственно в тонком и толстом брусках.

Ввиду равновесия сил

$$\sigma_f f = \sigma_F F, \quad (5.105)$$

откуда

$$\sigma_F = \frac{\sigma_f f}{F} \text{ и } \sigma_f = \frac{\sigma_F F}{f}. \quad (5.106)$$

Следовательно,

$$\alpha_{\tau}(T_0 - T_f) + \frac{\sigma_f}{E_f} = \alpha_{\tau}(T_0 - T_F) + \frac{\sigma_f}{FE}. \quad (5.107)$$

Откуда окончательно

$$\sigma_f = + \frac{\alpha_{\tau} E (T_F - T_f)}{1 - f/F} \quad (5.108)$$

и

$$\sigma_F = - \frac{\alpha_{\tau} E (T_F - T_f)}{1 - F/f}. \quad (5.109)$$

В результате охлаждения в тонком бруске развиваются растягивающие, а в толстом — сжимающие напряжения. Абсолютная величина напряжений будет тем больше, чем больше различия сечений брусков и соответственно температур к некоторому моменту времени. Если сечения брусков будут одинаковы, различия их температур не возникнет и напряжений в них не будет.

Рассмотрим более сложный случай охлаждения системы из двух брусков, связанных между собой по всей длине, с учетом и упругих, и пластических деформаций. Эта модель развития остаточных напряжений впервые была предложена Е. Гейном в 1907—1915 гг.

В начальный момент температуры толстого и тонкого брусков равны между собой. На рис. 108, а представлена схема зависимости температур обоих брусков от времени. Тонкий брусок охлаждается быстрее (кривая T_f), а толстый — медленнее (кривая T_F). Кривая ΔT , характеризующая разность их температур, начинается с нуля, достигает максимума, а при большом промежутке времени стремится к нулю, когда температура всей системы выравнивается.

Положим, что при охлаждении от температуры заливки до некоторой температуры металл находится в полностью пласти-

ческом состоянии, а ниже ее — в полностью упругом. Назовем эту температуру T_y . Тонкий брусок достигнет этой температуры за более короткий промежуток времени τ_1 , а толстый — за более длительный — τ_2 . К моменту времени τ_3 температуры обоих брусков выравниваются.

При постоянном и независимом от температуры коэффициенте усадки α_τ деформации брусков ϵ будут пропорциональны температуре (рис. 108, б).

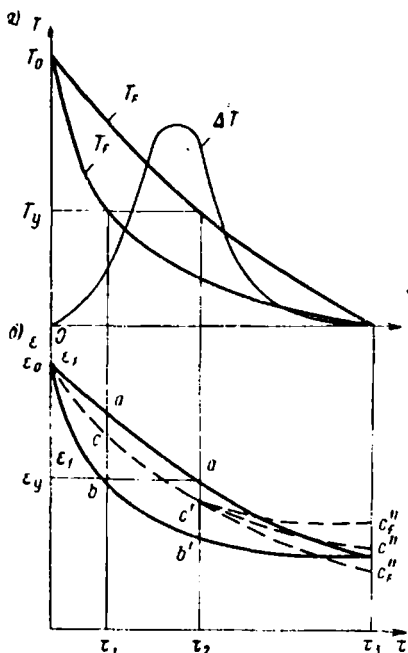


Рис. 108. Схема к определению остаточных напряжений

На первом этапе охлаждения τ_1 оба стержня находятся в пластическом состоянии. Тонкий стержень к концу периода растягивается на величину bc , а толстый — сжимается на величину ca . Кривая совместной деформации системы показана штриховой линией. Напряжения в системе отсутствуют.

На втором этапе охлаждения от τ_1 до τ_2 тонкий стержень переходит в упругое состояние, однако толстый стержень остается пластичным. Кривая совместной деформации системы cc' идет параллельно кривой деформации тонкого стержня $bc = b'c'$. Напряжения в системе продолжают отсутствовать.

На третьем этапе охлаждения от τ_2 до τ_3 толстый стержень переходит из пластического состояния в упругое. В момент τ_2 оба стержня имеют одинаковую длину c' , но различные температуры $T_{y,F}$ и T_f . Если в этот момент стержни разъединить и охладить дальше, то их длины к моменту τ_3 достигнут величин c'_f и c''_F , следуя параллельно своим кривым охлаждения, выраженным через усадку. Однако стержни связаны и их общая длина к моменту τ_3 должна достигнуть величины c'' . В этот момент тонкий стержень окажется упруго сжатым на величину $c' - c''_f$, а толстый — упруго растянутым на величину $c'' - c''_F$. При этом будут сохраняться равенства $ac'_f = b'c'$ и $c''c''_F = a'c'$. Напряжения в стержнях будут пропорциональны их сечениям.

Повторяя выкладки (5.104)—(5.109), можно получить:

$$\sigma_f = - \frac{\alpha_\tau E (T_{yF} - T_f)}{1 - f/F}; \quad (5.110)$$

$$\sigma_F = + \frac{\alpha_r E (T_{yF} - T_f)}{1 - F/f} . \quad (5.111)$$

Эти равенства отличаются от предыдущих тем, что температуры имеют не произвольные значения, а относятся к моменту времени, когда металл переходит из пластического состояния в упругое в толстом бруске, а также по знаку напряжений. Напряжения, участвующие в равенствах (5.110) и (5.111), представляют собой уже не временные величины, а остаточные.

Из равенств (5.110) и (5.111) следует, что остаточные напряжения не зависят от абсолютных размеров отливки. Эти напряжения тем больше, чем больше различие сечений различных элементов отливки. В толстых элементах развиваются растягивающие напряжения, в тонких — сжимающие. Остаточные напряжения пропорциональны разности температур между элементами отливки различных толщин в момент перехода самого толстого из них из пластического состояния в упругое.

При охлаждении реальной отливки в ней могут одновременно действовать все виды внутренних временных напряжений. В табл. 31 показаны, по данным Н. Г. Гиршовича, направления их действия (+ растяжение; — сжатие).

Таблица 31

Направление действия внутренних напряжений, вызываемых различными причинами

| Части отливок | Вид напряжения | | | | | Температурные |
|---------------------------|----------------|---------------|-----------------------------|-----------|--------|---------------|
| | Усадочные | | Фазовые | | | |
| | до выбивки | после выбивки | $\gamma \rightarrow \alpha$ | | графит | |
| | | | перлит | мартенсит | | |
| Тонкие и наружные слои | + | 0 или + | + | — | + | — |
| Толстые и внутренние слои | + | 0 или — | — | + | — | + |

В зависимости от преобладания того или иного процесса они могут взаимно усиливаться или ослабляться в различных частях отливок.

Радикальное устранение внутренних и остаточных напряжений достигается при создании равностенных конструкций или при охлаждении всех частей отливки с одинаковыми скоростями.

При выбивке отливок резко возрастает различие скоростей охлаждения частей отливок не одинакового сечения, а следовательно, возрастают внутренние напряжения. В качестве примера можно

привести величины напряжений, достигавшихся во втулках из ковкого чугуна при различных температурах выбивки:

| | | | |
|-----------------------------------|-----|-----|-----|
| Температура выбивки, °С | 500 | 300 | 20 |
| Напряжение, кгс/мм ² : | | | |
| сжимающее | 5,0 | 2,5 | 1,0 |
| растягивающее | 8,0 | 4,5 | 1,0 |

Наиболее действенной мерой устранения остаточных напряжений является отжиг отливок. Для его осуществления необходимо нагреть отливку до температур, при которых металл приобретает достаточно высокую пластичность, выдержать ее при такой температуре до тех пор, пока напряжения не снизятся до допустимой величины, и медленно охладить отливку, чтобы не вызвать новых напряжений.

Для большинства сталей и чугунов температура, при которой пластические напряжения переходят в упругие, лежит около $T_y = 620 \div 650^\circ \text{C}$. Для сталей нагрев до таких или несколько более высоких температур представляет собой не отжиг, а высокий отпуск. При увеличении температуры термической обработки интенсивность и полнота снятия остаточных напряжений быстро возрастут. Например, при выдержке отливок из среднеуглеродистой стали в течение 6 ч при различных температурах степень снятия остаточных напряжений составляла:

| | | | | | |
|-------------------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|
| Температура обработки, °С | 200 | 400 | 500 | 550 | 600 |
| Снятие напряжений, % | 2—3 | 20 | 50 | 70 | 95 |

При достижении заданной температуры напряжение вначале снимается быстро, а затем процесс замедляется. Для полного снятия напряжений в отливках из той же углеродистой стали при разных температурах требовалось следующее время:

| | | | |
|-------------------------------------|-----|-----|-----|
| Температура обработки, °С | 550 | 650 | 750 |
| Время выдержки, ч | 150 | 15 | 0,8 |

Однако полное снятие напряжений не обязательно: достаточно снизить его до 95—98% от начального остаточного. Для этого обычно достаточно выдержка стальных отливок при температуре не менее 650°C в течение 2—3 ч. Чугунные отливки для снятия остаточных внутренних напряжений обычно отжигают при температурах $500\text{—}600^\circ \text{C}$ в течение 3—10 ч в зависимости от толщины стенок.

Скорость охлаждения отливок с печью обычно составляет 6—12 град/ч. Температура выгрузки из печи — $250\text{—}300^\circ \text{C}$.

Остаточные тангенциальные напряжения, по данным Н. И. Ключева, во втулках одинаковых размеров из различных литейных сплавов приведены ниже:

| Сплав | Серый чугун с 3,3% С | Магниевый чугун с 3,6% С | Сталь с 0,45% С |
|-----------------------------------|----------------------------|--------------------------------|--------------------|
| Напряжение, кгс/мм ² : | | | |
| сжимающее | 3,0 | 8,5 | 12,0 |
| растягивающее | 2,0 | 6,6 | 8,0 |

Наибольшие остаточные напряжения образуются в стали, наименьшие — в сером чугуне.

§ 39. Качество и надежность отливки

Под качеством изделия или материала понимают соответствие его контролируемых характеристик определенным нормам, указанным в технических документах.

Качество литого металла определяется по его механическим свойствам; кроме того, в отдельных случаях применяются дополнительные методы контроля: оценка структуры, испытание устойчивости против коррозии и др. Отклонения от технических требований рассматриваются как дефекты отливок или металла.

Механические свойства литейных сплавов определяют на образцах, вырезаемых из пробных брусков или отлитых отдельно. Такой вид проверки позволяет контролировать правильность технологии проведения плавки, химического состава сплава и режима термической обработки. Конструкции пробных брусков и образцов, а также технология их изготовления нормализуется и выбирается таким образом, чтобы имелись наиболее благоприятные условия для их кристаллизации и питания. Механические свойства металла, полученные на испытываемых образцах, вырезаемых из отливок, могут существенно отличаться (как правило, в худшую сторону) от свойств стандартных образцов.

Если не говорить о грубых нарушениях сплошности (шлаковые, газовые или усадочные раковины, трещины), то механические свойства сплава данного состава в отливке определяются развитием пористости и структурой.

На рис. 109 показаны зависимости предела прочности σ_b , относительного удлинения ψ и ударной вязкости a_k от пористости P для образцов, вырезанных из отливок, изготовленных из стали 40ХЛ и алюминиевого сплава АЛ4. Пористость резко снижает пластичность сплавов. Сталь при пористости 1,5—2% разрывается практически без удлинения; в алюминиевом сплаве такая же картина наблюдается при количестве газоусадочных пор более 25 шт./см². Пределы прочности сплавов также снижаются при увеличении пористости. При уровне пористости, вызывающем падение относительного удлинения до нуля, предел прочности снижается примерно вдвое. Ударная вязкость реагирует на развитие пористости слабо.

При построении зависимостей, приведенных на рис. 109, использовались данные о пористости, определенной непосредственно в образце или в той части отливки, из которой он вырезался. Данные, полученные на образцах, вырезаемых из зон осевой пористости, не учитывались, так как образцы обычно разрушались при изготовлении из-за большого количества дефектов. В реальных стенках отливок пористость распределена неравномерно; в то же время такая стенка противостоит разрушению как целая часть конструкции.

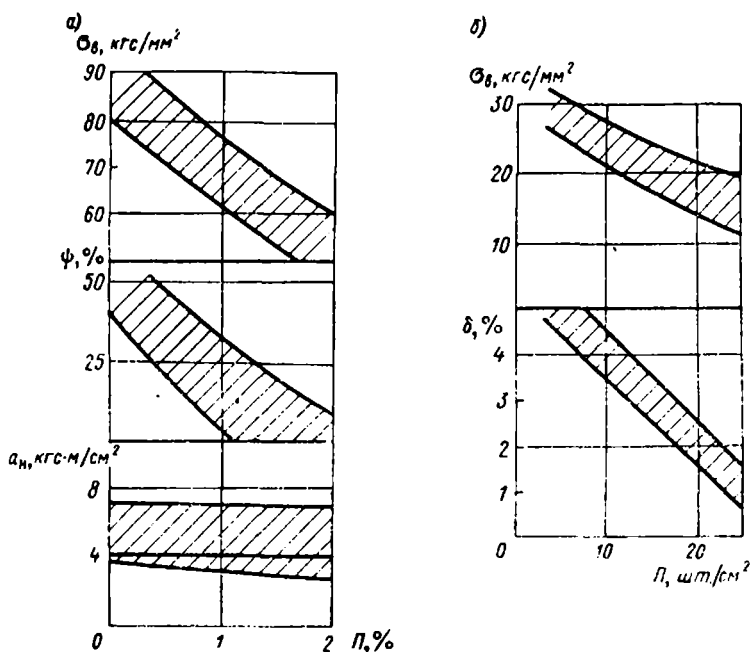


Рис. 109. Влияние пористости P на механические свойства стандартных образцов, вырезанных из отливок, изготовленных из стали 40ХЛ (а) и алюминиевого сплава АЛ4 (б)

На рис. 110 представлены зависимости отношения пределов прочности плоских образцов, вырезанных из стальных отливок, охватывающих все их сечение, и образцов, вырезанных из пробных стандартных брусков металла той же плавки, от пористости стенки отливки. Пористость в этом случае определялась для всего сечения и поэтому была значительно больше, чем на рис. 109. При общей пористости отливки 6% предел прочности всего сечения падает на 50% по сравнению со свойствами в пробном бруске, почти не имеющем пористости. При этом свойства в поверхностном слое отливки снижаются на 20%, а в осевой части — на 80%.

На рис. 111 показана зависимость механических свойств литой конструкционной стали от скорости затвердевания и объемной

доли неметаллических включений. Образцы вырезались из различных частей крупных и мелких отливок (пористость в образцах практически отсутствовала); содержание неметаллических включений определялось непосредственно на образцах. Образцы подвергались термической обработке в заготовках до шлифовки. Из рисунка видно, что повышение скорости затвердевания и степени чистоты металла существенно увеличивает пластичность, но меньше влияет на вязкость и еще меньше на прочность (за исключением сильно загрязненного металла). Эффективным является только значительное повышение скорости (по крайней мере, в несколько раз).

В табл. 32 показано влияние скорости затвердевания, выраженное через диаметр отливки, на механические свойства двух алюминиевых сплавов — АЛ12 (эвтектического типа, не модифициро-

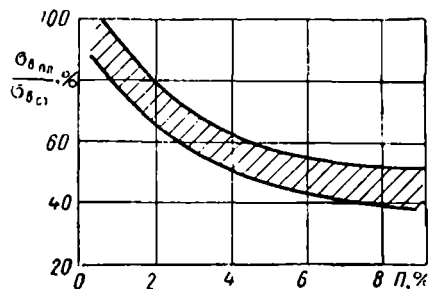


Рис. 110. Зависимость отношения пределов прочности плоских образцов $\sigma_{впл}$, охватывающих все сечения стенки отливки, и стандартных образцов $\sigma_{вст}$, вырезаемых из пробных брусков, от пористости стенок стальных отливок

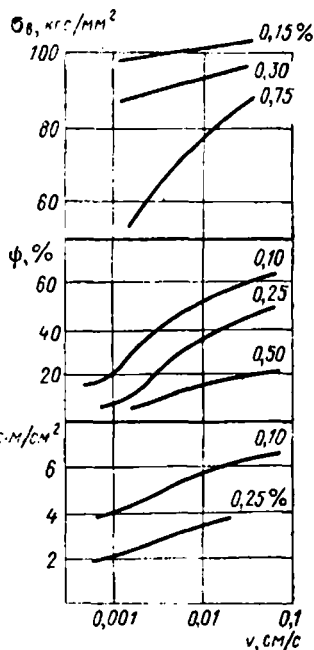


Рис. 111. Влияние скорости затвердевания и объемной доли неметаллических включений (%) на механические свойства стандартных образцов из стали 40ХЛ

ванного и модифицированного) и АЛ18 (типа твердого раствора после термической обработки, состоящей из закалки и старения). Из приведенных в таблице данных видно, что увеличение скорости затвердевания интенсивно увеличивает пластичность и менее интенсивно прочность. Весьма эффективным также оказывается воздействие модифицирования: в большей степени оно влияет на пластичность и в меньшей — на прочность. Таким образом, улучшение структуры, снижение пористости и загрязнений неметаллическими включениями являются эффективным средством улучшения механических свойств сплава в отливках.

**Влияние скорости затвердевания на механические свойства
алюминиевых сплавов**

| Диаметр отливки мм | Алюминиево-кремниевый сплав АЛ2 | | | | Алюминиево-магниевый сплав АЛ8, после термической обработки | |
|--------------------------|-------------------------------------|--------------|-------------------------------------|--------------|---|--------------|
| | немодифицированный | | модифицированный | | σ_B , кгс/мм ² | δ , % |
| | σ_B , кгс/мм ² | δ , % | σ_B , кгс/мм ² | δ , % | | |
| 15 | 13,5 | 5,5 | 18,2 | 15,1 | 28,6 | 9,3 |
| 30 | 13,0 | 2,4 | 17,8 | 12,8 | 18,8 | 4,3 |
| 45 | 12,1 | 1,7 | 17,0 | 9,7 | 18,1 | 4,0 |
| 60 | 11,2 | 1,5 | 15,9 | 7,4 | 17,2 | 2,7 |

Качество отливок должно обеспечиваться неуклонным выполнением указаний технологической документации, утверждаемой после проверки опытных отливок путем их разрезки и всесторонних испытаний, а также, если это возможно, натурных испытаний изделий.

В технических требованиях на изделия и материалы обычно устанавливается несколько групп по качеству, отвечающих различному уровню контролируемых характеристик и объему контроля. Повышение требований связано с применением более сложных технологических процессов, материалов и средств контроля, а следовательно, с увеличением затрат.

Одним из критериев качества отливок, который еще не получил распространения, но имеет большое практическое значение, является их **надежность**. Под надежностью изделия, материала или процесса понимается вероятность его безотказной работы в течение определенного времени.

Эксплуатационная надежность литой детали определяется вероятностью того, что в течение заданного времени в отливке не будут обнаружены дефекты, препятствующие ее дальнейшему применению. Общие исследования надежности разнообразных изделий выявили зависимость частоты отказов от времени эксплуатации (рис. 112). Очевидно, литые детали должны дать такую же зависимость. В начале эксплуатации выявляются не обнаруженные при контроле дефекты. Они могут вести к поломкам или неполадкам и требуют исправления или замены детали. Далее наступает период стабилизации. Со временем происходит частичное разрушение детали, связанное с износом, коррозией, усталост-

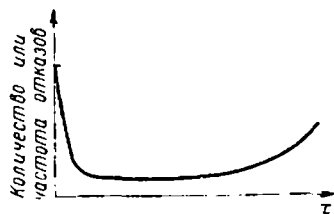


Рис. 112. Кривая надежности

ными явлениями, которые, в конце концов, выводят ее из строя. Количество отказов вновь увеличивается.

Гарантируемые свойства сплавов, указываемые в стандартах, всегда относятся к образцам, вырезаемым из пробных брусков, т. е. они существенно выше реальных свойств в отливках. Для того чтобы учесть это и некоторые другие обстоятельства, конструкторы при расчете деталей на прочность для обеспечения надежности вводят коэффициент запаса. Его выражают как произведение трех частных коэффициентов

$$n = n_1 n_2 n_3, \quad (6.1)$$

где n_1 — коэффициент, учитывающий неточности определения сил и напряжений, действующих в конструкции (расчетный запас); n_2 — коэффициент, учитывающий концентрацию напряжений, влияние шероховатости поверхности, абсолютные размеры конструкции (конструктивный запас); n_3 — коэффициент, учитывающий особенности материала и технологию изготовления деталей, в особенности неоднородность механических свойств (технологический запас).

Для технологического запаса прочности n_3 в машиностроении обычно рекомендуются величины 1,5—2,2. Исследования технологических характеристик, степени развития различных дефектов и механических свойств сплавов в типичных узлах отливок позволяют рекомендовать конкретные величины технологического запаса прочности в литых деталях.

Существенное влияние на обеспечение качества и надежности отливки, а также на экономичность производства оказывает технологичность детали. Под технологичностью отливки понимается совокупность конструктивных решений, обеспечивающих легкость достижения заданных показателей качества.

М. Скорбинский предложил следующие общие формулы, оценивающие трудозатраты на получение отливок:

$$\tau_n = \tau_1 n^x; \quad (6.2)$$

$$\frac{\tau}{T} = \left(\frac{G}{g}\right)^y, \quad (6.3)$$

где τ_n — время изготовления изделия при количестве в партии n шт.; τ_1 — время изготовления одной детали при исходном количестве изделий; τ и T — время, необходимое для изготовления изделий массой g и G соответственно; x , y — эмпирические коэффициенты ($x = 1/3 \div 1/4$, $y = 2/3 \div 3/4$).

Комбинируя выражения (6.2) и (6.3) и принимая $x = 1/3$ и $y = 2/3$, можно получить

$$\tau = A \sqrt[3]{\frac{G^2}{n}}, \quad (6.4)$$

где τ — затраты времени на изготовление одной отливки при числе отливок в партии n и массе отливок G ; A — коэффициент пропорциональности, определяющий затраты времени на изготовление типичной отливки в данных условиях (величина A является показателем уровня технологичности отливки).

§ 40. Выбор состава литейного сплава

В технике металлом называют простое тело, обладающее металлическими свойствами, т. е. высокой электро- и теплопроводностью, и металлическим блеском, отвечающее определенным техническим требованиям по содержанию примесей.

Сплавом называют смесь двух или более простых тел, отвечающую по содержанию основных элементов и примесей определенным техническим требованиям. В зависимости от метода получения заготовок из сплавов их разделяют на литейные и деформируемые.

В состав сплава входят: основа, легирующие добавки и примеси. Основой сплава является металл, обычно один, определяющий его важнейшие рабочие свойства и стоимость. В отдельных случаях сплавы имеют две основы (например, баббиты); встречаются сплавы, имеющие три основы (например, легкоплавкие эвтектики).

Легирующие добавки — это элементы, вводимые в сплав с целью управления его рабочими или технологическими свойствами.

Примеси — это небольшие количества элементов, случайно попадающие в сплав из руды, топлива, атмосферы, шлаков. Примеси делятся на вредные, снижающие свойства сплава, ограничиваемые технологическими условиями, остаточные, представляемые легирующими добавками, попадающими в сплав при переплавке отходов, нейтральные, не оказывающие влияния на свойства и поэтому не контролируемые.

В настоящее время ГОСТами предусмотрено около 200 литейных сплавов. Кроме того, около 400 литейных сплавов изготавливаются по различным техническим условиям. Современная научно-техническая революция требует увеличения выпуска новых материалов, в том числе литейных сплавов, со все более высоким уровнем и разнообразием свойств. Общее количество сплавов всех типов быстро растет.

Методика разработки новых сплавов с заранее заданными или оптимальными свойствами явилась новой ветвью общего и литейного металловедения, получившей название синтеза сплавов. Синтез конкретного сплава производится по следующей схеме:

1) формулирование технических требований, определяющих главное свойство сплава, которое должно достигать наибольшего или оптимального значения, и ограничений,

указывающих предельные допустимые значения менее важных свойств или качественные пожелания об их уровне;

2) выбор основ сплавов, обычно уже определяемый в технических требованиях;

3) выбор ряда легирующих добавок, могущих повышать контролируемые рабочие свойства и приемлемых по экономическим показателям, а также определение вредных примесей, которые могут присутствовать в сплаве;

4) оценка влияния легирующих элементов на технологические характеристики, которые необходимо учитывать при окончательном выборе состава сплава;

5) выбор легирующего комплекса, т. е. группы легирующих элементов из намеченного ряда, которые целесообразно вводить совместно;

6) выбор конкретного состава сплава и режима его термической обработки. Проверка сплава в лабораторных и производственных условиях и окончательная корректировка его состава.

Выбор основы сплава определяется, прежде всего, условиями работы изделия. Второй фактор, который необходимо учитывать при решении этой задачи, — экономический.

В табл. 33 приведены некоторые данные об оптовых ценах на металлы и неметаллы при той степени чистоты, с которой они применяются при изготовлении сплавов.

В качестве примера рассмотрим задачу выбора наиболее дешевой основы конструкционного сплава, которая в чистом виде обеспечивала бы предел прочности не менее 1 кгс/мм^2 и относительное удлинение не менее 5%. Из 104 химических элементов требование по прочности удовлетворяет примерно 80; из их числа требование по пластичности удовлетворяет 49; из их числа 24 весьма дороги. Распределение 25 простых тел, отвечающих вышеуказанным требованиям, представлено в табл. 34. Как и следовало ожидать, наиболее дешевой основой сплава оказалось железо. Остальные металлы могут применяться в качестве основы сплава только в тех случаях, когда по рабочим свойствам они превосходят железо. Например, для транспортных устройств требуется легкость, поэтому для их изготовления во многих случаях будут целесообразны сплавы на основе алюминия, магния, титана. Для изделий, работающих при высоких температурах, потребуются тугоплавкие и жаростойкие материалы: никель, хром, молибден и т. д.

Выбор ряда легирующих элементов производится по двойным диаграммам состояния основа сплава — элемент. К настоящему времени для главных основ сплава имеющиеся диаграммы состояния систематизированы и сделаны прогнозы параметров неизученных систем для их начальных участков. Совокупность двойных диаграмм состояния данной основы сплава с остальными элементами периодической системы Менделеева предложено называть метасистемами (сверхсистемами).

Оптовые цены на металлы и неметаллы

| Химический символ | Цена руб./кг | Область применения | Химический символ | Цена руб./кг | Область применения |
|-------------------|--------------|--|-------------------|--------------|--|
| Fe | 0,16 | Преобладающие основы сплавов | W | 12,6 | Легирующие добавки, примеси и редко применяемые элементы |
| Al | 0,63 | | Bi | 19 | |
| Cu | 0,83 | | Mo | 18,4 | |
| Zn | 0,26 | Редко применяемые основы сплавов | Zr | 25 | |
| Pb | 0,67 | | Be | 25,5 | |
| Mg | 0,76 | | V | 30 | |
| Ti | 2,90 | | Ag | 35 | |
| Ni | 4,05 | | Li | 45,5 | |
| Sn | 10,50 | | V | 50 | |
| Co | 26,80 | | Ce | 55 | |
| C | 0,02 | Легирующие добавки, примеси и редко применяемые элементы | Nb | 60 | |
| Si | 0,50 | | B | 85 | |
| Na | 0,90 | | Th | 100 | |
| Mn | 1,06 | | Au | 1 000 | |
| Sb | 2,30 | | Re | 1 200 | |
| Cr | 3,62 | | Pn | 25 000 | |

Таблица 34

Распределение основ конструкционных сплавов по ценам

| Номер класса | Цена руб./кг | Основы сплавов | Число простых тел в классе |
|--------------|--------------|---|----------------------------|
| I | 1000—100 | Li, Co, V, Sr, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ba, La, Ce, W, Bi, Th, V | 16 |
| II | 100—10 | Ti, Ni | 2 |
| III | 10—1 | Mg, Al, Cu, Zn, Sn, Pb | 6 |
| IV | 1—0,1 | Fe | 1 |

В пределах метасистемы существуют зависимости между параметрами диаграмм состояния и рабочими и технологическими свойствами сплава, позволяющие выбирать ряды легирующих элементов.

На рис. 113 показана схема зависимости между двойной диаграммой состояния и механическими свойствами сплава. На участке концентраций ge характеристики прочности всегда возрастают; в его пределах термическая обработка не оказывает влияния на свойства. На участке концентраций eh прочность продолжает расти, однако на нее может воздействовать термическая обработка. Закалка фиксирует в сплаве структуру высокотемпературной фазы и свойства

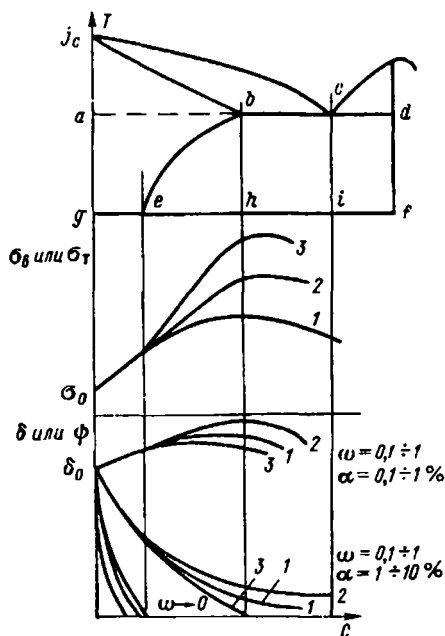


Рис. 113. Связь механических свойств сплава с диаграммой состояния:

1 — медленное охлаждение; 2 — закалка; 3 — закалка и старение

происходит с выделением грубых включений и прочность лишь незначительно возрастает при увеличении концентрации добавки.

Пластичность сплава зависит не только от концентрации, но и от распределения добавки в структуре, определяемой величиной коэффициента распределения при первичной кристаллизации ω .

Если коэффициент распределения очень мал, то добавка концентрируется по границам зерен и характеристики пластичности падают до нуля уже при малых концентрациях добавки. При средних величинах коэффициента распределения (0,1—1%) характеристики пластичности обычно умеренно снижаются с увеличением концентрации добавки: интенсивнее всего после закалки и

плавно возрастают до предела растворимости — точка h . При проведении старения после закалки происходит выделение новой фазы в виде дисперсных частиц, которое вызывает упрочнение, достигающее максимума также на пределе растворимости или при несколько большей концентрации добавки.

Воздействие закалки и старения тем сильнее, чем больше искривлена линия предельной растворимости на диаграмме состояния eb . Если эта линия вертикальная прямая, термическая обработка не дает эффекта. Склонность сплава к упрочнению при термической обработке можно оценить отношением отрезков bd к cf . Чем оно меньше, тем эффективнее термическая обработка. Наконец, при медленном охлаждении распад высокотемпературной фазы

старения, менее интенсивно после одной закалки и еще менее интенсивно при медленном охлаждении. Однако для некоторых добавок при коэффициенте распределения, близком к единице, пластичность растет одновременно с прочностью, достигая максимума на пределе растворимости. Возможны также промежуточные случаи.

Таким образом, из начального участка любой двойной диаграммы состояния основа сплава — добавка можно извлечь четыре важнейших безразмерных критерия, характеризующих ее влияние на свойства сплава: α — предельная растворимость при температуре эвтектики или перитектики (отрезок ab или gi), ат. %; ω — коэффициент распределения, определяемый на уровне эвтектики или перитектики (ab/bc), ат. %; γ — коэффициент термической обработки (bd/ef), ат. %; τ — коэффициент относительной температуры эвтектики (ga/gi).

Если рассматривать свойства сплавов при концентрации, соответствующей пределу растворимости добавки), и брать их в закаленном состоянии, то можно получить зависимости этих свойств от указанных критериев для всей данной метасистемы независимо от положения отдельных элементов в периодической системе Менделеева. На рис. 114 показана схема зависимости предела прочности σ_{np} и относительного удлинения δ_p на пределе растворимости от критериев α и ω . Предел прочности сплава при таком подходе зависит только от величины предельной растворимости. Характеристики пластичности зависят от комбинации критериев α и ω . При малой величине коэффициента распределения пластичность резко снижается и соответствующая добавка должна рассматриваться как вредная примесь.

При коэффициенте распределения, близком к единице, и небольших растворимостях порядка десятых долей процента пластичность достигает максимума, а дальше падает. При таком же коэффициенте распределения и больших растворимостях пластичность в широком диапазоне их значений остается постоянной, но при растворимостях свыше 10% падает.

Таким образом, для данной метасистемы можно построить диаграмму в координатах α — ω , где каждому элементу добавки будет соответствовать определенная точка.

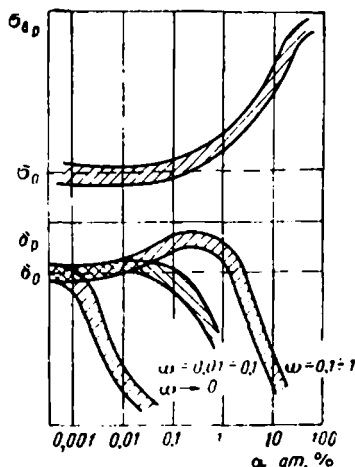


Рис. 114. Связь механических свойств двойных сплавов на пределе растворимости с критериями диаграмм состояния с данной основой

На рис. 115 дан пример такой диаграммы для алюминия. В такой диаграмме можно выделить четыре поля:

I — основные легирующие добавки, характеризующиеся сочетанием высоких значений α и $\omega \rightarrow 1$;

II — вспомогательные легирующие добавки, характеризующиеся умеренным значением α при $\omega \rightarrow 1$. К этой группе относятся элементы, способные повышать пластичность, и часто модификаторы;

III — нейтральные элементы, характеризующиеся очень малой растворимостью;

IV — вредные примеси, характеризующиеся $\omega \rightarrow 0$ при средних и малых значениях α .

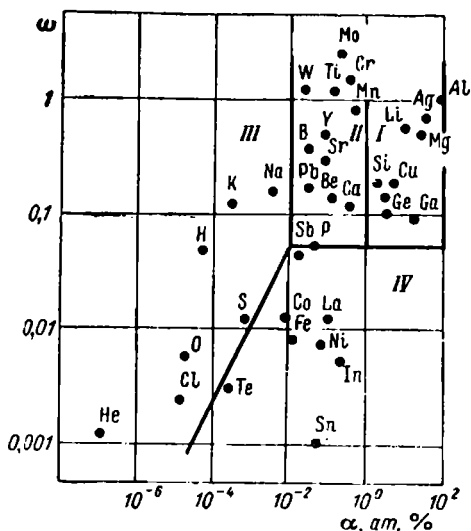


Рис. 115. Диаграмма (α — ω) отсеивания добавок и примесей по критериям диаграмм состояния для конструктивных сплавов алюминия

Таким образом, по метасистеме диаграмм данной основы сплава можно выбрать легирующие элементы, повышающие свойства сплавов, и определить вредные примеси.

Кроме того, необходимо произвести отсеивание выявленных легирующих элементов по их цене. На рис. 116 представлено распределение легирующих элементов для алюминия в координатах цена C — предельная растворимость α . Очевидно, чем меньше растворимость добавки и чем в меньших количествах она вводится в сплав, тем дороже она может быть. Наклонная линия разделяет легирующие элементы на экономически целесообразные, лежащие выше ее, и элементы экономически нецелесообразные, образующие ряд легирующих добавок. Удорожание сплава при введении таких добавок окупается повышением его свойств (в данном случае прочности).

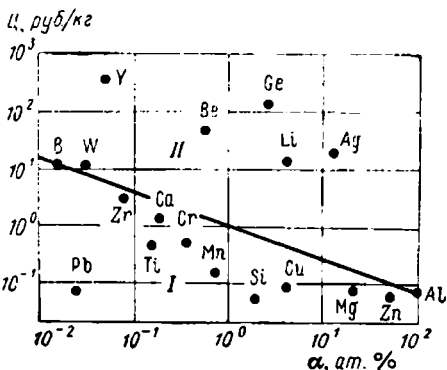


Рис. 116. Диаграмма (α — C) отсеивания добавок по экономическим показателям:

I — экономически целесообразные; *II* — экономически нецелесообразные добавки

легирующих добавок. Удорожание сплава при введении таких добавок окупается повышением его свойств (в данном случае прочности).

Легирующие добавки вводятся, прежде всего, с целью регулирования рабочих свойств, однако оказывают влияние и на литейные свойства (чаще отрицательное, чем положительное).

На рис. 117 приведены схемы связей важнейших литейных свойств: жидкотекучести Λ , усадки α и склонности к горячим трещинам с диаграммой состояния. Из сопоставления диаграмм, приведенных на рис. 113 и 117, следует, что сплавы, лежащие вблизи предела растворимости, наряду с наилучшими механическими свойствами, имеют наихудшие литейные свойства: низкую жидкотекучесть, склонность к развитию пористости и трещинам. Это, естественно, усложняет и удорожает изготовление таких отливок и требует тщательного контроля за обеспечением надежности литых деталей. У сплавов, лежащих при эвтектических концентрациях добавки, будут наилучшими литейные свойства, благодаря которым можно получить отливки по упрощенным и более дешевым технологическим процессам с наименьшим количеством дефектов. Однако для таких сплавов характерны низкая пластичность и невысокая прочность. Сравнительно хорошими литейными свойствами и высокой пластичностью обладают сплавы, содержащие малое количество добавки, но прочность их довольно низка. Наконец, сплавы, лежащие между эвтектической концентрацией и пределом растворимости, сочетают удовлетворительные литейные свойства со средними характеристиками механических свойств. В зависимости от характера работы изделия и технических требований выбираются литейные сплавы, относящиеся к той или иной группе.

Для оценки влияния различных легирующих добавок на литейные свойства данной основы, последние также необходимо отнести к концентрации, соответствующей пределу растворимости, и сопоставлять с безразмерными критериями диаграмм состояния данной метасистемы.

На рис. 118, а дана схема зависимости практической жидкотекучести на пределе растворимости от самой величины растворимости и характеристик окислов, которые образует данная добавка. Естественно, что при увеличении растворимости разность температур между ликвидусом на пределе растворимости и некоторой постоянной температурой заливки будет возрастать. Следовательно,

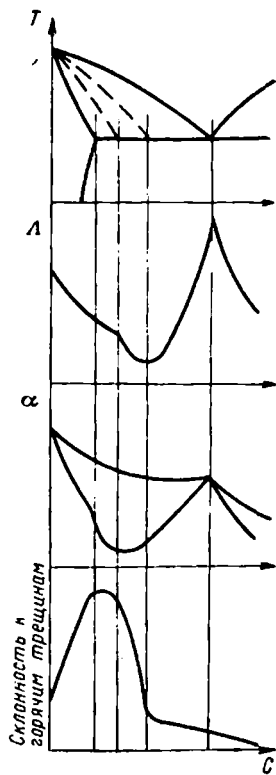


Рис. 117. Связь литейных свойств сплавов с диаграммами состояния

должна расти жидкотекучесть сплава. Так и происходит при условии, что добавка не образует пленок устойчивых окислов (ветвь 1). Однако если добавка образует прочные пленки окислов (например, алюминий, хром, титан в любых сплавах), жидкотекучесть падает при увеличении их концентрации несмотря на повышение перегрева (ветвь 2).

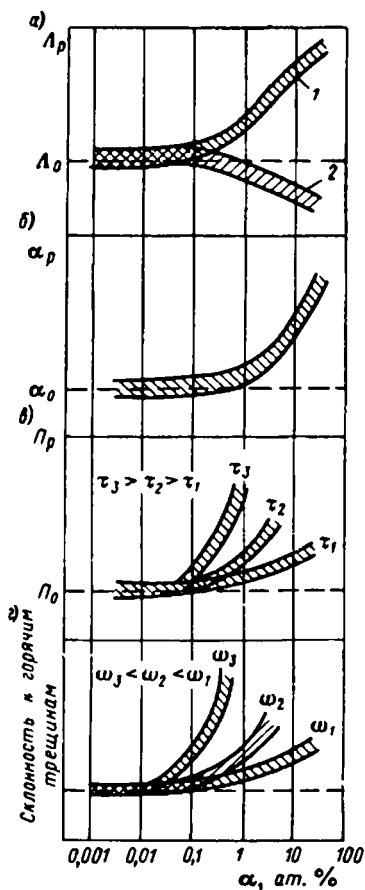


Рис. 118. Связь литейных свойств двойных сплавов на пределе растворимости с критериями диаграмм состояния данной метасистемы

На рис. 118, б дана схема зависимости общего содержания усадочных пустот, а на рис. 118, в — объема пористости на пределе растворимости от самой растворимости и относительной величины падения температуры эвтектики, по отношению к температуре плавления основы сплава t . В данном случае величину следует определять по шкале температур Кельвина, т. е. считать их от абсолютного нуля. Критерий τ характеризует величину интервала кристаллизации системы. Как видно из рис. 118, б, общий объем пор растет при увеличении растворимости, а следовательно, и концентрации на пределе растворимости любой добавки. Объем пор, кроме того, зависит от критерия τ . Чем он больше, тем, при той же растворимости, больше интервал кристаллизации. Эти положения вполне согласуются с имеющимися представлениями о закономерностях развития усадочных пустот.

Наконец, на рис. 118, г приведена схема зависимости склонности сплава к горячим трещинам при концентрации добавки на пределе растворимости от величины растворимости и коэффициента распределения. Чем больше растворимость и меньше коэффициент распределения, тем ниже пластичность сплава вблизи температуры солидус, где эти трещины образуются.

По диаграммам (рис. 118) можно оценить влияние легирующих добавок на литейные свойства. Эти данные необходимо учитывать при окончательной компоновке легирующего комплекса сплава. В современных сплавах (особенно специального назначения) все шире применяется комплексное легирование.

При выборе легирующего комплекса необходимо учитывать следующие положения:

1) необходимость удовлетворения нескольких, часто противоречивых, требований к сплаву. Учитывая, что для каждого свойства образуется свой ряд или последовательность легирующих элементов, их приходится вводить совместно;

2) целесообразность введения в сплав добавок, ослабляющих отрицательное влияние на его свойства вредных примесей, которые трудно удалить, а также ослабление отрицательных эффектов некоторых легирующих элементов, введение которых необходимо для обеспечения высокого уровня рабочих свойств;

3) возможность повысить эффективность легирования при комплексном введении добавок в тех случаях, когда их суммарное полезное влияние на главное свойство сплава больше, чем сумма влияний тех же элементов, вводимых по отдельности. Такое явление обычно наблюдается при образовании добавкой сложных промежуточных фаз.

После определения легирующего комплекса выбирается конкретный состав сплава с определенными концентрациями каждой легирующей добавки и допусков на них, а также назначаются предельные допустимые концентрации вредных примесей.

Выбор легирующего комплекса и состава сплава производится в настоящее время путем проведения активных экспериментов, планы которых строятся, а обработка результатов производится на основе специальных математических теорий и с привлечением ЭВМ. В результате создаются сплавы с оптимальными свойствами.

Литейные сплавы, так же как и деформируемые, непрерывно совершенствуются. В их развитии можно проследить следующие тенденции.

1. Общее увеличение количества. Число создаваемых вновь сплавов растет гораздо быстрее, чем сокращается число выходящих из употребления. Одним из проявлений научно-технической революции является рост числа применяемых сплавов. До конца 60-х годов темп их роста был настолько велик, что число их, например стандартизованных алюминиевых сплавов и легированных сталей, удваивалось в каждые 12—15 лет. За последнее время наблюдается некоторое снижение темпа этого роста.

2. Повышение уровня и увеличение разнообразия требований к рабочим свойствам сплавов. Например, наиболее высокие прочностные характеристики, обеспечиваемые в алюминиевых сплавах и чугунах, возросли с начала века до настоящего времени примерно в десять раз. Это определяется все более напряженной и многообразной нагрузкой, которую получают материалы в современной технике. Увеличение механических свойств литейных сплавов является одним из важных путей снижения материалоемкости машин и сооружений.

3. Повышение технологических (литейных) свойств сплавов. Высокие технологические свойства обеспечивают простоту и

дешевизну изготовления, а также увеличение надежности литых деталей. К сожалению, стремление к улучшению литейных свойств наталкивается на противоречие, связанное с их резким снижением в сложных сплавах, требуемых новейшей техникой.

4. Привлечение новых элементов в качестве основ и легирующих добавок сплавов. Наиболее древними были литейные сплавы на основе золота и меди. В XIV в. к ним присоединились чугуны. Освоение литья из легированных сталей, алюминиевых, а затем и магниевых сплавов произошло в первой четверти XX в. В 50-е годы этого столетия началось освоение литья из тугоплавких сплавов на основе титана, молибдена, вольфрама. В настоящее время освоено производство большинства элементов периодической системы Менделеева, а в случае надобности может быть освоено производство любого из еще неосвоенных. Современная литейная техника позволяет получить отливки из сплава на любой основе и с любыми легирующими добавками. Единственным, но основным препятствием дальнейшего расширения числа элементов, участвующих в сплавах, является их стоимость, резко возрастающая для редких элементов.

5. Усложнение легирующих комплексов. Если в начале XX в. в сплавы вводилось по одной легирующей добавке, то в сплавы, созданные в 30-е годы, их вводили две-три, а в современные сплавы не редко вводятся четыре—семь добавок.

Возможности повышения свойств за счет изыскания новых и все более сложных комбинаций элементов, вводимых в сплавы, далеко не исчерпаны. По-видимому, в комплексном легировании, наряду с термической обработкой, заключен наиболее важный резерв повышения свойств сплавов в ближайшем будущем.

Основным направлением развития литейного производства, как указано в решениях XXV съезда КПСС, является повышение его эффективности и качества отливок.

В книге были рассмотрены основные процессы формирования отливок и методы управления ими. В настоящее время имеются научное обоснование технологических мероприятий и возможность расчета технологических элементов, обеспечивающих решение тактических задач получения литых заготовок требуемого качества. Однако пока остается открытым вопрос о стратегии проектирования технологического процесса, который обеспечил бы получение отливки заданного качества при минимальных затратах. Решение этой задачи требует системного подхода, привлечения современной вычислительной техники и является делом ближайшего будущего.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

К главе 1

1. Петриченко А. М. Книга о литье. Киев, «Техника», 1972. 282 с.
2. Рубцов Н. Н. История литейного производства в СССР. М., Машгиз, 1962. 288 с.

К главе 2

1. Гидродинамика расплавленных металлов. — «Труды первого совещания по теории литейных процессов». М., Изд-во АН СССР, 1958. 260 с.
2. Корольков А. М. Литейные свойства металлов и сплавов. М., «Наука», 1967. 200 с.
3. Литейные свойства металлов и сплавов. — «Труды XI совещания по теории литейных процессов». М., «Наука», 1967. 268 с.
4. Магницкий О. Н. Литейные свойства титановых сплавов. Л., «Машиностроение», 1968. 120 с.
5. Рабинович Б. В. Введение в литейную гидравлику. М., «Машиностроение», 1966. 424 с.

К главе 3

1. Газы в литом металле. М., «Наука», 1964. 264 с.
2. Кристаллизация металлов. — «Труды четвертого совещания по теории литейных процессов». М., Изд-во АН СССР, 1960. 326 с.
3. Новиков И. И., Золотаревский В. С. Дендритная ликвация в сплавах. М., «Наука», 1966. 156 с.
4. Чалмерс Б. Теория затвердевания. М., «Металлургия», 1968. 288 с.

К главе 4

1. Вейник А. И. Теория затвердевания отливок. М., Машгиз, 1960. 436 с.
2. Затвердевание металлов. — «Труды второго совещания по теории литейных процессов». М., Машгиз, 1958. 534 с.
3. Раддл Р. У. Затвердевание отливок. М., Машгиз, 1960. 392 с.
4. Тепловые процессы в отливках и формах. — «Труды XV совещания по теории литейных процессов». М., «Наука», 1972. 184 с.
5. Хворинюв Н. И. Кристаллизация и неоднородность стали. М., Машгиз, 1958. 392 с.

К главе 5

1. Коцюбинский О. Ю. Коробление чугунных отливок от остаточных напряжений. М., «Машиностроение», 1965. 176 с.
2. Новиков И. И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М., «Наука», 1966. 300 с.
3. Усадочные процессы в металлах. — «Труды третьего совещания по теории литейных процессов». М., Изд-во АН СССР, 1960. 284 с.

1. Основы образования литейных сплавов. — «Труды XIV совещания по теории литейных процессов». М., «Наука», 1970. 376 с.
2. Свойства сплавов в отливках. — «Труды XVII совещания по теории литейных процессов». М., «Наука», 1975. 196 с.

К о в с е м г л а в а м

1. Балаиди Г. Ф. Формирование кристаллического строения отливок. М., «Машиностроение», 1973. 287 с.
 2. Берг П. П. Формовочные материалы. М., Машгиз, 1963. 408 с.
 3. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. М.—Л., «Машиностроение», 1966. 562 с.
 4. Вопросы и теории литейных процессов. М., Машгиз, 1960. 694 с.
 5. Гуляев Б. Б. Литейные процессы. М.—Л., Машгиз, 1960. 416 с.
 6. Литейное производство. Под ред. И. Б. Куманина. М., «Машиностроение», 1971. 320 с.
 7. Нехендзи Ю. А. Стальное литье. М., Metallurgizdat, 1948. 766 с.
 8. Оболенцев Ф. Д. Качество литых поверхностей. М.—Л., Машгиз, 1961. 183 с.
 9. Пржибыл И. Теория литейных процессов. М., «Мир», 1967. 328 с.
 10. Рубцов Н. Н. Специальные виды литья. М., Машгиз, 1955. 331 с.
 11. Рыжиков А. А. Теоретические основы литейного производства. Москва—Свердловск, Машгиз, 1961. 446 с.
 12. Рыжиков А. А. Технологические основы литейного производства. М., Машгиз, 1962. 527 с.
 13. Спасский А. Г. Основы литейного производства. М., Metallurgizdat, 1950. 318 с.
 14. Чернов Д. К. Наука о металлах. Под ред. акад. Н. Т. Гудцова. М.—Л., Metallurgizdat, 1950. 563 с.
-

ОГЛАВЛЕНИЕ

| | |
|---|-----------|
| Предисловие | 3 |
| Глава 1. Литейные процессы и особенности перехода металла из жидкого состояния в твердое | 5 |
| § 1. Возникновение и задачи теории литейных процессов | — |
| § 2. Основные особенности перехода металла из жидкого состояния в твердое | 7 |
| Глава 2. Гидравлические процессы | 11 |
| § 3. Классификация способов заливки форм и типов литниковых систем | — |
| § 4. Свойства расплавленных металлов как жидкостей | 14 |
| § 5. Структура потоков жидких металлов | 18 |
| § 6. Расчет истечения металла из ковша и заполнения формы | 21 |
| § 7. Движение неметаллических частиц в потоке сплава и их задержание | 27 |
| § 8. Охлаждение металла при разливке | 33 |
| § 9. Жидкотекучесть сплавов | 36 |
| § 10. Заполняемость форм | 43 |
| § 11. Проектирование и расчет литниковых систем | 45 |
| Глава 3. Кристаллизационные процессы | 54 |
| § 12. Предкристаллизационное состояние расплавленных металлов и сплавов | — |
| § 13. Термодинамическая теория кристаллизации | 57 |
| § 14. Формирование структуры металла | 64 |
| § 15. Типы кристаллических структур сплавов в отливках | 70 |
| § 16. Расчет распределения примеси в структуре; дендритная ликвация | 73 |
| § 17. Неметаллические включения | 82 |
| § 18. Газы | 86 |
| § 19. Зональная ликвация в отливках | 89 |
| § 20. Регулирование кристаллизационных процессов | 93 |
| Глава 4. Тепловые процессы | 97 |
| § 21. Методы исследования затвердевания отливок и классификация литейных форм | — |
| § 22. Тепловые свойства литейных сплавов и материалов форм | 101 |
| § 23. Строение области затвердевания | 105 |
| § 24. Расчет затвердевания полупространства | 109 |
| § 25. Влияние конфигурации отливки и технологических факторов на затвердевание | 116 |
| | 213 |

| | |
|---|------------|
| § 26. Инженерные методы расчета затвердевания отливок | 121 |
| § 27. Охлаждение отливки в форме | 129 |
| § 28. Взаимодействие отливки с формой | 131 |
| § 29. Регулирование тепловых процессов | 138 |
| Глава 5. Усадочные процессы | 144 |
| § 30. Физическая природа усадки | — |
| § 31. Усадочная пористость | 148 |
| § 32. Расчет усадочных раковин в цилиндрических отливках | 154 |
| § 33. Влияние технологических факторов и состава сплава на формирование усадочных раковин. Прибыли и их классификация | 158 |
| § 34. Инженерные методы расчета усадочных раковин и прибылей | 164 |
| § 35. Регулирование работы прибылей и организация питания | 171 |
| § 36. Усадочные деформации | 174 |
| § 37. Трещины | 180 |
| § 38. Временные и остаточные напряжения | 188 |
| Глава 6. Качество отливки и выбор состава сплава | 196 |
| § 39. Качество и надежность отливки | — |
| § 40. Выбор состава литейного сплава | 201 |
| Список литературы | 211 |

Борис Борисович ГУЛЯЕВ

**ТЕОРИЯ
ЛИТЕЙНЫХ
ПРОЦЕССОВ**

Редакторы издательства *Л. И. Вожик* и *В. И. Калганова*
Технический редактор *Т. П. Малашкина*
Корректор *Н. Б. Семенова*

Сдано в производство 25/XII 1975 г.

Подписано к печати 29/IV 1976 г. М-22238.

Формат бумаги 60×90 ¹/₁₆. Бумага типографская № 2.

Печ. л. 13,5. Уч.-изд. л. 13,7. Тираж 10 000 экз.

Зак. № 729. Цена 59 коп.

Ленинградское отделение
издательства «МАШИНОСТРОЕНИЕ»
191065, Ленинград, Д-65, ул. Дзержинского, 10

Ленинградская типография № 6 Союзполиграфпрома
при Государственном комитете Совета Министров СССР
по делам издательств, полиграфии и книжной торговли
193144, Ленинград, С-144, ул. Монсеенко, 10