

И. Б. Куманин

**Вопросы
теории
литейных
процессов**

И. Б. Куманин

ВОПРОСЫ ТЕОРИИ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ

*Формирование отливок в процессе
затвердевания и охлаждения сплава*

Допущено

*Министерством высшего и среднего специального образования СССР
в качестве учебного пособия для студентов вузов,
обучающихся по специальности
„Литейное производство черных и цветных металлов“*



Москва «Машиностроение» 1976

6П4.1

К90

УДК 621.74.001.1 (075.8)

Рецензенты: Кафедра «Литейное производство» Уральского политехнического института им. С. М. Кирова и д-р техн. наук проф. Н. Г. Гиришович.

Куманин И. Б.

К90 Вопросы теории литейных процессов. Формирование отливок в процессе затвердевания и охлаждения сплава. Учебное пособие для металлургических вузов и факультетов. М., «Машиностроение», 1976.

216 с. с ил.

В учебном пособии изложены вопросы кристаллизации сплава в условиях переменной скорости отвода теплоты, образования в отливке зон с различной кристаллической структурой, теплообмена между металлом и литейной формой. Рассмотрены условия возникновения и развития химической неоднородности сплава по сечению отливки, развития в отливках усадочных раковин и пор, возникновения газовых дефектов, трещин, образования на поверхности металла пригарных корок. Изложены основы для научно-аргументированного назначения параметров технологического процесса производства отливок.

К $\frac{31204-066}{038 (01)-76}$ 066-76

6П4.1

Предисловие

Производство отливок — один из древнейших методов получения изделий с заданной конфигурацией. Сущность литейного производства заключается в получении металлического сплава в расплавленном жидком состоянии и в заливке его в заранее подготовленные формы.

Литьем получают почти половину деталей машин, многие изделия, используемые в строительстве, сельском хозяйстве, транспортных агрегатах, в быту, художественные изделия, в том числе произведения монументальной скульптуры и т. д.

При изготовлении отливок применяют самые различные сплавы на основе железа, меди, алюминия, магния, титана, цинка и других металлов. Некоторые сплавы, например чугуны, используют только в литейных цехах, так как вследствие хрупкости их нельзя подвергать ковке, штамповке и другим видам обработки давлением.

Многообразие сплавов, применяемых в литейном производстве, позволяет изготавливать изделия различного назначения: работающие под воздействием разных механических нагрузок; при высоких или низких температурах; отличающиеся высокой коррозионной стойкостью и не разрушающиеся при длительном контакте с кислотами и растворами солей и т. д.

Масса изготавливаемых промышленностью единичных отливок колеблется от нескольких граммов до многих сотен тонн.

В литейных цехах применяют разовые и многократно используемые формы. Заполнять формы можно под действием силы тяжести металла или внешних сил, создаваемых поршневым давлением, а также центробежных сил во вращающейся форме. В литейном производстве используют вакуум при приготовлении сплавов и при заливке их в форму.

В курсе «Теория литейных процессов» рассматривают общие закономерности, относящиеся ко всем видам литья, независимо от состава сплавов, типа форм и методов их заполнения. Специфические особенности конкретных технологических процессов изучают в курсах «Теория и технология литейных форм», «Чугунное литье», «Стальное литье», «Литье из цветных сплавов» и др.

Теория литейных процессов как наука находится в стадии становления.

Развитие любой теоретической дисциплины, относящейся к какой-либо технологии материального производства, возможно лишь при соблюдении определенных методологических требований. В основу дисциплины должны быть положены законы и представления, почерпнутые из основополагающих наук (физики, химии, физической химии). Эти законы и представления должны быть углубленно рассмотрены и развиты применительно к изучаемому курсу. При построении теории литейных процессов, например, надо учитывать, что в производстве, как правило, инженер имеет дело с нестационарными процессами и неравновесными системами. Углубленные и развитые представления фундаментальных наук должны быть систематизированы в единую логическую цепь, которая и придает составленной таким образом сумме закономерностей характер целостной науки.

Как и всякая теоретическая дисциплина, формулирующая научно-технические законы материального производства, теория литейных процессов должна содействовать научно обоснованному назначению параметров конкретных технологических процессов и прогнозированию результатов этих процессов.

В предлагаемой книге, написанной с учетом перечисленных методологических требований, использованы представления, разработанные в последнее десятилетие кафедрой «Технология литейных процессов» Московского института стали и сплавов.

Характерными особенностями этих представлений являются метод оценки состояния переохлажденной жидкости по относительной скорости выделения в ней твердой фазы, расчет температурного поля отливки, основывающийся на учете многостадийного характера ее охлаждения и затвердевания, объяснение дендритной кристаллизации, использование капиллярно-пористого тела как модели двухфазной области затвердевающей отливки, объяснение зональной ликвации движением жидкости внутри двухфазной области под действием капиллярного давления и др.

Развитие теории литейных процессов содействует улучшению качества и удешевлению отливок. Использование этой теории должно привести к тому, чтобы во многих случаях заданные структуры и свойства отливок получали без их термической обработки.

Первичная кристаллизация литых сплавов в условиях переменной скорости отвода теплоты от отливок

1. Общие условия кристаллизации сплавов в отливках

Расплавленный металлический сплав заливают в литейную форму при температуре, превышающей температуру начала его затвердевания. Перегрев сплава над температурой ликвидуса, а чистых металлов и эвтектических сплавов — над критической температурой затвердевания, обеспечивает заполнение литейной формы и воспроизведение в контурах отливки всех особенностей, характеризующих конфигурацию полости этой формы. При выборе температуры заливки сплава учитывают влияние перегрева на условия охлаждения и затвердевания отливки.

Сплав, залитый в литейную форму, постепенно охлаждается, претерпевает кристаллизацию и затем продолжает охлаждаться уже в твердом состоянии. Процессы охлаждения и затвердевания отливки происходят в результате перехода теплоты от сплава к литейной форме. Процесс теплопередачи начинается на поверхности контакта металла и формы и затем распространяется на глубинные части отливки. По мере того, как в той или иной части охлаждающейся отливки достигается температура, создающая условия для перехода жидкого сплава в твердое состояние, в соответствующем месте этой отливки начинается процесс кристаллизации, приводящий к формированию твердых кристаллов различных величин и форм. Химический состав отдельных частей каждого вырастающего кристалла, а также средний химический состав кристаллов, образовавшихся в местах, различно удаленных от поверхности отливки, как правило, не одинаков. Колебания химического состава в разных точках отливки определяются составом заливаемого сплава и условиями его охлаждения. Эти же факторы определяют некоторую разницу в плотности сплава в наружных и внутренних частях отливки.

Для исследования кинетики затвердевания отливок нужно использовать законы теории кристаллизации, учитывая при этом, что сам процесс кристаллизации протекает в изменяющемся температурном поле или, иными словами, сначала в быстро охлаждающихся наружных частях отливки, а затем в ее внутреннем ядре, охлаждающемся обычно с меньшей скоростью. В этих условиях

применение теории кристаллизации должно сопровождаться использованием законов теплопередачи. Очевидно, изменяя условия теплообмена между металлом и формой, можно влиять на ход процесса кристаллизации и тем самым воздействовать на кристаллическую структуру сплава в отливках.

Жидкий металл переходит в твердое состояние в соответствии с общими законами термодинамики. Во всякой изолированной системе самопроизвольно протекают те процессы, которые уменьшают избыток свободной энергии этой системы и увеличивают ее энтропию. Применительно к литейному производству для периода кристаллизации сплава под изолированной системой следует понимать сочетание расплава, формы и окружающей ее среды. В большинстве случаев, например при заливке сплава в разовые песчаные формы, из этого комплекса окружающую среду можно исключить. Действительно, при литье в разовые формы теплоотвод во внешнюю среду практически равен нулю, и эта внешняя среда не воздействует на процессы, происходящие в форме. Изолированная система в рассматриваемых случаях состоит из сплава, нагретого выше температуры плавления, и относительно холодной формы. При переходе теплоты от отливки к форме энтропия системы увеличивается, что соответствует охлаждению сплава и нагреву формы. Требования увеличения энтропии и уменьшения свободной энергии изолированной системы в целом не равнозначны требованию непрерывного уменьшения свободной энергии в отдельных элементах этой системы. При охлаждении сплав переходит из температурной области, где он находится в жидком состоянии, в температурную область, где он может быть только в твердом состоянии. Конечный результат процесса затвердевания сплава — уменьшение его свободной энергии. Однако начальная фаза процесса сопряжена не с уменьшением, а с увеличением свободной энергии сплава, что создает энергетический барьер при переходе жидкого металла в твердый; этот барьер обусловлен тем, что вначале создаются кристаллы малого объема, теплота кристаллизации которых недостаточна для компенсации работы создания новых поверхностей раздела, возникающих между начавшим расти кристаллом и окружающей его жидкостью. Увеличение свободной энергии сплава тем меньше, чем большее количество свободной энергии высвобождается при переходе единицы объема жидкого металла в твердое состояние.

2. Спонтанная кристаллизация сплава в отливках

Условия спонтанного возникновения зародышей твердых кристаллов рассмотрим на примере затвердевания металла, плавящегося при $T_{кр}$.

Изменение свободной энергии металла в жидком и твердом состояниях в зависимости от температуры показано на рис. 1.

При температурах, превышающих $T_{кр}$, свободная энергия твердого металла (кривая 1) выше свободной энергии металла, находящегося в жидком состоянии (кривая 2), поэтому при этих температурах он будет существовать в жидком виде. При температурах, меньших критической ($T_{кр}$), наоборот, меньшее значение свободной энергии соответствует твердой фазе.

При температуре $T_{кр}$ свободные энергии жидкого и твердого металлов равны между собой, и следовательно, металл может находиться в любом из этих агрегатных состояний.

Сделаем предположение, что при $T_{кр}$ жидкий металл однороден и в нем отсутствуют какие-либо твердые дисперсные частицы посторонних веществ; будем охлаждать этот металл до той температуры, при которой в нем начнется кристаллизация.

Процесс кристаллизации, если он протекает вокруг спонтанно (самопроизвольно) возникающих центров, должен состоять из стадии возникновения в жидкости зародышей кристаллов и стадии последующего развития этих зародышей.

Возникновение зародышей твердой фазы сопряжено с необходимостью создания поверхностей раздела на границе металл—жидкость, что требует совершения работы, величина которой для каждого кристалла

$$W = \sum_1^i \sigma_i a_i, \quad (1)$$

где i — число граней у возникающего кристалла; σ_i — поверхностная энергия граней 1, 2, 3, ..., i ; a_i — площадь поверхности граней 1, 2, 3, ..., i .

Наличие поверхностной энергии на гранях возникших кристаллов увеличивает свободную энергию жидкости по сравнению с величинами, указанными на кривой 1 рис. 1.

Одновременно в образовавшихся кристаллах будет снижаться свободная энергия сплава (уменьшение G при переходе с кривой 2 на кривую 1; $G_{тв} < G_{ж}$, см. рис. 1).

Суммарно эффект обоих факторов отразится на изменении свободной энергии 1 моля затвердевшего сплава ΔG следующим образом:

$$\Delta G = \sum a_i \sigma_i - V \frac{m}{M} (G_{тв} - G_{ж}), \quad (2)$$

$$\Delta G = \sum a_i \sigma_i - V \frac{m}{M} (G_{ж} - G_{тв}),$$

где V — объем кристалла; m — плотность кристаллизующегося вещества; M — молекулярная масса этого вещества; $G_{тв}$ — свободная энергия 1 моля твердого сплава при температуре кристал-

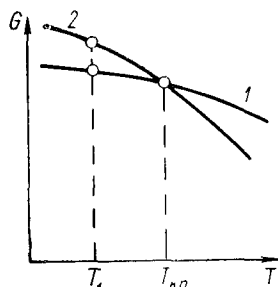


Рис. 1. Свободная энергия твердого 1 и жидкого 2 металла при изменении температуры

лизации; $G_{\text{ж}}$ — свободная энергия 1 моля жидкого сплава при той же температуре.

Применительно к кристаллам сферической формы получим

$$\Delta G = 4\pi r^2 \sigma - \frac{4}{3} \pi r^3 \frac{m}{M} (G_{\text{ж}} - G_{\text{ТВ}}). \quad (3)$$

Из (3) вытекает, что при $T < T_{\text{кр}}$ затрата энергии на образование поверхностей раздела между кристаллом и жидкостью возрастает пропорционально квадрату радиуса зародыша, а выделение энергии — пропорционально кубу радиуса этого зародыша. Указанное соответствует обобщенному закону Гиббса, сформулированному им еще в 1878 г. Гиббс показал, что зародыши любой новой фазы (в пересыщенных растворах, конденсирующихся парах, кристаллизующихся жидкостях и др.) становятся устойчивыми в окружающей их среде лишь после достижения ими некоторого минимального объема; развитие же их в первоначальный период, пока они имеют меньшие размеры, требует затраты энергии.

Анализ (3) показывает, что при малых r значение ΔG является положительным и что лишь при достижении некоторого критического значения $r = r_*$ величина свободной энергии ΔG становится максимальной, а затем начинает уменьшаться. Сферический зародыш, достигший размера $r = r_*$, будет в дальнейшем расти, снижая общий запас свободной энергии сплава и приближая этот сплав к состоянию равновесия, которое будет достигнуто, когда весь сплав затвердеет.

Величину r_* можно найти из условия

$$\frac{d(\Delta G)}{dr} = 0.$$

Для кристаллов сферической формы в соответствии с (3) получим

$$\frac{d(\Delta G)}{dr} = 8\pi r_* \sigma - 4\pi r_*^2 \frac{m}{M} (G_{\text{ж}} - G_{\text{ТВ}}), \quad (4)$$

$$r_* = \frac{2\sigma}{G_{\text{ж}} - G_{\text{ТВ}}} \frac{M}{m}. \quad (5)$$

Приняв во внимание, что поверхность шара $F_{\text{ш}} = 4\pi r^2$, уравнение (3) можно записать в виде

$$\Delta G = F\sigma - \frac{1}{3} F r \frac{m}{M} (G_{\text{ж}} - G_{\text{ТВ}}). \quad (6)$$

Подставляя сюда из (5) значение r_* и обозначив $F_* = 4\pi r_*^2$, находим

$$\Delta G_* = \frac{1}{3} \sigma F_*. \quad (7)$$

Расчетом можно доказать, что (7) справедливо и для зародышей кубической формы, если поверхностная энергия на всех шести гранях куба одинакова ($\sigma_1 = \sigma_2 = \dots = \sigma_6$). При этом величина r_* будет соответствовать радиусу шара, вписанного в кубический зародыш.

Следовательно, для образования сферических и кубических зародышей критического размера необходимо затратить работу, равную $1/3$ поверхностной энергии этих зародышей (остальные $2/3$ энергии будут компенсированы уменьшением свободной энергии сплава). Все кристаллы, размеры которых меньше критического, после своего возникновения могут вновь растворяться в расплаве, а кристалл, к которому после достижения им критического размера дополнительно присоединится хотя бы один атом металла, будет при сохранении неизменного переохлаждения продолжать расти, так как энергия, выделяющаяся при последующем росте этого кристалла, превышает увеличение его поверхностной энергии.

Кристаллы, образующиеся в жидкости в период, когда их размеры еще не достигли критических, иногда называют «дозародышами».

Для образования внутри охлаждающейся жидкости кристаллических зародышей критического размера требуются определенные условия. Необходимо, чтобы в расплаве могли образоваться микрообъемы, внутри которых взаиморасположение атомов металлов соответствовало бы кристаллической решетке твердого сплава. Такие микрообъемы действительно образуются в результате энергетической флуктуации, т. е. неравномерности распределения энергии между отдельными малыми объемами внутри жидкости. Флуктуация является случайностью, вероятность которой статистически определима.

Энергетическая флуктуация, необходимая для образования жизнеспособного зародыша, окажется, естественно, тем вероятнее, чем меньший объем она должна охватить, т. е. чем меньше критический размер зародыша. В свою очередь, критический размер зародыша зависит от степени переохлаждения сплава, определяющей количество энергии, выделяемой единицей массы сплава при переходе его в твердое состояние (рис. 2), а следовательно, и определяющей момент, когда выделяемая энергия окажется равной энергии образования новых поверхностей раздела.

Если учесть, что свободная энергия жидкой и твердой фаз в точке пересечения кривых 1 и 2 на рис. 1 одинакова и что свободная энергия системы повысится при возникновении в ней поверхности раздела между жидким и твердым веществами, стано-

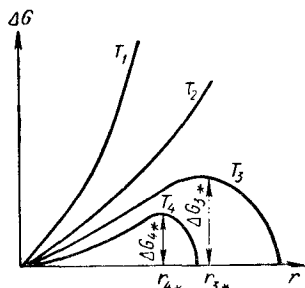


Рис. 2. Изменение свободной энергии жидкого металла при развитии в нем зародыша твердой фазы

вится понятным тот факт, что жизнеспособным при $T_{кр}$ явится лишь тот зародыш, который займет весь объем жидкости. Иными словами, атомы металла в соответствии с их кристаллической решеткой, свойственной твердому телу, при $T_{кр}$ должны располагаться по всему объему жидкости, что не может быть вызвано флюктуацией, т. е. неравномерностью и отклонением от средней величины количества энергии, содержащейся в отдельных частях общего объема.

Отметим, что часто высказывающееся представление о том, что при $T_{кр}$ в равновесии могут находиться твердая и жидкая фазы соответствующего вещества, является не точным. Действительно, избыток свободной энергии в системе, содержащей обе фазы, будет по-прежнему определяться формулой (6). Учитывая, что величины молярных свободных энергий твердого ($G_{ТВ}$) и жидкого веществ ($G_{Ж}$) при $T = T_{кр}$ равны между собой: $G_{ТВ} = G_{Ж}$, из (6) можно получить $\Delta G = F\sigma$.

Следовательно, в равновесном состоянии при температуре плавления окажется металл, находящийся только в жидком или только в твердом состоянии. Внутри такого металла не будут существовать поверхности раздела между твердыми кристаллами и жидкостью и поверхностная энергия обратится в нуль ($\Delta G = F\sigma = 0$).

Таким образом, в сплаве, охлажденном до $T = T_{кр}$, спонтанное зарождение зародышей твердых кристаллов невозможно. Пужно некоторое переохлаждение сплава относительно критической температуры, чтобы это зарождение оказалось вероятным. Чем больше степень переохлаждения, тем больше выделяется энергии при затвердевании единицы массы сплава и тем меньше размер жизнеспособного зародыша. Это подтверждается также и расчетом. Возвратимся к анализу (6) и найдем разность $G_{ж} - G_{ТВ}$ для некоторой температуры $T < T_{кр}$.

Учитывая по-прежнему, что при $T_{кр}$

$$G_{ж}(T_{кр}) = G_{ТВ}(T_{кр}),$$

можно записать

$$G_{ж}(T) - G_{ТВ}(T) = [G_{ж}(T) - G_{ж}(T_{кр})] - [G_{ТВ}(T) - G_{ТВ}(T_{кр})]. \quad (8)$$

Каждое из выражений, стоящих в квадратных скобках, может быть разложено в степенной ряд, причем при небольших значениях $\Delta T = T_{кр} - T$ можно ограничиться только первыми членами этих рядов, так что

$$G_{ж}(T) - G_{ж}(T_{кр}) = \frac{\partial G_{ж}}{\partial T} (T - T_{кр}),$$

$$G_{ТВ}(T) - G_{ТВ}(T_{кр}) = \frac{\partial G_{ТВ}}{\partial T} (T - T_{кр}).$$

В результате (8) принимает вид

$$[G_{ж}(T) - G_{ж}(T_{кр})] - [G_{ТВ}(T) - G_{ТВ}(T_{кр})] = \left(\frac{\partial G_{ж}}{\partial T} - \frac{\partial G_{ТВ}}{\partial T} \right) (T - T_{кр}) = (S_{ж} - S_{ТВ})(T_{кр} - T).$$

Учитывая, что все процессы в системе происходят при постоянном давлении, принято, что

$$\frac{\partial G}{\partial T} = -S,$$

где S — энтропия системы.

Вводя молекулярную энтальпию плавления $\Delta H_{пл} = T_{кр}(S_{ж} - S_{тв})$ и обозначая переохлаждение сплава ΔT через $\Delta T = T_{кр} - T$, получим

$$G_{ж}(T) - G_{тв}(T) = \frac{\Delta H_{пл}}{T_{кр}}(T_{кр} - T) = \Delta H_{пл} \frac{\Delta T}{T_{кр}}. \quad (9)$$

Используя (5) и (9), можно найти зависимость критического размера сферических и кубических зародышей от величины переохлаждения:

$$r_* = \frac{2\sigma M T_{кр}}{\Delta H_{пл} m \Delta T}. \quad (10)$$

Очевидно, в отсутствии переохлаждения $\Delta T = 0$, $r_* = \infty$, что соответствует условию, при котором критический размер зародыша должен быть равен всему объему, занимаемому жидкостью. Энергетический барьер, обусловливаемый увеличением свободной энергии сплава в период возникновения зародыша, может быть охарактеризован рис. 2. На оси абсцисс отложены радиусы растущих кристаллов r , на оси ординат — избыток свободной энергии ΔG . Кривые построены для разных температур (т. е. для различных степеней переохлаждения) $T_1 > T_2 > T_3 > T_4$.

Из рассмотрения рис. 2 следует, что для образования зародыша критического размера r_* необходимо преодолеть энергетический барьер, равный $\Delta G_* = \frac{1}{3} F_* \sigma$, причем ΔG_* тем меньше, чем больше переохлаждение сплава (сравните ΔG_{3*} и ΔG_{4*} и соответственно r_{3*} и r_{4*}). Скорость n спонтанного зарождения в переохлаждаемой жидкости твердых кристаллов зависит от вероятности возникновения необходимой флуктуации, т. е. от величины энергетического барьера, определяющего количество работы, которую надо совершить для образования зародыша:

$$n = K e^{-\frac{W_k}{kT}}, \quad (11)$$

где K — коэффициент, зависящий от свойств затвердевающего вещества; W_k — часть работы образования зародыша, не компенсируемая выделением теплоты кристаллизации; k — постоянная Больцмана.

Для зародышей кубической формы

$$W_k = 32\sigma^3 \left[\frac{M T_{кр}}{\Delta H_{пл} m \Delta T} \right]^3.$$

Исследуя формулу (11), Я. И. Френкель принимает

$$K = K_1 e^{-\frac{U}{RT}}, \quad (12)$$

где K_1 — коэффициент, близкий по значению к числу атомов в затвердевающем объеме; U — энергия активации; R — газовая постоянная.

Энергия активации U зависит от подвижности атомов металла, обеспечивающей поступление их к растущему кристаллу и связанной с вязкостью расплава.

Величина $\exp\left(-\frac{U}{RT}\right)$ характеризует фактор, тормозящий кристаллизацию. Его значение увеличивается с увеличением

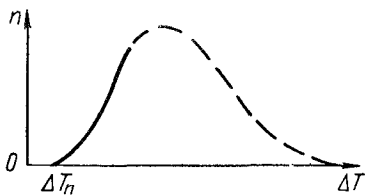


Рис. 3. Зависимость изменения скорости возникновения в жидком металле центров кристаллизации от переохлаждения

переохлаждения. Это объясняется тем, что при низких температурах увеличивается вязкость сплава и затрудняется подвод строительного материала к образующемуся зародышу. Применительно к металлам, атомы которых очень подвижны, а $T_{кр}$ сравнительно велика, можно принять, $\frac{U}{RT} = 0$,

а $\exp\left(-\frac{u}{RT}\right) = 1$. В экспери-

ментальной практике действительно не удается наблюдать уменьшение n при увеличивающемся переохлаждении.

Таким образом, для металла

$$n = K_1 e^{-\frac{W_K}{kT}}. \quad (13)$$

На рис. 3 показано изменение n в зависимости от переохлаждения ΔT . Штриховой линией показана верхняя часть восходящей и вся нисходящая часть кривой. Эти части кривой характерны для других веществ, в частности, для металлургических шлаков, но никогда не получаются для металлов. Зависимость $(\Delta T - n)$ характеризуется тем, что вблизи точки $T_{кр}$ кривая практически сливается с осью абсцисс и лишь затем быстро поднимается. При небольшом переохлаждении величина зародыша критического размера очень велика и флуктуации, могущие обеспечить появление такого зародыша, мало вероятны. Лишь вблизи точки ΔT_n кривая на рис. 3 начинает быстро расти. Это соответствует величинам флуктуации, являющимся более вероятными. Участок кривой от температуры кристаллизации ($\Delta T = 0$) до точки ΔT_n называется интервалом метастабильности для зарождения кристаллов. Металл, лишенный примесей, на этом участке имеет температуру более низкую, чем $T_{кр}$, и тем не менее остается жидким; это состояние металла, являющееся устойчивым, но не равновесным, принято называть метастабильным.

3. Кристаллизация на примесях. Воздействие примесей на кристаллическую структуру отливки

Расплавленный металлический сплав практически никогда не является гомогенной жидкостью, в нем всегда содержится большое количество взвешенных дисперсных частиц посторонних тугоплавких веществ, которые будем условно называть примесными частицами или примесями. Эти частицы следует отличать от примесей или компонентов сплава, которые изменяют его фазовый состав, их вводят с целью легирования сплава. Рассматриваемые примесные частицы в известных условиях могут явиться центрами кристаллизации и при снижении температуры до $T < T_{кр}$ на них развиваются твердые кристаллы затвердевающего сплава.

Это объясняется тем, что при росте кристалла на примеси, служащей для вновь возникающей твердой фазы подложкой, нет необходимости создавать новую поверхность раздела. Такая поверхность раздела уже существует и для нарастания на ней кристаллов сплава должна быть преодолена лишь разница между поверхностными энергиями на границах примесь — кристалл и примесь — жидкость. П. Д. Данков [15] показал, что минимальная межфазная энергия между подложкой и кристаллом возникает, когда кристаллическое строение частицы примеси идентично кристаллическому строению затвердевающего сплава и параметры кристаллических решеток обоих веществ совпадают. Рост кристалла на поверхности такой примеси ничем не отличается от развития спонтанно возникающего зародыша, однако в рассматриваемом случае не надо преодолевать энергетический барьер, о котором говорилось. Энергия на границе кристалл—примесь возрастает, если кристаллическое строение обоих веществ оказывается разным, хотя и при этом нарастание кристалла на подложке может оказаться энергетически более выгодным, чем спонтанное образование зародышей. При таких условиях необходимо, чтобы размеры отдельных элементов кристаллических решеток подложки и сплава, т. е. грани или даже только ребра этих решеток, совпали или были бы близки. П. Д. Данков экспериментально установил, что при достигнутых им достаточно больших степенях переохлаждения сплава частица примеси может сохранять функции центра кристаллизации даже в тех случаях, когда параметры соответствующих решеток разнятся приблизительно на 15%.

Естественно, что чем больше разница в строении и размерах кристаллических решеток сплава и примеси, тем больше энергия активации процесса превращения частицы примеси в жизнеспособный зародыш, и интервал метастабильности, в котором переохлажденная жидкость, еще не начинает кристаллизоваться. Д. Тернбалл и Б. Воннегут [57] вычислили, что избыток свободной энергии в жидкости при кристаллизации сплава на примесях

должен увеличиваться пропорционально квадрату величины несоответствия кристаллических решеток сплава и примеси:

$$\Delta G = K \left(\frac{\lambda_{\text{спл}} - \lambda_{\text{прим}}}{\lambda_{\text{спл}}} \right)^2, \quad (14)$$

где $\lambda_{\text{спл}}$ и $\lambda_{\text{прим}}$ — соответственно геометрические параметры решеток сплава и примеси.

Из уравнения (14) ясно, что количество примесей, участвующих в процессе кристаллизации, увеличивается по мере переохлаждения сплава, так как при этом повышается $\Delta G = G_{\text{ж}} - G_{\text{тв}}$ (см. рис. 1).

Опыт подтверждает, что при высоком переохлаждении число кристаллов в единице объема сплава увеличивается и что его структура становится мелкозернистой. Большое количество примесей разнообразного строения, существующих в реальных расплавах, приводит к тому, что первичная кристаллизация, как правило, происходит на них, и спонтанное возникновение зародышей бывает лишь в редких случаях. Действительно, экспериментально доказано [57], что для металлов, кристаллизующихся в кубической решетке, интервал метастабильности для спонтанного образования зародышей соответствует очень большому переохлаждению. Переохлаждение сплава, хорошо очищенного от примесей, прежде чем в нем начнется кристаллизация, составляет

$$\Delta T_{\text{max}} \approx 0,18T_{\text{кр}}. \quad (15)$$

Изложенная выше и хорошо экспериментально аргументированная теория П. Д. Данкова требует дальнейшего развития.

Было обращено внимание на противоречивость (как будет показано, кажущуюся) двух обстоятельств, реально наблюдаемых на практике.

Первое из них состоит в том, что макрозерно в затвердевшем сплаве можно измельчить предварительным введением в печь или ковш с жидким расплавом дисперсных тугоплавких частиц постороннего вещества. При этом необходимый эффект от такой обработки сплава, называемый модифицированием II рода, достигается лишь в тех случаях, когда кристаллическое строение вводимых примесей удовлетворяет условиям П. Д. Данкова или при очень больших скоростях охлаждения — условиям Д. Терпбалла и Б. Воннегута. Второе заключается в том, что в промышленных сплавах, не подвергавшихся никакой дополнительной обработке и загрязненных различными включениями еще до начала их переплава в печи, центрами кристаллизации даже при небольшом переохлаждении могут служить также и примеси, не удовлетворяющие указанным закономерностям. Такими примесями, в частности, являются различные оксиды, тугоплавкие нитриды, фосфиды и другие химические соединения.

В. И. Даниловым доказан кажущийся характер противоречий между этими явлениями [14]. В своих работах он использовал тот

известный факт, что большинство примесей, могущих служить центрами кристаллизации, постепенно дезактивируются по мере увеличения степени перегрева сплава при плавке его в печи. Результатом этого является постепенное уменьшение числа кристаллов, образующихся при затвердевании перегретого сплава, и возникновение при повышающемся перегреве все более грубой макроструктуры. Процесс укрупнения структуры продолжается до достижения некоторой критической температуры T_c , превышение которой при последующей кристаллизации сплава вызывает уже не укрупнение, а наоборот, измельчение зерна. Описанные здесь явления иллюстрируют точки 1-4 на рис. 4. Следует отметить, что при построении кривой на рис. 4, все сплавы, подвергавшиеся сравнению, охлаждали в одинаковых условиях. Это достигалось тем, что после перегрева до разных температур в печи все сплавы охлаждали до определенной температуры и затем при этой постоянной температуре заливали в одинаковые формы, обеспечивающие постоянные условия отвода теплоты. На ординате рис. 4 отложено среднее число зерен N , приходящееся на единицу поверхности шлифа. Чем меньше N , тем структура сплава является более крупнозернистой. Кривая на рис. 4 экспериментально подтверждена при расплавлении и перегреве доминирующего большинства сплавов, в том числе стали.

Для изучения причин воздействия перегрева на кристаллическую структуру сплавов В. И. Данилов исследовал условия реактивации примесей, т. е. условия, при которых они вновь приобретают способность служить центрами кристаллизации.

В опытах выяснилось, что сплав, перегретый в печи до высоких температур, охлажденный в заданных условиях и получивший вследствие этого крупнозернистую структуру, после повторного расплавления с малым перегревом наследует первоначальное грубое строение во всех случаях, когда повторное расплавление было осуществлено через относительно короткий срок после первой плавки. Должно пройти 1,0--1,5 месяца пребывания сплава с крупнозернистым строением в твердом состоянии для того, чтобы повторное расплавление при малом перегреве в печи позволило при дальнейшем затвердевании получить сплав с мелкой кристаллической структурой. Таким образом, примеси, дезактивированные при перегреве, реактивируются только в твердом сплаве и лишь в результате продолжительного его хранения. Процесс реактивации, как это было дополнительно установлено

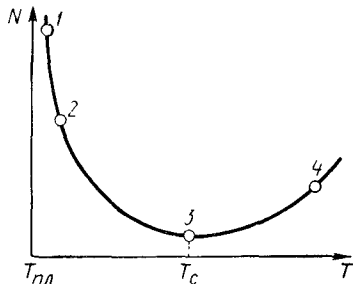


Рис. 4. Зависимость изменения микроstructures затвердевшего литого металла от степени перегрева его в печи при плавке:

N — число макрозерен на 1 см^2 шлифа; T — перегрев в печи над температурой плавления

Д. И. Даниловым, может быть резко ускорен нагревом и выдержкой твердого сплава при температурах, приближающихся к температуре солидуса. Продолжительность периода реактивации примесей при такой термической обработке может быть уменьшена в некоторых случаях до 1—1,5 ч. Полученные наблюдения позволили определить природу дезактивации и повторной реактивации тугоплавких примесей в металле. Согласно представлениям В. И. Данилова, наблюдаемые явления можно объяснить следующим.

В твердом сплаве на границе раздела основной сплав — тугоплавкое включение возникает высокое межфазное натяжение; оно тем выше, чем больше различаются между собой кристаллические решетки сплава и примеси. Подвижность атомов в твердых веществах мала, однако большая поверхностная энергия на границе двух фаз вызывает перемещение поверхностных атомов и такую их перестройку, при которой свободная энергия уменьшается до минимума. В результате между примесью и сплавом образуется промежуточный слой, кристаллическое строение которого на границе с примесью приближается к строению кристаллов примеси, а на границе со сплавом — к строению сплава. Толщина слоя может ограничиваться несколькими межатомными расстояниями.

При расплавлении сплавов, содержащих тугоплавкие дисперсные примеси с искаженной кристаллической решеткой на поверхностях, промежуточный слой на них обнажается и при последующем охлаждении сплава примеси способны быть центрами кристаллизации. Наружное строение поверхностного слоя примесной частицы при этом удовлетворяет закономерностям, сформулированным П. Д. Данковым и впоследствии развитым Д. Террибаллом и Б. Воннегутом. Если сплав в печи перегревают, то деформированное кристаллическое строение на поверхности примеси постепенно разрушается и число примесей, могущих при некотором определенном переохлаждении служить центрами кристаллизации, уменьшается. Происходит процесс дезактивации примесей. Таким образом, дисперсные частицы практически любого состава, перешедшие из твердой шихты в жидкий сплав, могут в последующем служить центрами кристаллизации. Иное происходит при модифицировании. Здесь тугоплавкие частицы с нормальным кристаллическим строением на поверхности, свойственным составу вводимого вещества, вносят непосредственно в печь или в ковш. Естественно, что при введении тугоплавких частиц в качестве модификаторов их строение должно быть близким к строению кристаллической решетки сплава. С точки зрения изложенных представлений, дезактивироваться при перегреве должны только частицы примесей с деформированным строением поверхностных слоев.

Вещества по своей природе изоморфные со сплавом или близкие к нему по структуре дезактивироваться не должны. В. И. Данилов подтвердил экспериментально также и это положение.

Из сплава, переохлажденного в печи до T_c , он посредством центрифугирования и фильтрования отделил оставшиеся изоморфные активные примеси, в результате чего число зерен N на единице поверхности шлифа оказалось меньше минимального числа зерен N_0 , соответствующего T_c на диаграмме (рис. 4). В многочисленных опытах В. И. Данилов широко использовал не только металлы, но и легкоплавкие органические вещества. Переходя к истолкованию восходящей части кривой на рис. 4, следует отметить, что все опыты проводили при одинаковых условиях отвода теплоты от затвердевающего сплава, залитого в форму. Постоянная скорость отвода теплоты и, в частности, теплоты кристаллизации должна была, естественно, сопровождаться и постоянством скорости образования в отливке твердой фазы. Если высокий перегрев при приготовлении сплава в печи вызвал дезактивацию большинства примесей, но на оставшихся примесях при прежнем переохлаждении и соответствующей этому переохлаждению линейной скорости кристаллизации пущного количества твердой фазы получить не удалось. Теплота, теряемая отливкой, не могла быть компенсирована в этом случае теплотой, выделенной при кристаллизации, в результате чего происходило дальнейшее понижение температуры сплава, и его переохлаждение увеличивалось таким образом, что интервал метастабильности $0 - \Delta T_n$ на кривой рис. 3 оказывался пройденным. В сплаве при этом происходило зарождение новых центров кристаллизации, что приводило к увеличению числа одновременно растущих кристаллов и, соответственно, к измельчению кристаллической структуры сплава.

Механизм описанного явления позволяет понять природу и восходящей части кривой, изображенной на рис. 4 (точка 4).

Исследование механизма воздействия примесей на первичную кристаллизацию позволяет согласовать все наблюдаемые явления и объяснить тот факт, что для вовлечения в процесс примесей с самыми различными решетками и образования деформированного кристаллического строения на поверхностях этих примесей (как это показал В. И. Данилов) требуется определенное время. Естественно, что это время в экспериментах было сокращено за счет нагрева твердого металла до предельно высоких температур (т. е. до температур, приближающихся к солидусу), так как такой нагрев увеличивает подвижность атомов в кристаллических решетках сплава и примеси.

Можно ожидать, что увеличение времени выдержки сплава при некотором его перегреве должно сопровождаться явлениями, эквивалентными увеличению самого перегрева, так как такая выдержка должна содействовать постепенному разрушению слоя деформированных кристаллов на поверхности примеси. Это предположение также получило экспериментальное подтверждение.

Отметим, что для получения мелкозернистой кристаллической структуры в соответствии с восходящей частью кривой на рис. 4

сплав в печи должен быть перегрет до очень высоких температур. Так, тонкозернистую сталь или мелкозернистый алюминиевый сплав получают при условии, что во время плавки были достигнуты температуры соответственно около 3000 и 1500° С.

Можно понять, что использование такого высокого перегрева для получения нужной структуры экономически нецелесообразно, тем более, что аналогичная структура может быть получена при минимальном перегреве, величина которого обуславливается лишь требованиями, связанными с необходимостью хорошего заполнения всех, в том числе узких полостей литейной формы. Тем не менее, исследование механизма процесса, выявившего появление восходящей части кривой на рис. 4, является важным с теоретической точки зрения, так как позволяет в более полной мере усвоить законы кристаллизации.

Следует еще отметить, что появление добавочных центров кристаллизации при переходе от нисходящей к восходящей части кривой (рис. 4) может произойти не только в результате понижения температуры сплава ниже точки, в которой кончается интервал метастабильности и начинается спонтанное образование зародышей, но также и вследствие того, что увеличивающееся переохлаждение сплава, еще не достигшее конца интервала метастабильности, позволяет вовлечь в процесс кристаллообразования примеси, решетка которых в значительной степени не соответствует решетке сплава.

Зависимость кристаллической структуры сплава от предварительного его перегрева в печи, показанная на рис. 4, имеет некоторые исключения, которые, как это часто случается, лишь подтверждают научную обоснованность общего правила. Известно, например, что увеличение перегрева (вблизи $T_{ликв}$) многих сплавов на основе магния вызывает измельчение кристаллической структуры затвердевшего сплава. В некоторых цехах вместо модифицирования для измельчения структуры используют перегрев таких сплавов в железных тиглях до 900° С, т. е. приблизительно на 200—220 выше температуры начала их затвердевания. При подробном рассмотрении вопроса оказывается, что небольшое количество вредных примесных частиц железа, мало растворимых в жидком магниевом сплаве в условиях низкого перегрева, переходит в гомогенный раствор при дальнейшем повышении температуры. Кроме того, в сплаве растворяется железо тигля. В последующем при охлаждении сплава железо выпадает из раствора в виде частиц, более дисперсных, чем частицы, содержавшиеся в сплаве ранее; эти частицы служат дополнительными центрами кристаллизации, в результате чего при затвердевании увеличивается количество кристаллов и структура оказывается более тонкой [47].

Полным растворением углерода в сильно перегретом расплаве серого чугуна можно объяснить высокую дисперсность развивающихся в нем при охлаждении графитовых включений. Одновре-

меню макроструктура основной массы сплава (матрицы) становится грубее.

Воздействие примеси на процесс кристаллообразования оценивалось выше только с точки зрения сходности кристаллических решеток примеси и сплава.

Существуют также другие аспекты вопроса, имеющие большое значение для литейного производства.

В процесс кристаллизации могут вовлекаться не только тугоплавкие нерастворимые примеси, но также и растворимые в жидком металле примеси с низкой и высокой температурой плавления. Прежде всего следует отметить, что некоторые примеси, введенные в сплав в небольших количествах, могут значительно уменьшить межфазное натяжение на границе кристалл—расплав. Энергетический барьер образования зародышей, определяемый работой образования поверхности раздела кристалл—жидкость [см. уравнение (7)] при таком снижении межфазного натяжения, уменьшится, и спонтанное зарождение кристаллов станет более вероятным. Практически это подтверждено многими опытами. В. И. Данилов получил более чем двухкратное уменьшение интервала метастабильности ($0 - \Delta T_n$, см. рис. 3) и последующее измельчение кристаллов твердой ртути при предварительном введении в жидкую ртуть очень малых количеств калия. Малые добавки бора (0,005—0,008% по массе) сильно измельчают строение углеродистой стали [2].

Не меньшее воздействие оказывают растворимые в сплаве примеси на возможность использования в качестве подложек нерастворимых тугоплавких включений, содержащихся в сплаве.

На рис. 5 приведена диаграмма, характеризующая влияние различных элементов, которые могут быть растворены в железе, на смачивание этим сплавом или загрязненным железом оксид алюминия. Очевидно, что уменьшение угла смачивания и, соответственно, увеличение $\cos \theta$, например при незначительных добавках титана, значительно уменьшает работу образования зародыша стали на дисперсной частице Al_2O_3 и содействует тому, чтобы эта частица оказалась центром кристаллизации. Значение добавки Ti, таким образом, повышается при наличии в стали включений Al_2O_3 , что может быть связано, в частности, с выбором количества алюминия, вводимого в сталь для раскисления. Роль примеси Ti в алюминиевых сплавах подробно изучена Г. Ф. Баландиным [2]. Из рассмотрения рис. 5 видно, что действие растворенных в сплаве веществ может изменяться в зависимости от

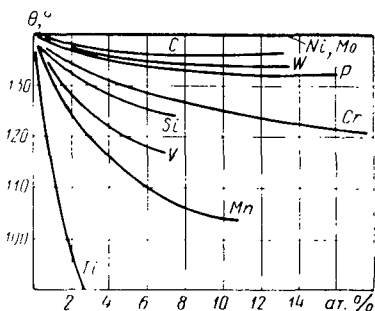


Рис. 5. Зависимость изменения угла смачивания жидким железом глинозёмистой подложки (Al_2O_3) от содержания в железе различных примесей [46]

степени загрязненности расплава другими нерастворимыми включениями и поэтому однозначное утверждение об измельчающем действии на кристаллическую структуру сплава определенного количества какой-либо растворимой в этом сплаве примеси не всегда является правомерным.

Большое влияние на кристаллизацию оказывают примеси, являющиеся по отношению к границе раздела кристалл—жидкость поверхностно-активными веществами. Они могут содержаться в жидком металле в растворенном виде и выделяться по внешним контурам образовавшегося кристалла, если нерастворимы в твердом металле. Такие примеси отделяют кристалл от маточного расплава и могут затормозить или даже прекратить его рост, содействуя таким образом возникновению и развитию кристаллов в соседних объемах расплава и измельчая получающуюся после затвердевания кристаллическую структуру. Указанный механизм тормозящего действия растворимых примесей может быть охарактеризован как частный случай внутрикристаллической ликвации. Развитие ликвации в отливках подробно рассмотрено в гл. III. Поверхностно-активные вещества, тормозящие рост кристаллов, часто вводят в печь или в ковш; содержащие уже полностью расплавленный и подготовленный к разливке сплав. Такой производственный метод обработки жидкого сплава называется модифицированием 1-го рода. Он широко распространен и используется при приготовлении большого числа сплавов. В качестве характерного примера могут быть названы алюминий-кремниевые сплавы, многие из которых без модифицирования небольшими количествами натрия или его солей имеют столь грубую структуру, что оказываются непригодными для применения в машиностроении.

При оценке влияния примесей на процесс кристаллизации следует дополнительно учитывать их химический состав. Например, наличие в сплаве растворенного азота или в отдельных случаях специальная обработка сплава азотом может привести к образованию нитридов, которые при последующем затвердевании отливки явятся центрами кристаллизации. Большую роль играют, например нитриды хрома при затвердевании хромистой стали [41]. Необходимо принимать во внимание также возможность непосредственного химического взаимодействия между компонентами сплава и материалом подложки. По мнению Б. Сандквиста и Л. Мондольфо [57], каталитическое действие подложек на образовании зародышей во многих случаях в большей степени определяется химической природой подложки, чем соответствием кристаллических решеток сплава и примеси.

4. Рост кристаллов

Рост образовавшихся жизнеспособных зародышей при дальнейшем отводе теплоты от отливки должен происходить параллельно граням кристалла, так как именно при таком росте тре-

буется наименьшая энергия активации процесса, т. е. наименьшее увеличение свободной энергии в сплаве, окружающем кристалл. Д. Кан и У. Хильярд [57] установили, что изменение плотности чистого металла, соответствующее переходу жидкой фазы в твердую, происходит не резко на границе раздела, а в пределах области толщиной в несколько межатомных расстояний. Образующаяся при этом область раздела названа диффузной. При отсутствии внешних сил, изменяющих условия кристаллизации, граница раздела, параллельная плоскости кристалла, будет принимать равновесную форму, смещаясь на некоторое число характерных для кристаллической решетки атомных расстояний. С термодинамической точки зрения (т. е. с точки зрения

минимального повышения свободной энергии в микрообъеме металла) наиболее вероятным окажется появление «ступеней» на поверхности растущего кристалла. Эти ступени представляют собой двухмерные зародыши, которые за счет присоединения к ним соседних атомов постепенно распространяются вбок, параллельно грани кристалла до тех пор, пока вся эта грань не переместится параллельно самой себе на одно или несколько атомных расстояний (рис. 6). При таком ходе процесса кристалл в результате своего развития получит равновесную правильную форму. Возможен также рост кристалла нормально к его поверхности за счет одновременного появления на грани этого кристалла нескольких ступеней (движение шероховатой границы кристалла). В этом случае форма кристалла также останется правильной.

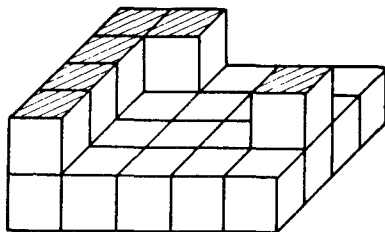


Рис. 6. Кинетика роста кристалла

При появлении внешних сил, нарушающих нормальное течение процесса, например при ускоренном отводе теплоты от отливки и повышенном переохлаждении, термодинамически оправданным окажется также такой рост кристаллов, который искажает правильную их форму. Если внутри отливки еще сохраняется обособленная область жидкой фазы, кристаллы будут развиваться главным образом в направлении, обратном направлению теплового потока, одновременно более медленно распространяясь в сторону и заполняя собой области еще сохранившейся между ними жидкости. Всякое искажение правильной формы кристаллов может произойти, если внешняя сила, о которой говорилось, достаточна для преодоления увеличения избытка свободной энергии на границе металл—жидкость. Увеличение избытка свободной энергии пропорционально степени искажения формы правильной кристалла и уменьшению диффузного объема у поверхности этого кристалла.

В практике литейного производства в сплаве кристаллы правильной формы образуются очень редко. Внешние очертания

развивающихся кристаллов могут быть различных форм. Нормальная форма кристаллов может так исказиться, что образуются кристаллы древовидных очертаний, называемые дендритами. Количественная оценка условий образования дендритов будет рассмотрена ниже.

Если иметь в виду спонтанную кристаллизацию, то при достижении сплавом конечной температуры интервала метастабильности и после образования в жидкости жизнеспособных зародышей для дальнейшего их роста не потребуется дополнительных внешних сил, так как достигнутая степень переохлаждения вызывает в жидкости такое накопление свободной энергии, которое достаточно для активации роста кристаллов.

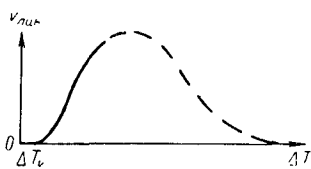


Рис. 7. Зависимость изменения линейной скорости роста кристаллов от переохлаждения



Рис. 8. Скорость образования центров кристаллизации n и линейная скорость кристаллизации $v_{\text{линей}}$ при изменении переохлаждения

Линейная скорость роста кристаллов $v_{\text{линей}}$ обуславливается законом, аналогичным закону, определяющему скорость образования центров кристаллизации n , однако показатель степени экспоненты в этом случае значительно меньше, чем в формуле (13):

$$v_{\text{линей}} = C_2 e^{-\frac{W_a}{kT}}, \quad (16)$$

где $C_2 = C_1 e^{-\frac{U}{kT}}$ — коэффициент, зависящий от природы вещества; C_1 — коэффициент, близкий по значению к числу атомов в 1 моле затвердевающего объема; U — энергия активации, определяемая подвижностью атомов металла в расплаве; W_a — работа увеличения поверхности раздела между твердой и жидкой фазами при росте кристалла.

Как и раньше, по причинам, рассмотренным выше, величина $e^{-\frac{U}{kT}}$ может быть принята равной единице (см. стр. 12). Следовательно,

$$v_{\text{линей}} = C_1 e^{-\frac{W_a}{kT}}, \quad (17)$$

$$W_a < W_k. \quad (18)$$

На рис. 7 дана зависимость линейной скорости $v_{\text{линей}}$ роста кристаллов от переохлаждения ΔT . На рис. 8 приведено сопоставление кривых зависимостей $v_{\text{линей}} \sim \Delta T$ и $n \sim \Delta T$ для спонтан-

ной кристаллизации. Как и на рис. 3, штриховой линией указаны значения рассматриваемых функций, не наблюдаемые при затвердевании металлов и их сплавов, по существующие для других веществ, имеющих в жидком состоянии меньшую подвижность атомов $\left[\exp\left(\frac{u}{RT}\right) \cdot 1 \right]$.

Из рассмотрения рис. 8 следует, что начало спонтанной кристаллизации произойдет лишь при достижении значительного переохлаждения, соответствующего температуре ΔT_n , при которой образуются жизнеспособные зародыши, дальнейший же рост кристаллов может протекать при меньшем переохлаждении, которое должно превышать лишь значение ΔT_v .

Иначе обстоит дело при кристаллизации на примесях. Если кристаллическая решетка примеси изоморфна решетке сплава, то рост кристаллов начнется после охлаждения до ΔT_v . Если решетки сплава и примеси различаются между собой, то для активации примеси [см. формулу (14)] может оказаться необходимым переохлаждать сплав ниже температуры ΔT_v (но не ниже ΔT_n). После того как на поверхности такой примесной частицы образуется первый слой затвердевшего сплава, дальнейшая кристаллизация будет происходить при $\Delta T \approx \Delta T_v$. Из рассмотренных факторов следует, что энергетический барьер, обуславливающий возможность протекания процесса кристаллизации сплава на активных примесях, ниже энергетического барьера спонтанной кристаллизации. Именно поэтому кристаллизация практически всегда начинается на активных примесях, а не спонтанно. Если процесс протекает при очень малой скорости отвода теплоты кристаллизации так, что в сплаве в каждый момент времени успевает устанавливаться минимальный избыток поверхностной энергии, переохлаждение сплава в месте развития кристалла сначала достигнет максимума, соответствующего накоплению свободной энергии, необходимому для активации примеси, затем уменьшится до температуры приближающейся к ΔT_v ; форма кристаллов окажется при этом правильной. При большей скорости отвода теплоты кристаллизации переохлаждение от величины, соответствующей температуре активации примесей, уменьшится до некоторого промежуточного значения, превышающего тем не менее ΔT_v . В этом случае может происходить рост правильных кристаллов и их деформирование. Если, наконец, эта скорость отвода теплоты кристаллизации будет большой, кристаллы обязательно деформируются.

Линейная скорость роста кристаллов $v_{\text{лин}}$ и ее зависимость от ΔT (рис. 8) могут изменяться с изменением состояния поверхности растущего кристалла. Появление дислокаций на внешней границе растущего кристалла должно изменить кинетику кристаллизации и уменьшить энергию активации, требующуюся для возникновения ступеней на грани кристалла. При наличии винтовых дислокаций работа, осуществляемая системой при росте

кристаллов, может значительно уменьшиться, а скорость этого роста в соответствии с формулой (17) — возрасти. Наличие дислокаций способствует уменьшению интервала метастабильности применительно к функции $\Delta T - v_{\text{лин}}$ и в некоторых случаях доведению его до нуля.

Эксперименты показывают [57], что при дислокационном механизме роста кристаллов, так же как и при образовании единичных ступеней на грани кристалла, функцию $v_{\text{лин}} = f(\Delta T)$ можно приближенно описать выражением

$$v_{\text{лин}} = k(\Delta T)^2. \quad (19)$$

Как отмечалось, энергия активации роста кристаллов на примесях расходуется сперва на образование первого слоя твердого сплава, затем на работу, связанную с увеличением внешней поверхности растущего кристалла, отделяющей его от жидкости, и на работу деформации кристалла правильной формы. В литейном производстве энергия активации процесса зависит, прежде всего, от скорости отвода от отливки теплоты кристаллизации и наряду с этим может явиться функцией внешнего воздействия на расплав: ультразвуковой обработки, приложения внешних механических сил и пр. Выяснение энергетических условий процесса кристаллизации имеет первостепенное значение и может послужить ключом для определения возможных геометрических форм образующихся кристаллитов. Вопрос этот будет рассматриваться ниже.

Изучение реальной скорости роста кристаллов в отливке интересно также и в том смысле, что дает дополнительные сведения о процессе образования зародышей и об условиях роста кристаллов. Если учесть, что поверхность кристаллов определенной формы пропорциональна их объему, то

$$F = cV^{2/3}, \quad c = \frac{F}{V^{2/3}} = \text{const}, \quad (20)$$

а скорость приращения объема твердой фазы можно связать с линейной скоростью кристаллизации:

$$\frac{d\left[\frac{V_{\text{ТВ}}}{F}\right]}{d\tau} = \frac{d\left[\frac{V_{\text{ТВ}}}{cV_{\text{ТВ}}^{2/3}}\right]}{d\tau} = \frac{dr_{\text{прив}}}{cd\tau} = \text{const}, \quad (21)$$

где $r_{\text{прив}} = \frac{V}{F} = \frac{V}{cV^{2/3}}$ — приведенный радиус кристалла.

При развитии, например, кубических кристаллов сохраняет постоянство скорость роста ребер a куба

$$v_{\text{лин}} = \frac{d\left[\frac{a^3}{6a^2}\right]}{d\tau} = \frac{1}{6} \frac{da}{d\tau} = \text{const}. \quad (22)$$

Надо учитывать, что постоянная связь между объемной и линейной скоростями кристаллизации может быть сохранена лишь

при условии сохранения постоянства формы кристалла (куба, сферы и пр.). При изменении формы кристалла коэффициент C и показатель степени V в уравнении (20) становятся переменными величинами.

Условие (20) действительно имеет место при бесконечно медленном отводе теплоты от затвердевающей жидкости, когда процесс кристаллизации развивается во всем объеме жидкости и когда в ней свободно растут кристаллы правильной формы.

Применительно к этим условиям постоянство линейной скорости кристаллизации при заданном переохлаждении дает возможность найти для каждого момента времени и объемную скорость кристаллизации.

Как будет показано, аналитическим путем можно учесть и тот факт, что по прошествии некоторого времени растущие кристаллы сталкиваются между собой, и в местах контакта их рост прекращается. Таким образом, для идеализованных условий, при которых до начала контакта между кристаллами их форма остается постоянной, представление о линейной скорости кристаллизации имеет значение фактора, определяющего кинетику кристаллизации. Вследствие этой взаимосвязи между величинами ΔT и $v_{\text{лин}}$ придается значение характеристической функции. Эта функция представлена на рис. 7, формулы (16) и (17) являются результатом ее аналитического обоснования.

Вместе с тем, надо учитывать, что при кристаллизации литых сплавов в слитках и отливках происходит непрерывное изменение формы кристаллов и что ускоренный отвод теплоты кристаллизации позволяет преодолеть не только минимальный энергетический барьер при перемещении граней кристалла параллельно самим себе, но и более высокие энергетические барьеры (более высокие избытки свободной энергии), которые образуются при неправильном росте кристалла (повышенная энергия активации роста кристаллов). Наибольший избыток свободной энергии будет накапливаться на грани кристалла, нормальной к направлению теплового потока. Во многих случаях оказывается, что термодинамически оправданным при ускорении скорости отвода теплоты является не увеличение переохлаждения, а изменение формы кристаллов (этим объясняется развитие дендритов, см. ниже).

В период изменения формы кристалла и преимущественного роста его в каких-либо определенных направлениях (например, в направлении, соответствующем максимальному температурному градиенту) прямая пропорциональность между скоростью увеличения объема кристалла и площадью его паружной поверхности должна нарушиться. Действительно, практика показывает, что (21) справедливо лишь приблизительно как средняя величина, характеризующая на определенных этапах процесса возрастание твердой фазы во всем объеме отливки. При изучении же условий роста отдельных кристаллов показатель степени при V в формуле (20) может колебаться в очень широких пределах (от единицы до

отрицательных значений). Например, как это будет показано ниже (см. рис. 11), в начальной стадии развития дендрита скорость образования новых поверхностей раздела металл—жидкость пропорциональна первой степени объемной скорости кристаллизации ($F \sim cV$ и $\frac{dV_{ТВ}}{d\tau} \sim cV$), что соответствует росту ветвей дендрита в одном направлении (без их утолщения), позднее $\frac{dV_{ТВ}}{d\tau}$ становится пропорциональной $V^{2/3}$, а затем наступает момент, при котором рост объема кристалла сопровождается уменьшением его внешней поверхности. Этим объясняется тот часто наблюдаемый факт, что кристалл, начавший развиваться как дендрит и получивший развитую удельную поверхность $\frac{V_1}{F_1}$, затем постепенно превращается в относительно округлое полиэдрическое макрозерно, имеющее большой объем и малую удельную поверхность

$$\frac{V_2}{F_2} < \frac{V_1}{F_1}. \quad (23)$$

5. Первичная кристаллизация в отливке в зависимости от тепловых условий процесса

Ранее названы основные факторы, определяющие условия процесса кристаллизации. Установлено, что скорость образования твердой фазы $\frac{dV_{ТВ}}{d\tau}$ в каком-либо произвольно выбранном участке отливки в конечном итоге обуславливает кристаллическую структуру сплава на этом участке и является очень сложной функцией многих параметров. Исходя из предыдущего можно записать:

$$\frac{dV_{ТВ}}{d\tau} = f \left(n, v_{лин}, N, \delta_{эфф}, E, \Phi, \frac{d\Phi}{d\tau}, \rho \right), \quad (24)$$

где $n = \frac{dS}{dt}$ — скорость спонтанного образования зародышей S в единице объема расплава: (n — в свою очередь является функцией переохлаждения сплава, см. рис. 3); $v_{лин} = \frac{dr_{прив}}{dt}$ — скорость изменения приведенного радиуса кристалла $r_{прив} = \frac{V}{F} = \frac{V}{cV^{2/3}}$ (V — объем кристалла, F — площадь поверхности кристалла, c — коэффициент пропорциональности); N — число активных примесей в единице объема затвердевающего сплава; δ — эффективный показатель степени несоответствия кристаллических решеток сплава и примесей; $\delta = \left[\frac{\lambda_{спл} - \lambda_{прим}}{\lambda_{спл}} \right]$ ($\lambda_{спл}$ и $\lambda_{прим}$ — соответственно геометрические параметры решеток сплава и примеси); $\delta_{эфф}$ — такая степень несоответствия ре-

шетоk, которой должны были бы обладать N одинаковых частиц для оказания воздействия на процесс кристаллизации, идентичного воздействию N реально существующих примесей с различными значениями $\lambda_{\text{прим}}$; ϵ — количество внешних дислокаций на поверхности растущих кристаллов; Φ — характеристика геометрической формы кристаллов; $\frac{d\Phi}{dt}$ — скорость изменения формы кристалла, которая может быть охарактеризована, например, скоростью отклонения показателя степени в правой части формулы $F = cV^{2/3}$ от значения $2/3$, соответствующего развитию кристалла неизменной формы; p — обобщенный параметр, характеризующий результат воздействия на кристаллизующийся сплав внешних сил: давления, ультразвуковой обработки, вибрации и т. д.

Если остается справедливым равенство $F = cV^{2/3}$, то $v_{\text{лин}}$ должна рассматриваться как линейная скорость кристаллизации, которая обеспечивает сохранение геометрической формы растущего кристалла. В этих условиях $v_{\text{лин}}$ является однозначной функцией степени переохлаждения сплава и количества дислокаций, выходящих на поверхности растущего кристалла.

Из перечисленных параметров, входящих в (24), можно заключить, что каждый из них является функцией свойств затвердевающего сплава или условий его кристаллизации. Формула (24) показывает, что скорость образования твердой фазы зависит от переохлаждения сплава (n , $v_{\text{лин}}$), количества и свойств примесей, содержащихся в сплаве (N и $\delta_{\text{эф}}$), формы кристалла сплава и скорости изменения этой формы (Φ и $\frac{d\Phi}{dt}$), возникновения и изменения плотности дислокаций на поверхности растущего кристалла (ϵ), а также от внешних сил, действующих на жидкость (p). Раскрыть в численном виде значение функций (24) при современном состоянии наших знаний практически невозможно.

В курсах физического металловедения для характеристики процесса возникновения и роста кристаллов в переохлажденной жидкости обыкновенно используют упрощенную формулу

$$\frac{dv_{\text{ТВ}}}{dt} = f(n, v_{\text{лин}}, N) \cdot \varphi(\Delta T, N). \quad (25)$$

Уравнение (25) справедливо, если предположить, что n и $v_{\text{лин}}$ являются однозначными функциями степени переохлаждения сплава, что количество примесей и их характеристики или известны или постоянны для рассматриваемого случая и что влияние дислокационного механизма на рост кристаллов также является фактором неизменным. Форма кристаллов для всего процесса затвердевания принимается постоянной. Расчеты проводят для простейших форм кристаллов: шара, куба и т. п. Внешнее воздействие на кристаллизующийся сплав отсутствует.

Основываясь на указанных допущениях, акад. А. И. Колямов в 1937 г. создал кинетическую теорию кристаллизации [21]

и рассчитал изменение во времени количества твердой фазы $V_{\text{тв}}$, содержащейся в объеме V_0 кристаллизующейся жидкости. А. Н. Колмогоров при расчете применил законы математической статистики, которые позволили учесть вероятность возникновения зародышей в различных местах жидкости, условия их свободного роста, моменты начала контакта между кристаллами, растущими из разных центров, замедление роста кристаллов в связи с тем, что на поверхностях контакта этот рост прекращается. Расчеты выполнены для случая, когда число образующихся зародышей в единице объема незатвердевшей жидкости в единицу времени $(n = \frac{dS}{dt})$ и линейная скорость $v_{\text{лин}}$ роста кристаллов заданы и в течение всего процесса остаются постоянными (спонтанная кристаллизация в изотермических условиях: $N = 0$, $\Delta T = \text{const}$). Акад. А. Н. Колмогоров выполнил также расчет для случая кристаллизации на примесях ($n = 0$, $N = \text{const}$, $v_{\text{лин}} = \dot{f}(\Delta T) = \text{const}$).

Применительно к постоянному переохлаждению сплава ($\Delta T = \text{const}$, $n = \text{const}$, $v_{\text{лин}} = \text{const}$) для случая одновременного течения процесса кристаллизации во всем объеме жидкости при расчете количества затвердевшего металла А. Н. Колмогоров получил

$$V_{\text{тв}} = V_0 (1 - e^{\omega}), \quad (26)$$

где V_0 — первоначальный объем изотермически затвердевающей жидкости; ω — параметр, зависящий от степени переохлаждения, времени, числа примесей и формы кристаллов.

Для спонтанного роста сферических кристаллов из формулы (26) можно получить

$$[V_{\text{тв}}]_{\text{спонт}} = V_0 \left(1 - e^{-\frac{\pi}{3} n v_{\text{лин}}^3 \tau^4} \right), \quad (27)$$

где τ — время, отсчитываемое от момента начала кристаллизации.

При получении сферических кристаллов на готовых подложках (зародышах) и при отсутствии спонтанной кристаллизации ($n = 0$) получим

$$[V_{\text{тв}}]_{\text{прим}} = f(N, \tau), \quad (28)$$

$$[V_{\text{тв}}]_{\text{прим}} = V_0 \left(1 - e^{-\frac{4}{3} \pi N v_{\text{лин}}^3 \tau^3} \right). \quad (29)$$

Применительно к кристаллам сложной формы при постоянной ΔT формула (26) может быть записана в виде

$$V_{\text{тв}} = V_0 (1 - e^{-\Delta T^b}), \quad (30)$$

где b — коэффициент.

Формула (27), т. е. решение задачи применительно к изотермическому процессу и образованию сферических кристаллов, была

получена также И. Л. Миркиным графическим путем. Уравнение (30) сформулировал Н. М. Сирота в 1962 г. [53].

Кинетическая теория кристаллизации сыграла большую положительную роль в изучении процессов перехода жидкой фазы в твердую; она позволила установить и исследовать отдельные факторы, влияющие на процесс кристаллизации и в ряде случаев установить сравнительную значимость этих факторов.

Вместе с тем, использовать общую теорию кристаллизации для практического расчета и регулирования кристаллической структуры сплава в отливках представляется чрезвычайно трудным, так как при современном состоянии науки и экспериментальной техники ни расчетным, ни экспериментальным путем не удастся определить скорости образования зародышей и роста кристаллов в отдельных участках отливок, которые затвердевают неодновременно и в разных тепловых условиях. Невозможность предположения о том, что сплав в отливке затвердевает во всех точках в одинаковых условиях и, следовательно, невозможность применения (27)—(29) доказываемся многими факторами. В частности, если бы образование твердой фазы происходило в соответствии с этими формулами, то по этим же формулам можно было бы судить и о выделении теплоты кристаллизации. В действительности при охлаждении металла в любых литейных формах отвод теплоты кристаллизации происходит по совершенно другим законам и образование твердого металла целиком обуславливается скоростью отвода этой теплоты.

Именно этот факт учел Н. Г. Гиринович, который сделал значительный шаг вперед для разработки практически применимой теории кристаллизации. В 1959 г. Н. Г. Гиринович [11] использовал то очевидное положение, что количество твердой фазы, образующейся в отливке в каждый произвольно взятый момент времени (в период затвердевания), неизбежно пропорционально количеству отводимой в этот момент теплоты кристаллизации сплава:

$$\frac{dV_{ТВ}}{d\tau} = \frac{1}{\rho\gamma} \cdot \frac{dQ_p}{d\tau}, \quad (31)$$

где ρ — удельная теплота кристаллизации, отнесенная к единице массы сплава ккал/кг; γ — плотность сплава, кг/м³; $\rho\gamma$ — удельная теплота кристаллизации, отнесенная к единице массы сплава, ккал/м³; Q_p — теплота кристаллизации, ккал.

Учитывая уравнение (31) и упрощенную формулу (25), можно записать

$$\frac{dV_{ТВ}}{d\tau} = \varphi(\Delta T, M) = \frac{1}{\rho\gamma} \frac{dQ_p}{d\tau}. \quad (32)$$

Рассмотрение формулы (32) позволяет сделать вывод о том, что определяющим фактором процесса кристаллизации является скорость отвода теплоты кристаллизации (аргумент функции), а роль переохлаждения (при постоянном количестве примесей)

сводится к тому, что оно, изменяясь, обеспечивает в каждый момент времени подвижное равновесие между $\frac{dV_{\text{ТР}}}{d\tau}$ и $\frac{1}{\rho\gamma} \cdot \frac{dQ_p}{d\tau}$. Изменение переохлаждения позволяет поддерживать равновесие между правой и левой частями уравнения (32) в условиях, когда $\frac{dQ_p}{d\tau}$ непрерывно изменяется в связи с изменением внешних условий охлаждения отливки (например, в связи с тем, что отвод теплоты кристаллизации в постепенно нагревающуюся форму непрерывно уменьшается). Эта же мысль о значении скорости отвода теплоты кристаллизации была высказана в другой форме в работе автора настоящей книги [25].

Н. Г. Гиршович учел, что скорость отвода в литейную форму теплоты кристаллизации $\frac{dQ_p}{d\sigma}$ может быть представлена как разность между общей скоростью отвода всей теплоты $\left(\frac{dQ}{d\tau}\right)$ и скоростью отвода теплоты, связанной с понижением теплосодержания сплава при его охлаждении $\left(-\frac{dQ_p}{d\tau}\right)$. Этот последний фактор, очевидно, зависит от теплоемкости сплава:

$$\frac{dQ_p}{d\tau} = \frac{dQ}{d\tau} - \frac{dQ_p}{d\tau}. \quad (33)$$

Таким образом было установлено, что в условиях, когда $\frac{dQ_p}{d\tau}$ определяется теплофизическими свойствами литейной формы или иными внешними условиями, величина переохлаждения сплава также зависит от этих условий. Величина переохлаждения в каждый данный момент времени, обуславливающая линейную скорость роста кристаллов, а при спонтанной кристаллизации и скорость образования зародышей должны быть таким, чтобы обеспечивался необходимый темп увеличения в отливке количества твердой фазы.

Применение этих положений приводит к выводам, важным для понимания сущности литейных процессов. Сравнение, например, количества теплоты кристаллизации, которая должна выделиться за определенные промежутки времени в случае изотермической кристаллизации, протекающей в соответствии с формулами (27) и (28) или (29), с количеством теплоты кристаллизации, отводимой реальной литейной формой, показывает, что эти количества не совпадают и что, следовательно, кристаллизация сплава в отливке, как указывалось, не может происходить изотермически: температура сплава и степень его переохлаждения должны изменяться.

На рис. 9 дан график, позволяющий сравнить увеличение количества теплоты кристаллизации, выделившейся при изотермической кристаллизации на примесях согласно формуле (29) (кривая I), и увеличение количества теплоты кристаллизации, которая фактически успевает восприниматься разовой песчано-глинистой

литейной формой (кривая 2). При построении графика принято, что $\frac{V_{ТВ}}{V_0} = \frac{1}{\rho\gamma} \cdot \frac{Q_p}{Q_p^0}$ (Q_p^0 — общий потенциальный запас теплоты кристаллизации в объеме V_0). Время полного затвердевания отливки для обоих сравниваемых случаев принято одинаковым ($\tau_{затв} = \text{const}$).

Из рассмотрения графика видно, что в начале процесса затвердевания в период до $\tau = \tau_1$ относительная доля выделившейся теплоты кристаллизации $\left(\frac{Q_p}{Q_p^0}\right)$ в реальном процессе превышает

относительную теплоту, которая выделялась бы при изотермическом процессе; во второй период времени от момента τ_1 до момента окончания процесса $\tau_{затв}$ наблюдается обратное явление. Следовательно, переохлаждение кристаллизующегося сплава в начальный период времени должно быть большим и уменьшаться к окончанию процесса кристаллизации.

Кристаллизация наружных слоев отливки происходит раньше, чем затвердевание ее внутренних областей, поэтому поверхностные зоны отливки кристаллизуются при большей скорости отвода теплоты, чем внутренние зоны. Судя по обычно наблюдаемой разнице кристаллических структур в наружной и центральных зонах отливки, это положение полностью подтверждается в производственной практике. Описанная роль переохлаждения подтверждается рассмотрением кривой на рис. 4. Действительно, при соблюдении во всех опытах постоянных условий охлаждения (т. е. при одинаковом во всех случаях изменении во времени $\frac{dQ_p}{d\tau}$ и, следовательно, $\frac{dV_{ТВ}}{d\tau}$)

кристаллическое строение оказалось зависящим от числа зародышей, сохранившихся после перегрева. На разном числе зародышей твердая фаза нарастала с различной скоростью, что явилось следствием изменявшегося от опыта к опыту переохлаждения. Переохлаждение в этой серии опытов (см. рис. 4) оказалось не только функцией скорости отвода теплоты (оно было постоянным), но и функцией числа зародышей, т. е. иными словами ΔT выполняло роль регулятора при сохранении подвижного равновесия между $\frac{dQ_p}{d\tau}$ и $\frac{dV_{ТВ}}{d\tau}$. (см. изменение линейной скорости кристаллизации $v_{лин}$ при увеличении переохлаждения ΔT , см. рис. 7).

Представления Н. Г. Гиршовича широко использованы Г. Ф. Баландиным, который в своей работе значительно расширил и углубил эти представления, создав ряд схем для расчета

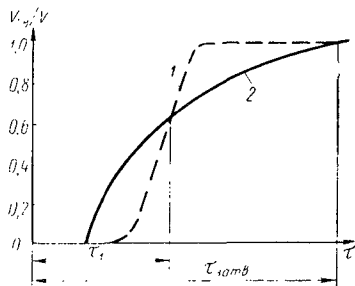


Рис. 9. Увеличение относительного количества твердой фазы в кристаллизующемся сплаве при изотермической кристаллизации (1) и при затвердевании реальных отливок (2)

параметров, образующихся в отливке кристаллических структур [2].

Возвратимся к оценке принципиального значения (32). Опыт показал, что во многих случаях на практике она достаточно правильно описывает процесс кристаллизации. Вместе с тем, (32) не является универсальной.

При применении любого вывода, вытекающего из этой формулы, наталкиваемся нередко на противоречия и исключения. Многие из этих исключений отмечены в работе Г. Ф. Баладина. Так, при обычно наблюдаемой и согласующейся с формулой (32) тенденцией к увеличению макрозерен сплава при использовании подогретой формы Г. Ф. Баладин выявил случаи, когда макрозерно практически не зависело от первоначальной ее температуры. Это наблюдение было сделано при заливке алюминия А7 с добавкой 0,02 Ti в графитовую форму, нагретую до 650°С, и в холодную изложницу. Такие же результаты в совершенно аналогичных условиях были получены при заливке сплава алюминия, содержащего 1,16% Si. Не всегда одинаково влияние температуры заливки сплава на протяженность зоны столбчатых кристаллов и т. д.

Во многих случаях экспериментальные и ожидаемые результаты изменения того или иного параметра технологического процесса не соответствуют друг другу вследствие того, что в качестве регулирующего фактора учитывают только переохлаждение, а не весь комплекс параметров $(n, v_{\text{лим}}, N, \delta_{\text{эфф}}, \epsilon, \Phi, \frac{d\Phi}{d\tau}, \rho)$, входящих в (24). Это же объясняет и то обстоятельство, что до сих пор не удавалось установить числовую взаимосвязь между $\frac{dQ_p}{d\tau}$ и ΔT , даже если эксперименты проводили со сплавом определенного химического состава. Характер кривых $n - \Delta T$ и $v_{\text{лим}} - \Delta T$ всегда сохраняется таким, как показано на рис. 8, однако масштаб числовых значений ΔT на ординате этого рисунка, а также числовая взаимосвязь между $\frac{dQ_p}{d\tau}$ и ΔT изменяются. Такое положение кажется естественным, если учесть, что изменение $\frac{dQ_p}{d\tau}$, а соответственно и $\frac{dV_{\text{ТВ}}}{d\tau}$ может компенсироваться не только изменением величины переохлаждения, но и числа активных примесей в сплаве, в том числе путем вовлечения в процесс образования зародышей примесей с изменившейся степенью несоответствия решеток δ посредством искажения формы растущих кристаллов, изменения долевого участия дислокационного механизма при их росте, а также внешними силами, действующими на сплав. Именно поэтому числовая связь между ΔT , $\frac{dQ_p}{d\tau}$ и $\frac{dV_{\text{ТВ}}}{d\tau}$ отсутствует. Задавшись переохлаждением того или иного сплава (в °С) или определив переохлаждение экспериментально (когда

это возможно), нельзя предопределить ход процесса кристаллизации. Это положение усугубляется еще и тем обстоятельством, что один из членов формулы (32) — число активных примесей N — благодаря дезактивации изменяется во времени, вследствие чего, например, при заливке сплава из большого разливочного ковша в первой залитой форме содержится большее число активных примесей, чем в сплаве, залитом в последнюю форму.

Заливка сплава из одного и того же ковша достаточно продолжительна и может достигать 20—40 мин. В результате постепенной дезактивации примесей, даже при условии, что все формы обладают одинаковыми теплофизическими характеристиками и что отливки имеют одинаковую геометрическую конфигурацию, сплав в первой форме получится с мелкозернистой кристаллической структурой, а в последней — с крупнокристаллической дендритной структурой. Скорость образования твердой фазы определяется величиной $\frac{dQ_p}{d\tau}$ [см. уравнение (31)] в обоих случаях будет одинаковой, но в первом случае она обуславливается ростом большого числа зародышей с малой скоростью и относительно малой деформацией кристаллов, соответствующей незначительному переохлаждению, а во втором случае — быстрым ростом малого числа зерен при увеличивающейся степени переохлаждения и при повысившейся вероятности образования дендритов. Таким образом, знание величины переохлаждения сплава, выраженного в $^{\circ}\text{C}$, даже если бы эта величина была известна для различных моментов времени, в которые происходит кристаллизация разных слоев отливки, не дало бы возможности предопределить кинетику процесса формирования кристаллической структуры.

Точно также практически трудно учесть изменение числа дислокаций, выходящих на поверхность кристалла. Можно отметить, что число дислокаций увеличивается при повышении внутренних напряжений в кристалле, которые, в свою очередь, растут по мере увеличения скорости отвода теплоты, усиления роста кристалла в направлениях, не соответствующих направлению нормали к его граням, и развития отдельных блоков этих кристаллов.

6. Дополнительные сведения о факторах, обеспечивающих равновесие между количеством отводимой теплоты кристаллизации и количеством образовавшейся твердой фазы. Дендритная кристаллизация

Кинетика кристаллизации зависит от условий теплообмена между отливкой и формой. Количество потерянной отливкой теплоты кристаллизации соответствует количеству образовавшейся в ней твердой фазы. Подвижное равновесие между $-\frac{dQ_p}{d\tau}$ и $\frac{dV_{\text{тв}}}{d\tau}$ достигается самопроизвольным изменением многочисленных фак-

торов, учитываемых уравнением (24). Первые четыре фактора, входящие в это уравнение, n , $v_{лин}$, N , и $\delta_{эфф}$, рассмотрены выше, при этом было установлено, что n и $v_{лин}$ являются функциями переохлаждения сплава, что позволило выявить значение и этого параметра процесса.

Рассмотрим явление деформации кристалла правильной формы как акт, содействующий приближению кристаллизующегося сплава к равновесному состоянию. Допустим, что можно регулировать переохлаждение сплава. Задаемся очень малой скоростью отвода теплоты кристаллизации, которая на первом этапе процесса обеспечит образование зародышей на примесях, а на втором — рост зародышей во всех направлениях с постоянной линейной скоростью $v_{лин1}$. Результатом явится развитие кристаллов, каждый из которых будет сохранять правильную форму, вплоть до момента столкновения с соседним растущим кристаллом. Предположим далее, что в другом случае была увеличена скорость отвода теплоты кристаллизации и что в соответствии с этим должна была возрасти скорость образования твердой фазы. Такое возрастание $\frac{dV_{тн}}{dt}$ может быть вызвано, как указывалось, увеличением переохлаждения сплава до температуры, при которой повысившаяся до $v_{лин2}$ ($v_{лин2} > v_{лин1}$), линейная скорость кристаллизации вновь приведет к сохранению равенства $\frac{dV_{тн}}{dt} = \frac{1}{\rho\gamma} \frac{dQ_p}{dt}$.

При этом форма кристаллов не изменяется. Однако есть и другой способ поддержания этого равенства. Действительно, при ранее принятом малом переохлаждении и соответствующей ему малой линейной скорости роста кристаллов $v_{лин1}$, увеличение количества твердой фазы, образующейся в единицу времени, может произойти и за счет увеличения поверхности раздела кристалл—жидкость, что, естественно, связано с изменением формы кристалла. Очевидно, что при постоянном значении $v_{лин1}$, т. е. при постоянном переохлаждении, скорость образования твердого вещества будет прямо пропорциональна площади поверхности раздела, на которой протекает кристаллизация.

Должно быть принято во внимание, что увеличение скорости отвода теплоты кристаллизации в любом из двух рассматриваемых случаев приведет к возрастанию свободной энергии в том объеме жидкого сплава, в котором возникают и развиваются кристаллы. В твердом металле растущего кристалла свободная энергия будет уменьшаться в соответствии с увеличением второго члена правой части (3). В жидком же сплаве увеличение переохлаждения приведет к возрастанию избытка свободной энергии по сравнению с равновесным состоянием.

Общий избыток свободной энергии одного моля жидкого переохлажденного металла составит

$$\Delta G = \Delta H_{пл} \frac{\Delta T}{T_{кр}} + \sigma F, \quad (34)$$

где $\Delta H_{пл}$ — энтальпия плавления 1 моля металла; σ — межфазное натяжение на границе твердой и жидкой фаз; F — площадь поверхности раздела жидкого металла с растущими в нем кристаллами.

Если фактором, регулирующим подвижное равновесие [см. уравнение (31)] является переохлаждение, возрастание избытка свободной энергии при ускорении теплоотвода произойдет за счет первого члена уравнения (34), который увеличится на

$$-\frac{\Delta H_{пл}}{T_{кр}} (\Delta T_2 - \Delta T_1).$$

Если рост кристаллов происходит при неизменном переохлаждении ($\Delta T_2 = \Delta T_1$), первый член уравнения (34) не изменяется. При этом увеличение ΔG может быть обусловлено только ростом второго члена этого уравнения.

В общем случае соответствие между количеством отведенной теплоты кристаллизации и количеством твердой фазы можно достигнуть одновременным изменением обоих членов правой части уравнения (34). Действительно, если переохлаждение ΔT_1 не вызвало изменения формы кристаллов, то для начала такого изменения необходимо падение температуры до более низкого значения. Одновременно с нарушением правильной формы кристаллов поверхность раздела кристалл — жидкость начнет увеличиваться, объем металла, кристаллизующегося на этой поверхности, и количество выделяющейся теплоты кристаллизации возрастают и равновесие между отводимой и выделяемой теплотой кристаллизации будет достигнуто при переохлаждении меньшем, чем ΔT_2 . Таким образом, одновременное изменение обоих факторов можно объяснить тем, что в определенных условиях термодинамически обоснованным окажется увеличение поверхностей раздела твердой и жидкой фаз, а не дополнительное увеличение переохлаждения. Этим будет обусловлен рост ветвей дендритов вторичного, третичного и последующего порядков, в том числе и тех, которые направлены перпендикулярно к направлению теплового потока. Очевидно, что при реальном процессе система будет стремиться к тому, чтобы свободная энергия при росте кристаллов увеличивалась минимально. Это соответствует условию

$$\frac{\partial(\Delta G)}{\partial(\Delta T)} = 0. \quad (35)$$

Прежде чем найти решение (35) примем во внимание, что количество теплоты кристаллизации, отводимой в единицу времени от образующейся твердой фазы, составит

$$Q_p = \rho \gamma F v_{лин}, \quad (36)$$

где $v_{лин}$ — средняя линейная скорость роста кристалла на всей его поверхности.

Величину $v_{\text{лин}}$ можно представить в виде

$$v_{\text{лин}} = k(\Delta T)^n, \quad (37)$$

здесь k и n — коэффициенты, учитывающие плотности дислокаций на поверхности кристалла и разницу скорости его развития в различных направлениях.

Тогда

$$Q_p = \rho \gamma F k (\Delta T)^n, \quad (38)$$

$$F = \frac{Q_p}{\rho \gamma k (\Delta T)^n}. \quad (39)$$

Подставив значение F в (35), получим

$$\Delta G = \Delta H_{\text{пл}} \frac{\Delta T}{T_{\text{кр}}} - \frac{\sigma Q_p}{\rho \gamma k (\Delta T)^n}.$$

Найдем экстремум для значения ΔG :

$$\frac{\partial (\Delta G)}{\partial (\Delta T)} = \frac{\Delta H_{\text{пл}}}{T_{\text{кр}}} - \frac{n \sigma Q_p}{\rho \gamma k (\Delta T)^{n+1}} = 0, \quad (40)$$

или, вновь подставив F из (39) в (40), найдем окончательно

$$\frac{\Delta H}{T_{\text{кр}}} - \frac{n \sigma F}{\Delta T} = 0, \quad (41)$$

$$F = \frac{\Delta H_{\text{пл}} \Delta T}{T_{\text{кр}} n \sigma}. \quad (42)$$

Приходим к выводу, что площадь поверхности кристалла, образующегося при затвердевании 1 моля жидкого металла, будет тем больше, чем больше степень переохлаждения жидкости (ΔT) и тем меньше, чем выше межфазное натяжение на границе твердой и жидкой фаз.

Приведенный радиус кристалла

$$r_{\text{прив}} = \frac{V}{F} = \frac{m T_{\text{кр}} n \sigma}{M \Delta H_{\text{пл}} \Delta T}, \quad (43)$$

где $\frac{m}{M}$ — объем вещества.

При расчетах следует иметь в виду, что величина поверхностной энергии σ , входящая в уравнение (42), должна учитываться в случае роста кристаллов неправильной формы и что она немного выше межфазного натяжения на поверхности раздела грани правильного кристалла с жидким расплавом.

Функции $F = f(\Delta H_{\text{пл}}, \Delta T, T_{\text{кр}}, n, \sigma)$ и $r_{\text{прив}} = \varphi(m, M, \Delta H_{\text{пл}}, \Delta T, T_{\text{кр}}, n, \sigma)$, имеющие относительно простое алгебраическое выражение [см. (42) и (43)], можно заменить функциями, в которых поверхность кристалла F и приведенный его радиус $r_{\text{прив}}$ будут непосредственно связаны с количеством теплоты кристаллизации Q_p , отводимой в единицу времени.

Из (39) находим

$$\Delta T = \sqrt[n]{\frac{Q_0}{\rho\gamma k F}}. \quad (44)$$

Подставляя (44) в (42), получим

$$F = \frac{\Delta H_{пл} \sqrt[n]{\frac{Q_0}{\rho\gamma k F}}}{T_{кр} n \sigma \sqrt[n]{\frac{Q_0}{\rho\gamma k F}}},$$

$$F^{\frac{n+1}{n}} = \left(\frac{\Delta H_{пл}}{T_{кр} n \sigma} \right) \sqrt[n]{\frac{Q_0}{\rho\gamma k}},$$

$$F = \sqrt[n+1]{\left(\frac{\Delta H_{пл}}{T_{кр} n \sigma} \right)^n \frac{Q_0}{\rho\gamma k}}. \quad (45)$$

и

$$r_{криз} = \frac{m}{M \sqrt[n+1]{\left(\frac{\Delta H_{пл}}{T_{кр} n \sigma} \right) \frac{Q_0}{\rho\gamma k}}}. \quad (46)$$

Из анализа уравнений (45) и (46) следует, что площадь поверхности кристаллов, равновеликих по массе и объему, увеличивается, а величины их приведенного радиуса уменьшается по мере роста скорости отвода теплоты кристаллизации и уменьшения его межфазного натяжения на границе с жидкостью.

В литейном производстве при реально существующих скоростях охлаждения всегда возникает переохлаждение, превышающее то его значение, которое необходимо для роста кристаллов правильной формы. Как указывалось, искажение формы кристалла связано с преодолением более высокого энергетического барьера, чем при росте правильного кристалла, так как развитие граней кристалла требует накопления повышенного избытка свободной энергии или, иными словами, повышенной энергии активации процесса роста кристаллов.

Реально возникающее переохлаждение практически всегда создает условия для искажения кристаллов, так как в отсутствие такого искажения переохлаждение должно было бы дополнительно увеличиться, что связано с увеличением свободной энергии на величину большую, чем это требуется при искажении кристаллов.

Таким образом, процесс деформации кристаллов правильной формы, требующий совершения внешними силами определенной работы, является таким же мощным фактором для поддержания подвижного равновесия между $\frac{dU_{ТВ}}{d\tau}$ и $\frac{dQ_0}{d\tau}$ [см. (31)], как и увеличение переохлаждения, которое тоже связано с необходимостью совершать работу.

Степень искажения кристаллов будет тем больше, чем выше скорость отвода теплоты кристаллизации и степень переохлаждения [см. (46) и (42)]. Предельное увеличение внешней поверхности

кристалла и наименьшая скорость увеличения его приведенного радиуса $r_{\text{прив}} = \sqrt{\frac{V}{F}}$ могут быть достигнуты при условии, что кристалл, имевший первоначально лобовую форму, будет развиваться одномерно, т. е. только в одном направлении. Этот случай будет соответствовать условию $F = cV$ (см. стр. 26).

При этом приведенный радиус, несмотря на увеличение размеров кристалла, будет увеличиваться с минимальной скоростью, а в пределе не будет увеличиваться вообще. Например, приведенный радиус цилиндра с большой длиной его образующей ($h \gg r$) практически не зависит от этой длины h :

$$r_{\text{прив}} = \frac{V}{F} = \frac{\pi r^2 h}{2\pi r h} = \frac{r}{2} = \text{const.}$$

Исходя из того, что $h \gg r$, здесь пренебрегаем площадью торцов цилиндра $2\pi r^2$.

Большое значение для формирования кристаллической структуры сплава имеет тот факт, что в период развития кристалла по каким-либо причинам может уменьшаться скорость отвода теплоты в литейную форму, например при литье в разовые литейные формы. Тогда в том объеме отливки, в котором развивается кристалл, уменьшится избыток свободной энергии, что в соответствии с уравнением (34) приведет, во-первых к уменьшению степени переохлаждения и, во-вторых к такому деформированию кристалла, при котором не удаляется, а наоборот, приближается его форма к равновесному виду. Дальнейший рост кристалла будет происходить при сохранении или даже при уменьшении его приведенного радиуса. Примером такого развития является первоначальный рост кристалла в форме дендрита и его последующее постепенное превращение в макрозерно полиэдрической формы. В этой связи следует отметить, что микроструктура сплавов отражает историю развития кристаллов и показывает, как изменяется каждый кристалл прежде, чем он достиг тех очертаний, которые видим, изучая макроструктуру.

Таким образом, искажение формы кристаллов на разных этапах их развития влияет на микро- и макроструктуры сплавов. Дендритная кристаллизация является следствием высокой скорости отвода теплоты от отливки и большого переохлаждения сплава. Процесс развития кристаллов исследовался экспериментально.

В опытах [29] использовали цилиндрические отливки, охлаждавшиеся только через один из торцов. Теплоотвод через другие поверхности отливки предотвращался за счет специальной конструкции разогретой формы. Во всех опытах заливали сплав, содержащий 95% Al и 5% Si с перегревом 30° над температурой ликвидуса. Исследованию подвергалась структура сплава в сечениях отливки, удаленных от охлаждаемого торца (от холодильника) на 30, 60, 90 и 120 мм.

В параллельной серии опытов, проводимых в одинаковых тепловых условиях, фиксировали изменение во времени температурных полей в исследуемых сечениях.

После соответствующей подготовки шлифов [42] для каждого из сечений отливки методом измерения микротвердости строили кривые распределения меди в твердом растворе. Данная произвольно выбравшихся дорожек (секущих) составляла 7–10 мм, шаг замеров 0,03 мм. Испытания проводили на микротвердомере ПМТ-3, снабженном устройством, сконструированным Н. С. Беспаловым, для автоматического нагружения.

Сплав, содержащий 95% Al, 5% Cu, характеризуется полнотой разделительной диффузии на фронте растущего кристалла и практически полным отсутствием диффузии меди в твердой фазе; поэтому, зная содержание меди в каком-либо микрообъеме отливки, можно по равновесному солидусу соответствующего твердого раствора и по температурной кривой определить время затвердевания этого микрообъема.

Экспериментально найденное распределение меди позволило воспроизвести кинетику накопления твердой фазы $V_{тв}$ и развития межфазной поверхности F . Для этого использовали металлографический метод Разиваля и Салтыкова [51]. Экспериментальные результаты, полученные этим методом, обрабатывали путем построения и использования специальной номограммы. Такая номограмма представлена на рис. 10.

На рис. 10, а нанесены кривые охлаждения исследуемых сечений отливки. Эти кривые, как было отмечено, получают при проведении предварительных опытов. На рис. 10, б изображена та часть диаграммы состояния Al—Cu-сплавов, которая относится к проведенным экспериментам (95% Al, 5% Cu). Затем на рис. 10, в наносят график, характеризующий распределение меди по длине секущей (в рассматриваемом случае—этот график относится к

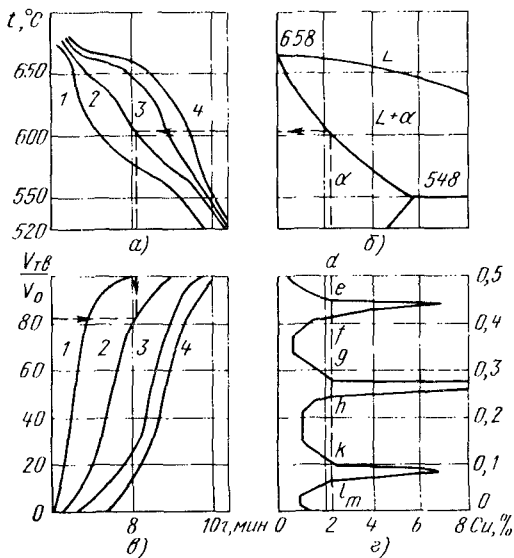


Рис. 10. Изменение величины межфазной поверхности между растущим кристаллом и жидкостью. Исследование по методу Разиваля и С. А. Салтыкова [51]:

1—4 — сечения отливки, расположенные соответственно на расстоянии 30, 60, 90 и 120 мм от ее охлаждаемого торца (от холодильника)

сечению 2 отливки, отстоящему от ее охлаждаемого торца на 60 мм). По этому графику находят относительное количество твердой фазы, успевшей образоваться к тому или иному моменту времени. В начале процесса поверхность растущих кристаллов содержит меньшее количество меди по сравнению с ее средним содержанием в сплаве. По мере понижения температуры содержание меди возрастает. В связи с этим анализ начинают с момента появления кристаллов, обданных медью, и продолжают его до полного затвердевания сплава. На рис. 10, *г* показана одна из стадий анализа, которая соответствует моменту, когда в сплаве на поверхности образовавшихся кристаллов, согласно равновесному солидусу, содержится 2,2% Cu. Соответствующую точку солидуса на рис. 10, *б* соединяют горизонтальной штриховой линией с температурной кривой, относящейся к сечению 2 на рис. 10, *а*. Выясняется, что температура солидуса, равная 605°С, достигается в исследуемом сечении через 8,07 мин. Для определения относительного количества успевшей образоваться твердой фазы из точки солидуса на рис. 10, *б* опускают вертикальную штриховую линию, рассекающую кривые на рис. 10, *г*. Отношение отрезков секущей l_i , заключенных внутри i -тых твердых кристаллов ($d - e, f - g, h - k, l - m$), ко всей длине l секущей является выражением относительного количества твердой фазы, успевшей образоваться через 8,07 мин:

$$\frac{V_{\text{ТВ}}}{V_0} = \frac{\sum l_i}{l} \quad (47)$$

Для рассматриваемого случая это составит 0,82. Величину $0,82 \cdot 100 = 82\%$ откладывают на кривой рис. 10, *в*, относящейся к сечению 2. Аналогично на рис. 10, *в* построены остальные точки кривой 2.

После окончания построения этой кривой переходят к исследованию других сечений (1, 3, 4) отливки. Для этого кривые на рис. 10, *г* заменяют кривыми, относящимися к новому изучаемому сечению. Точки солидуса, соответствующие разному содержанию меди, соединяют горизонтальными штриховыми линиями с температурными кривыми 1, 3 или 4 (рис. 10, *а*) и вертикальными штриховыми линиями с новыми кривыми на рис. 10, *г*.

После этого прежним способом для каждого сечения и для точек с разным содержанием меди в этом сечении определяют взаимосвязь между $\frac{V_{\text{ТВ}}}{V_0} \cdot 100$ и t . Результат этой работы показан на рис. 10, *в*, где найденные взаимосвязи представлены кривыми 1, 3 и 4.

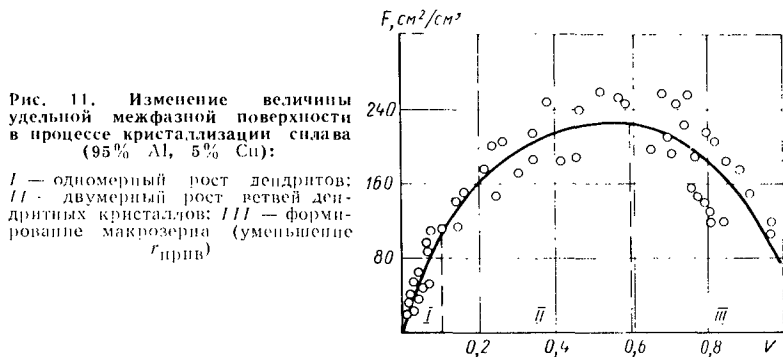
Номограмма на рис. 10 позволяет также найти для любого момента времени и для каждого сечения отливки удельную поверхность раздела между жидким и уже затвердевшим сплавом:

$$F_{\text{ТВ-ж}} = \frac{2m}{l} \quad (48)$$

где m — число пересечений вертикальной штриховой линии длиной l с кривыми распределения меди (рис. 10, з).

Значения V и F , рассчитанные по опытным данным, сведены в один график (рис. 11)¹.

Все изучавшиеся сечения имели макроструктуру, характеризовавшуюся равноосными макрозернами. Поэтому, несмотря на то что нанесенные на график точки относятся к различным сечениям отливки и, следовательно, к структурам с различной величиной дендритных ячеек, общие закономерности в изменении скорости накопления твердой фазы остаются постоянными. Изменение дисперсности дендритной структуры проявилось лишь в том, что най-



денные точки образовали поле некоторой ширины около средней кривой.

Опыты позволили выделить три существенно различающихся периода в процессе структурообразования. В первый период (участок I) наблюдается линейная зависимость между V и F , что соответствует $r_{прив} \cdot \frac{V}{F} = const$. На этом отрезке времени происходит одномерный рост главной и побочных ветвей дендритов. Средний приведенный диаметр образующихся ветвей в рассматриваемом случае составлял $r_{прив} \approx 10$ мкм.

После накопления 10% твердой фазы (по отношению ко всему объему металла) процесс структурообразования переходит во второй период (участок II), характеризующийся тем, что V растет быстрее F , что соответствует постоянной линейной скорости роста кристалла по всем его граням. Происходит утолщение ветвей дендрита. Наконец, в третий период (участок III) после накопления 60% твердой фазы увеличение V сопровождается уменьшением относительной поверхности F зерна. Развивавшийся вначале дендрит постепенно переходит в приблизительно равноосное макрозерно.

¹ Эти опыты, также как и описанные ниже опыты с чистыми металлами, выполнены канд. техн. наук Н. С. Беспаловым.

Описанный эксперимент относится к случаю, когда дендритное строение сплава обнаруживается при исследовании микроструктуры. Изменение условий теплоотвода от отливки может привести к положению, при котором процесс прервется во втором периоде и не будет уменьшаться приведенный радиус кристалла. Тогда дендритное строение кристаллов можно наблюдать при рассмотрении макроструктуры сплава и структуры сплава невооруженным глазом.

В гл. II будет обращено внимание на реже встречающуюся (но тем не менее совершенно реальную) возможность увеличения скорости отвода теплоты кристаллизации в процессе роста кристалла. Тогда относительно равновесная микроструктура сплава будет сочетаться с явно выраженным дендритным строением макрокристалла.

Нами рассмотрено воздействие изменения скорости отвода теплоты на изменение формы кристалла.

Форма зерна изменяется таким образом, чтобы в жидкости успело образоваться такое количество твердой фазы, при котором выделяемая отливкой теплота равнялась теплоте, отводимой от нее формой.

Дальнейший анализ вопроса дает возможность сделать дополнительные выводы. Из (45) следует, что развитие паружной поверхности кристалла тормозится возрастанием межфазного натяжения σ между кристаллом и окружающим его расплавом. Следовательно, можно заключить, что дендритная кристаллизация наблюдается тем в большей степени, чем ниже межфазное натяжение. В соответствии с этим можно предположить, что разные металлы должны иметь различную склонность к дендритной кристаллизации. Указанное положение также нашло экспериментальное подтверждение. Опыты проводили путем получения жидких пленок различных металлов, затвердевших на полированной подложке. В структуре каждой из пленок методом С. А. Салтыкова [51] определяли удельную поверхность кристаллов F в $\text{см}^2/\text{см}^3$. Пленки изготовляли из химически чистых свинца, кадмия, цинка, олова, висмута и алюминия. Значение $\sigma_{\text{тв-ж}}$ вычисляли по М. П. Дохову и С. Н. Задумкину [17]. Как следует из (45) и (46), развитие дендритной кристаллизации должно зависеть не только от $\sigma_{\text{тв-ж}}$, но и от других факторов (γ , M , $\Delta H_{\text{пл}}$, ΔT , $T_{\text{кр}}$, n), различных для исследованных веществ. Эти факторы обобщенно учитывали двумя параметрами: относительной (отсчитанной от начальной температуры подложки $T_{\text{нач. подл}}$) температурой плавления $\theta_{\text{кр}} = \frac{T_{\text{кр}} - T_{\text{нач. подл}}}{T_{\text{кр}} - T_{\text{нач. подл}}}$ и коэффициентом аккумуляции теплоты $b = \sqrt{\lambda c \gamma}$ (см. табл. 1). Выбор этих параметров обусловливался тем, что для всех выбранных металлов отношение энтропии их плавления $\Delta H_{\text{пл}}$ к температуре плавления $T_{\text{кр}}$ составляло величину, близкую к 10. Кроме того, $\theta_{\text{кр}}$ и b характеризовало условия теплообмена между подложкой и нанесенной на нее каплей металла.

Зависимость удельной поверхности кристаллов различных металлов от температуры плавления, коэффициента аккумуляции теплоты и межфазного натяжения на границе с собственным расплавом

Наименование металла	$\sigma_{\text{тв. ж.}}$ эрг/см ²	$\theta_{\text{кр}} - T_{\text{кр}}$ $T_{\text{нач. подл}}$	$b = \frac{1}{\sigma_{\text{тв. ж.}}} \cdot \frac{Q_{\text{акк}}}{(M^2 \cdot \text{ч}^{-1} \cdot \text{г}^{-1} \cdot \text{г}^{\circ} \theta)}$	F , см ² /см ³
Свинец	15,3	307	98,5	5100
Кадмий	37,1	301	207	8200
Цинк	59	400	220	3300
Олово	14,5	212	112	9000
Висмут	22,0	252	71	12000
Алюминий	97,1	251	390	2500

В результате опытов была найдена корреляционная связь:

$$F = 8,71 \cdot 10^8 \sigma^{0,68} \theta^{-2,1} b^{-0,15} \quad (49)$$

Значения σ , $\theta_{\text{кр}}$, b и экспериментально найденные удельные поверхности F даны в табл. 1. Рис. 12 позволяет сопоставить величины удельной поверхности, рассчитанные по (49) и найденные экспериментально. На рис. 13 представлена микроструктура заливавшихся металлов. Интересно, что характер развития поверхности у формирующихся кристаллов разных металлов различен. Особое место занимает цинк. Повышение удельной поверхности цинка происходит не за счет развития древовидных кристаллов, а путем роста лепестковых кристаллов. Предположительно это можно объяснить очень значительной анизотропностью скорости роста кристаллов цинка. Однако это не помешало тому, чтобы фактическая удельная поверхность кристаллов цинка мало отличалась от расчетной (см. рис. 12).

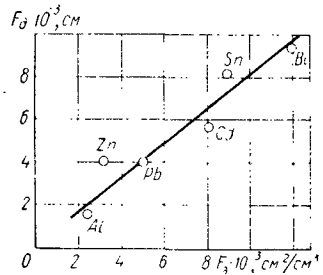


Рис. 12. Удельная поверхность дендритов литых металлов (по оси абсцисс даны экспериментальные значения удельной дендритной поверхности F_0)

Межфазное натяжение между твердой и жидкой фазами определяется не только специфическими особенностями различных материалов (металлов), но и характером заливаемых бинарных и более сложных сплавов. Межфазное натяжение должно возрастать в случаях значительного развития разделительной диффузии, т. е. когда растворимость отдельных компонентов сплава, находящегося в твердом и жидком состояниях, очень различна. Действительно, в сплавах, характеризующихся диаграммой состояния типа, показанного на рис. 14, а, дендритная кристаллизация происходит реже, чем в сплавах, соответствующих диаграмме на

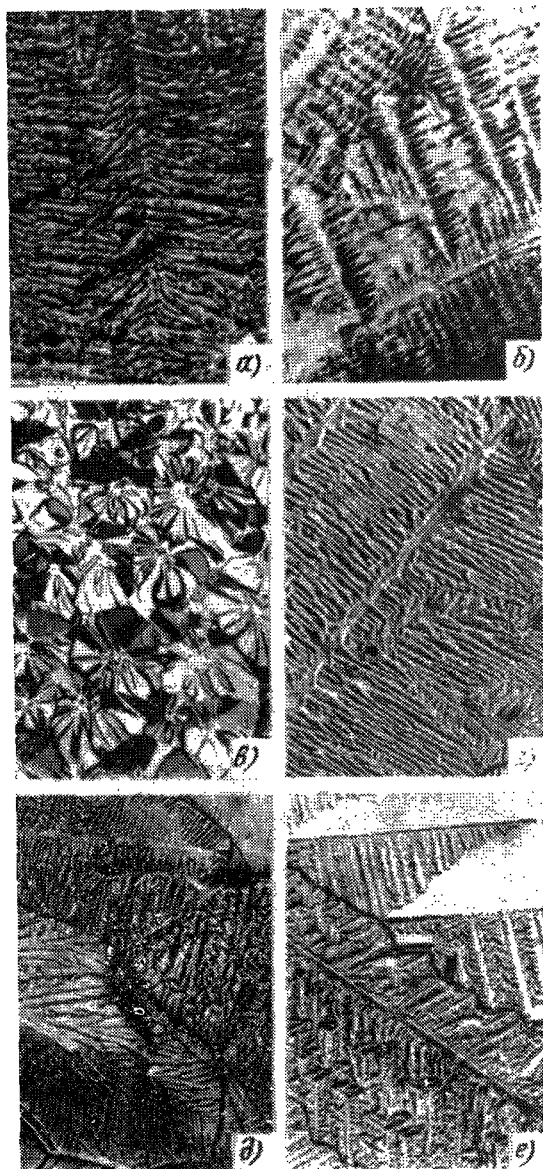


Рис. 13. Дендритная структура чистых металлов:

a - алюминий ($\times 120$); *б* - свинец ($\times 120$); *в* - цинк ($\times 120$); *г* - олово ($\times 200$); *д* - кадмий ($\times 200$); *е* - висмут ($\times 200$)

рис. 14, б. Разница концентраций компонента B в твердой и жидкой фазах $K_1 = \frac{C_{ТВ}^B}{C_{Ж}^B}$ и $K_2 = \frac{C_{ТВ}^{B''}}{C_{Ж}^{B''}}$ при температуре t_1 , произвольно выбранной внутри интервала кристаллизации и характеризуемой соответственно абсциссами точек $C_{ТВ}$ и $C_{Ж}$, у сплавов на рис. 14, а больше, чем у сплавов на рис. 14, б:

$$K_1 = \frac{C_{ТВ}^{B'}}{C_{Ж}^{B'}} = \frac{a_1}{b_1}, \quad K_2 = \frac{C_{ТВ}^{B''}}{C_{Ж}^{B''}} = \frac{a_2}{b_2}, \quad (50)$$

$$\frac{a_1}{b_1} < \frac{a_2}{b_2}, \quad \frac{K_1}{K_2} < 1.$$

Можно полагать, что в большинстве случаев увеличение разницы в значениях $C_{ТВ}^B$ и $C_{Ж}^B$ будет сопровождаться и увеличением

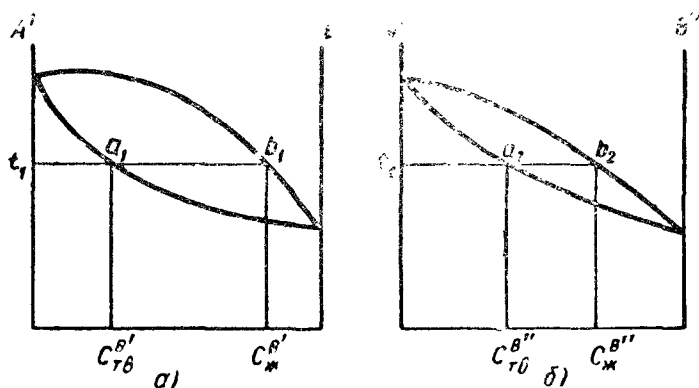


Рис. 14. Сплавы, различающиеся величиной коэффициента распределения компонента B в твердой и жидкой фазах

межфазного натяжения $\sigma_{ТВ-Ж}$. По этой же причине особой склонностью к образованию дендритов отличаются чистые металлы.

Влияние межфазного натяжения $\sigma_{ТВ-Ж}$ на развитие дендритной кристаллизации может быть охарактеризовано следующим экспериментом¹.

Прозрачным сплавом, содержащим 50% нафталина и 50% камфары, наполняли внутренний стеклянный сосуд и закрепляли в наружном большом стеклянном сосуде таким образом, чтобы стенки внутреннего сосуда могли омываться подогретой водой. Температура сплава составляла 42° С. В начале опыта в наружный сосуд вводили воду, нагретую до температуры выше 42° С, в результате чего сплав расплавлялся и перегревался выше температуры ликвидуса на заданную величину. После этого температура воды в большом сосуде снижалась до $t_{\text{вод}} = 32^\circ \text{С}$. Во внутреннем сосуде начинался и до конца протекал процесс кристаллизации, за

¹ Выполнено Д. А. Майнгом под руководством П. Б. Куманна.

которым можно было наблюдать визуально с помощью бинокулярной лупы, увеличивающей в 3-5 раз. При охлаждении воды со скоростью 1°мин обычно наблюдалось развитие от стенок внутреннего сосуда в его глубину кристаллов столбчатой конусообразной формы. Промежутки между кристаллами затвердевали позднее. Ход процесса кристаллизации мог быть резко изменен введением в расплав в тот или иной момент времени нескольких капель этилового спирта. Известно, что этиловый спирт растворяется в жидком и в твердом сплавах и снижает межфазное натяжение на границе кристалл—жидкость (возможность такого явления рассмотрена на стр. 19). Сразу же после введения спирта вследствие снизившегося $\sigma_{\text{тв-ж}}$ [см. уравнение (46)] начинается быстрый рост поверхности развивающихся кристаллов, что выражается в появлении у столбчатых кристаллов тонких боковых ветвей, которые также ветвятся и образуют оси третьего, четвертого и более высоких порядков. Через бинокулярную лупу можно непосредственно наблюдать развитие кристаллов в форме дендритов. Растущие дендриты имеют белую окраску, незатвердевшая жидкость — более темную.

Оценивая результаты описанных экспериментов, можно прийти к выводу, что феноменальность дендритной кристаллизации заключается в накоплении в переохлажденной жидкости такого количества свободной энергии, которое превышает минимальную энергию активации роста кристаллов правильной формы. Этот избыток энергии может вызвать дополнительное переохлаждение жидкости и соответственно ускоренное образование кристаллов неизменной формы, либо может служить причиной деформации кристаллов, приводящей к увеличению их внешней поверхности и к сокращению величины их приведенного размера [см. уравнение (24)].

Переохлажденная система в каждом конкретном случае развивается по тому пути, который с термодинамической точки зрения является более оправданным, т. е. связанным с наименьшим отклонением системы от состояния равновесия. Из этого важного вывода следует, что деформация кристаллов правильной формы и крайний случай этой деформации, проявляющийся в виде дендритного развития кристаллов, происходит в тех случаях, когда приращение свободной энергии, определяемое созданием дополнительных поверхностей раздела между кристаллом и жидкостью, меньше избытка свободной энергии, нужного для образования такого же количества твердой фазы за счет дополнительного переохлаждения и вызванного им увеличения скорости роста кристаллов. В большинстве случаев в качестве механизма, обеспечивающего подвижное равновесие системы, служит одновременное изменение переохлаждения и формы кристаллов. Практика подтверждает сделанные выводы. Действительно, дендритная структура превагирует лишь в случаях больших скоростей отвода теплоты и соответственно тогда, когда даже при значительных переохла-

ждениях оказывается невозможным развитие кристаллов более или менее правильной формы.

Уменьшение скоростей отвода теплоты кристаллизации обычно приводит к уменьшению дисперсности дендритной микроструктуры (хотя при этом может продолжаться развитие столбчатых кристаллов). В сплавах с малым интервалом кристаллизации заметного сокращения зоны столбчатых кристаллов в отдельных случаях удастся добиться лишь при очень малой скорости охлаждения отливки, приближающей условия затвердевания к режиму объемной кристаллизации. Механизм воздействия интервала кристаллизации сплава на структурообразование будет рассмотрен ниже. Здесь интересно отметить, что в тех случаях, когда большую поверхность раздела удастся создать не развитием дендритной кристаллизации, а иным способом, например введенным в сплав большого числа активных примесей с низкой энергией активации (модифицирование II рода), появления дендритов в сплаве не происходит. Например, в опытах со сплавом, содержащим 95% Al и 5% Cu (по массе), кристаллы в форме дендритов полностью исчезли в тех случаях, когда на 1 см² шлифа находилось более чем 1900 кристаллов. Сплав получал весьма мелкозернистую структуру, характеризующуюся равноосным строением каждого зерна. В цинке, как отмечалось, даже без модифицирования при больших скоростях охлаждения образуются не дендриты, а деформированные равноосные кристаллы.

Формулы (24) и (32) дают возможность понять еще одно явление, наблюдаемое в практике. Известно, что при ускоренном охлаждении отливки наблюдается одновременное измельчение макроструктуры сплава и увеличение дисперсности дендритного строения в микроструктуре этого сплава, выражающееся, в частности, в уменьшении величины дендритных ячеек. Параллельное измельчение макро- и микрочастиц происходит до достижения предела дисперсности макроструктуры, о котором говорилось выше (1900 зерен на 1 см³ шлифа в сплаве, содержащем 95% Al и 5% Cu). Одновременное измельчение макро- и микроструктур легко объяснить, если учесть, что параллельно увеличению скорости отвода теплоты кристаллизации создаются условия для вовлечения в процесс кристаллизации примесей с повышенным коэффициентом несоответствия решеток $\lambda_{\text{прим}}$ (измельчение макроструктуры) и одновременно для уменьшения величины дендритных ячеек (измельчение микроструктуры). В отдельных (редких) случаях при отсутствии в сплаве соответствующих примесей ускоренный теплоотвод может привести к измельчению только микроструктуры, в то время как макроструктура остается прежней или ее изменение выразится лишь в появлении более вытянутой формы кристаллов.

Наряду с изменением переохлаждения сплава, формы растущих кристаллов и числа участвующих в процессе кристаллизации активных примесей фактором, регулирующим подвижное равновесие между отводимой и выделяющейся теплотой кристаллизации,

является также выход на поверхность растущих кристаллов образующихся в них дислокаций. Это следует из уравнения (24). Действительно, выход дислокаций на поверхность кристалла может значительно уменьшить работу образования двумерного зародыша на поверхности кристалла (ступени) и вследствие этого сократить или практически свести к нулю энергию активации роста кристаллов правильной формы. В таких условиях двигательная сила процесса, равная разнице между отводимой теплотой кристаллизации и теплотой кристаллизации, выделяемой при росте правильного кристалла при неизменном переохлаждении, целиком расходуется на его деформацию. Возникновение дислокаций изменяет соотношение долевых значений регулирующей роли переохлаждения и деформирования кристаллов и в связи с этим влияет на процесс формирования кристаллической структуры.

У. А. Тиллер [57] отмечает, что образование дислокаций является следствием напряжений, возникающих в кристаллической решетке и вызывающих деформацию этой решетки. Фактором, обуславливающим генерирование дислокаций, является величина пластической деформации решетки

$$\epsilon_p = (\sigma - \sigma_T) E, \quad (51)$$

где σ — общее напряжение в решетке; σ_T — предел текучести материала; E — модуль упругости. Число дислокаций n , образующихся под действием этой пластической деформации на единице площади, составляет

$$n \approx \frac{\epsilon_p}{b}, \quad (52)$$

где b — вектор Бюргерса.

Можно отметить, что при температурах, близких к температуре затвердевания, предел текучести твердого вещества очень мал и практически $\epsilon_p \approx \sigma E$:

$$n \approx \frac{\sigma E}{b}. \quad (53)$$

Напряжения в развивающейся кристаллической решетке могут возникнуть в результате многих причин. К их числу относятся наличие в растущем кристалле температурного и концентрационного градиентов, пересыщение постепенно охлаждающейся решетки вакансиями, действие внешних механических сил. Первые три причины, по-видимому, характерны для любых реальных режимов первичной кристаллизации, четвертая — при использовании особых методов литья (центробежного, под давлением и др.).

Наибольший температурный градиент всегда возникает в направлениях, соответствующих направлению теплового потока. Можно полагать, что рост столбчатых кристаллов в направлении, противоположном вектору теплового потока, обуславливается

максимальным переохлаждением жидкости перед фронтом растущих столбчатых кристаллов и активно проявляющемся здесь дислокационным механизмом роста этих кристаллов.

Труднее учесть влияние дислокаций, появление которых обусловлено разностью концентраций отдельных элементов сплава в поочередно затвердевающих слоях кристалла. Опыт показывает, что возможно развитие внутрикристаллической и зональной ликваций. При внутрикристаллической ликвации концентрационный градиент компонентов сплава между постепенно формирующимися слоями кристалла окажется значительной величиной, и рост кристаллов, обусловленный развитием дислокаций, будет происходить в направлении, обратном тепловому потоку и в направлении, параллельном поверхности отливки. При развитии внутрикристаллической ликвации образование столбчатых кристаллов и развитие дендритной формы кристаллизации будет менее выраженным. При развитии зональной ликвации избыточное количество ликвирующих элементов вытесняется из зоны затвердевания, концентрационный градиент в слоях кристалла уменьшается, преобладающее значение имеет переохлаждение и температурный градиент на поверхности, образованной передними концами столбчатых кристаллов. Явление транскристаллизации и развитие дендритов становится более вероятным. Влияние числа дислокаций на поверхности растущих кристаллов, условия изменения их плотности, а также условия их аннигиляции на формирование кристаллической структуры сплавов изучено еще недостаточно. Однако указанная выше связь между степенью развития и характеристикой типа ликвации сплава, с одной стороны, и структурой этого сплава --- с другой, прослеживается с достаточной определенностью. Условия развития ликвации и количественная оценка явлений, обуславливающих процесс зональной ликвации, будут рассмотрены ниже.

В отдельных случаях одним из факторов, обеспечивающих установление подвижного равновесия между количеством отведенной и выделившейся теплоты кристаллизации, является воздействие на кристаллизующуюся жидкость внешних сил. В уравнении (24) этот фактор учтен обобщенным параметром p . К внешним силам могут относиться поршневое давление, прикладываемое к кристаллизующемуся сплаву, центробежная сила при кристаллизации сплава во вращающейся форме, вибрация залитых сплавов форм, положение на затвердевающий сплав электромагнитного поля, ультразвуковая обработка переохлажденной жидкости и т. д. Все перечисленные силы используются для получения отливок, отличающихся оптимальной структурой и имеющих высокие механические свойства и эксплуатационные качества. Внешнее воздействие на отливку используют в разнообразных технологических процессах, рассматриваемых в отдельном курсе, который входит в комплекс специальных дисциплин, изучаемых студентами-литейщиками.

Здесь мы отметим лишь то, что внешние силы могут оказывать самое различное влияние на процесс. В обширной литературе, посвященной этому вопросу, указано, что внешние силы могут вызывать локальное изменение давления в жидкости, что сопряжено с изменением фактического переохлаждения сплава и уменьшением энергии активации образования зародышей и роста кристаллов; делается предположение о возможном влиянии внешних сил на интенсивность перемешивания жидкости в ненаачавшем затвердевать тепловом центре отливки, отмечается, что внешние силы могут содействовать обламыванию концов растущих кристаллов и попаданию образовавшихся обломков в жидкость, где они служат центрами кристаллизации. Особое внимание обращается на возможность возникновения в жидкости пустот, в частности, действие ультразвуковой обработки объясняется локальным изменением давления при кавитации. Все методы использования внешних сил направлены к измельчению кристаллической структуры сплава, к выравниванию характера этой структуры по сечению отливки и устранению в сплаве микроучастков с неоднородным химическим составом.

Суммируя сведения, изложенные выше, можно прийти к выводу, что для оценки состояния переохлажденной жидкости при кристаллизации ее в том или ином месте отливки необходимо использовать параметр, который отражал бы изменения не только переохлаждения, выраженного в градусах (как это обычно делается), но и всего комплекса величин, входящих в формулу (24). Наилучшим из таких параметров была бы функция (24), отнесенная к единице объема переохлажденной жидкости ($V_{пер}$). Однако в связи с тем, что найти раскрытый вид этой функции невозможно, искомым параметром может быть правая часть (31), численно равная значению функции, при условии что сама функция и правая часть уравнения (31) также будут отнесены к единице объема переохлажденной жидкости.

Перепишем (24) и (31), предварительно разделив все их члены на $V_{пер} = \frac{Q_p^0}{\rho\gamma}$ (где Q_p^0 — полное количество теплоты кристаллизации, потенциально содержащейся в объеме $V_{пер}$). После такого деления получим

$$\frac{dV_{тв}}{d\tau} = \frac{f\left(n, v_{лип}, N, \delta_{эфф}, \varepsilon, \Phi, \frac{d\Phi}{d\tau}, p\right)}{V_{пер}}, \quad (54)$$

$$\frac{dV_{тв}}{d\tau} = \frac{1}{\rho\gamma} \frac{dQ_p}{d\tau} = \frac{dQ_p}{Q_p^0}, \quad (55)$$

или окончательно

$$\frac{dV_{тв}}{d\tau} = \frac{f\left(n, v_{лип}, N, \delta_{эфф}, \varepsilon, \Phi, \frac{d\Phi}{d\tau}, p\right)}{V_{пер}} = \frac{dQ_p}{Q_p^0}. \quad (56)$$

$$U = \frac{dQ_p}{Q_p^0}, \quad (57)$$

численно равная искомому значению средней части выражения (56), является величиной, которая достаточно полно характеризует процесс затвердевания жидкой фазы при температурах, лежащих ниже температуры начала кристаллизации. Как показывает числитель функции (57), величина $\frac{dQ_p}{dt}$ зависит от времени. Это позволяет понять тот факт, что кристаллизация наружных слоев отливки, затвердевающих вскоре после заполнения формы металлом, протекает в иных условиях, чем кристаллизация позднее затвердевающих внутренних слоев. Изменение функции U во времени может происходить за счет изменения любого из аргументов, перечисленных в средней части (56), причем долевое участие каждого аргумента на разных этапах процесса кристаллизации может быть различным.

В дальнейшем функция U будет использована как основная характеристика состояния переохлажденной кристаллизующейся жидкости. Эту величину можно назвать эффективным или условным переохлаждением, так как она учитывает не только само переохлаждение, выраженное в градусах, но и побочные явления, возникающие и развивающиеся при увеличении переохлаждения (вовлечение в процесс кристаллизации примесей с повышенным коэффициентом несоответствия кристаллических решеток, ускорение процесса деформирования кристаллов, увеличение плотности винтовых дислокаций, усиление эффекта, получаемого при приложении к кристаллизующейся жидкости внешних сил). Развитие этих побочных явлений тормозит увеличение переохлаждения и лишает его роли единственного фактора, способного поддержать подвижное равновесие [формула (32)]. Переохлаждение рассматривается лишь как один из факторов, регулирующих процесс кристаллизации.

Применяя для оценки состояния переохлажденных жидкостей величину U , можно сравнивать между собой жидкости разного состава, залитые в разные формы.

Действительно, при таком методе оценки равнопереохлажденными (в условном смысле) можно признавать те из жидкостей, которые затвердевают с одинаковой относительной скоростью, т. е. те жидкости, в которых в первую секунду затвердевает $1/n$ их объема (например, $1/3$), во вторую секунду $1/n$ -я часть оставшейся жидкости и т. д. Переохлаждение в °С сравниваемых жидкостей, может быть при этом разным.

Функция U в отличие от (24) и от величины переохлаждения, выраженного в °С, может быть аналитически вычислена для разных моментов времени и для различных точек отливки, затверде-

вающих одновременно. Таким образом, оказывается возможным аналитическим путем построить эюру изменения U по сечению отливки, позволяющую судить о ходе кристаллизации сплава и о различных условиях кристаллизации, создающихся в разных областях отливки.

Как будет показано, эюры значений функции U в большинстве случаев характеризуются кривой, имеющей резкие точки перегиба. Из экспериментов следует, что эти точки перегиба позволяют предопределить границы перехода одной структурной зоны в другую (например, границу между зонами столбчатых и равноосных кристаллов). Эюра функции U оказывается также нужной при изучении развития зональной ликвации при определении размеров той области в отливке, в которой развивается усадочная пористость (см. гл. III и IV).

В гл. II рассмотрен пример построения эюры изменения функции U по сечению простейшей плоской отливки, а также законы теплообмена между металлом и формой, которые должны быть применены для построения такой эюры. В этой главе будут подвергнуты анализу условия развития в отливках отдельных зон, различающихся кристаллической структурой.

Глава II

Затвердевание отливок

1. Общие сведения

Представление о затвердевании отливок складывается в результате изучения теории кристаллизации и исследования условий перемещения внутри отливки тех зон, в которых эта кристаллизация протекает. При затвердевании отливок, изготавливаемых из чистых металлов и эвтектических сплавов, затвердевание начинается на поверхности отливки и распространяется затем таким образом, что фронт кристаллизации движется в глубь отливки до его встречи вблизи термического центра с фронтом кристаллизации, движущимся с другой стороны отливки. При затвердевании отливок, изготавливаемых из сплавов, для которых температуры начала ($t_{\text{ликв}}$) и конца ($t_{\text{сол}}$) кристаллизации не совпадают, затвердевание происходит внутри двухфазной зоны, постепенно перемещающейся от поверхности к центру отливки.

Правильное представление о процессе затвердевания и об условиях формирования кристаллической структуры сплава может быть получено только в том случае, если известны скорости перемещения внутри отливок фронта кристаллизации или двухфазной зоны. Необходимо также знать для каждого произвольно выбранного момента времени ширину двухфазной зоны, так как именно внутри нее сосредоточена главная масса переохлажденной жид-

кости. Как было показано в гл. 1, для оценки состояния переохлажденной системы необходимо учитывать скорость отвода теплоты кристаллизации $\left(\frac{dQ_p}{dt}\right)$ и количество теплоты кристаллизации, потенциально содержащейся в жидкости, которая в рассматриваемый момент времени находится в переохлажденном состоянии (Q_p^0).

Объединим (56) и (57) с тем, чтобы условная величина переохлаждения U была выявлена как функция относительной скорости отвода теплоты и одновременно как функция тех величин, которые позволяют поддерживать подвижное равновесие между отводимой и выделенной теплотой кристаллизации:

$$U = \frac{j \left(n, v_{\text{лпн}}, N, \delta_{\text{эфф}}, \varepsilon, \Phi, \frac{d\Phi}{dt}, \rho \right)}{V_{\text{пер}}} = \frac{\frac{dQ_p}{dt}}{Q_p^0} \quad (58)$$

Сложность процесса кристаллизации в реальных отливках и слитках связана с тем, что величина переохлаждения (в градусах и выраженная условно) при затвердевании различных слоев отливок или слитков непостоянна и что поэтому кристаллическая структура слоев литейного сплава неодинаково удаленных от наружной поверхности изделия, различна. Эффективное значение переохлаждения U должно явиться, следовательно, функцией времени и, соответственно, функцией геометрического положения в отливке отдельных объемов сплава.

В качестве примера рассмотрим методы построения эпюры изменения функции U по сечению плоской отливки, охлаждающейся в разовой литейной форме. Для построения функции U [см. (58)] необходимо знать условия теплообмена между металлом и формой и определить для каждого момента времени количество теплоты кристаллизации $\left(\frac{dQ_p}{dt}\right)$, отводимой формой. В этой связи остановимся на некоторых простейших вопросах теории теплопередачи.

Представим себе плоскую отливку, т. е. плиту толщиной $2X$, имеющую достаточно большую ширину и длину, при которых можно пренебречь отводом теплоты через торцы этой плоской плиты (рис. 15). Практически это соответствует плитам, ширина и длина которых не менее чем в 6–10 раз превышают их толщину. Выберем внутри этой плиты элементарный объем, центр которого находится на некотором произвольно установленном расстоянии x_1 от оси симметрии отливки (см. рис. 15). Примем, что размеры объема dx, dy, dz малы и ими можно пренебречь. Охлаждение этого объема обуславливается тем, что отвод от него теплоты в литей-

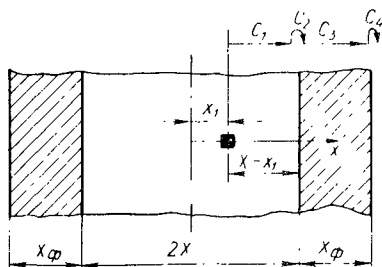


Рис. 15. Схема отвода теплоты от элемента объема сплава. Центр элементарного объема находится на расстоянии x_1 от оси плоской отливки

ную форму будет превышать подвод теплоты из центра отливки, а в период затвердевания — превышать также и выделяющуюся теплоту кристаллизации. Процесс отвода теплоты из выбранного элементарного объема сплава можно представить себе как процесс, состоящий из четырех этапов.

На первом этапе теплота от выбранной точки должна быть отведена к поверхности отливки; тепловое сопротивление C_1 , которое должно быть преодолено на этом пути:

$$C_1 = \frac{X - x_1}{\lambda_{спл}} = \frac{\chi}{\lambda_{спл}}, \quad (59)$$

где $\lambda_{спл}$ — теплопроводность охлаждающегося сплава; $X - x_1 = \chi$ — расстояние от центра произвольно выбранного элементарного объема сплава до поверхности отливки.

На втором этапе теплота, отводимая от поверхности отливки, должна быть передана на поверхность формы. Тепловое сопротивление, которое возникнет при переходе теплоты от одного тела к другому, можно выразить величиной

$$C_2 = \frac{1}{\alpha_{спл-ф}}, \quad (60)$$

где $\alpha_{спл-ф}$ — коэффициент теплоотдачи на границе сплав — форма.

На третьем этапе теплота от поверхности формы должна быть отведена в ее более глубокие слои. Тепловое сопротивление этого этапа процесса составит

$$C_3 = \frac{X_{ф.эфф}}{\lambda_{ф}}, \quad (61)$$

где $X_{ф.эфф}$ — расстояние, на которое отводится в глубь формы теплота, воспринимаемая ею от отливки. Величина $X_{ф.эфф}$ возрастает по мере прогрева поверхностных слоев формы; $\lambda_{ф}$ — теплопроводность формовочного материала в рассматриваемом случае уплотненной песчано-глинистой смеси.

Наконец, на четвертом этапе теплота, если она достигнет внешней поверхности опоки (т. е. окажется что $X_{ф.эфф} = X_{ф}$, где $X_{ф}$ — полная толщина формы), должна быть отведена во внешнюю среду, т. е. атмосферу цеха. Сопротивление этому тепловому потоку

$$C_4 = \frac{1}{\alpha_{ф.вн.ср}}, \quad (62)$$

где $\alpha_{ф.вн.ср}$ — коэффициент теплоотдачи на границе формы с внешней средой.

А. И. Вейник, которому принадлежит заслуга создания законченной теории теплопередачи применительно к условиям литейного производства [8, 9], обратил внимание на то, что при охлаждении сплава в разовых литейных формах, изготовленных из

уплотненных пластичных или самотвердеющих жидких формовочных смесей, величины C_1, C_2, C_3, C_4 очень сильно разнятся между собой:

$$C_1 \ll C_3, \quad (63)$$

$$C_2 \ll C_3, \quad (64)$$

$$C_4 \rightarrow 0. \quad (65)$$

Действительно, теплопроводность металлического сплава во много раз превышает теплопроводность пористой смеси малотеплопроводных материалов ($\lambda_{ст.л} \gg \lambda_{\phi}$), а X_{ϕ} в тепловом отношении очень большая величина. Известно, что в период затвердевания отливки внешние поверхности опоки практически не прогреваются и в процессе теплообмена не участвуют. Это дает возможность рассматривать разовую литейную форму в тепловом отношении как бесконечное полупространство, при котором в любой момент времени $X_{\phi,эфф} \ll X_{\phi}$, следовательно, X_{ϕ} даже при малых геометрических размерах в тепловом смысле остается значительной величиной. Приведенные соображения подтверждают правильность неравенств $C_1 \ll C_3$ и $C_4 \rightarrow 0$.

Контакт между сплавом и формовочным материалом в подавляющем большинстве случаев очень тесен. На поверхности затвердевшей отливки обыкновенно можно заметить отпечатки отдельных зерен песка или наблюдать слой прочно связанной с отливкой формовочной массы (так называемый пригарный слой, условия образования которого рассмотрены в гл. VII). Указанный столь тесный контакт приводит к возникновению неравенства $C_2 \ll C_3$.

Исходя из (63)–(65), А. И. Вейник предложил считать величины C_1 и C_2 пренебрежимо малыми по сравнению с величиной C_3 , а величину C_4 равной нулю. Иными словами, он предложил считать, что теплообмен между отливкой и разовой литейной формой обуславливается только теплофизическими свойствами формовочного материала или, что то же самое, он допустил, что количество теплоты, отдаваемой отливкой в каждый момент времени, определяется тем количеством теплоты, которую способна в этот момент воспринять разовая литейная форма.

Сделанные А. И. Вейником допущения приводят к выводу, что интенсивность нагрева литейной формы бесконечно велика. Интенсивность процессов теплообмена характеризуется критерием Био:

$$Bi = \frac{\alpha}{\lambda} X,$$

где α — коэффициент теплоотдачи на границе металл—форма, ккал/(м²·ч·°θ); λ — теплопроводность формы, ккал/(м·ч·°θ); X — характерный размер (толщина) тела, м.

Критерий Bi можно записать в другом виде:

$$Bi = \frac{\frac{X}{\lambda}}{\frac{1}{\alpha}}$$

В этом виде выявляется, что критерий Bi может быть оценен как величина, которая характеризует соотношение сопротивлений, преодолеваемых тепловым потоком внутри нагреваемого или охлаждаемого тела, с одной стороны, и на поверхности этого тела — с другой.

Используя допущения А. И. Вейника, интенсивность нагрева формы будем оценивать как стремящуюся к бесконечности:

$$Bi = \frac{\frac{X_{\text{ф}}}{\lambda_{\text{ф}}}}{\frac{1}{\alpha}} = \frac{C_3}{C_2} \rightarrow \infty, \quad (66)$$

При этом интенсивность охлаждения отливки будет переменной величиной:

$$Bi = \frac{\frac{X_{\text{отл}}}{\lambda_{\text{отл}}}}{\frac{1}{\alpha}} = \frac{C_1}{C_2} = \text{вар.} \quad (67)$$

Это положение окажется обусловленным рядом обстоятельств, которые рассмотрены ниже.

Для решения задачи о теплообмене между отливкой и формой А. И. Вейник выразил коэффициент теплоотдачи α не совсем обычным образом, предусмотрев однако необходимость сохранения его физического смысла.

Бесконечно большое значение критерия $Bi_{\text{ф}}$, характеризующее интенсивность нагрева формы [см. (66)], позволяет определить количество теплоты, которое она успевает воспринять за различные отрезки времени, при этом используется известное уравнение теплофизики, справедливое для случая $Bi \rightarrow \infty$:

$$\frac{Q}{Q_0} = m Fo^{1/2}, \quad (68)$$

где Q — количество теплоты, воспринимаемое нагреваемым телом за время τ , ккал; Q_0 — количество теплоты, которое должно воспринять тело для того, чтобы нагреться до температуры теплового источника, ккал; m — коэффициент Ньютона (в случае плоской поверхности раздела между охлаждающимся и нагревающимся телами $m = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \approx 1,13$, такое же значение m и для других поверхностей раздела при условии, что $\frac{Q}{Q_0} \leq \frac{1}{3}$); Fo — критерий

Фурье $\left(\text{Го} \cdot \frac{a\tau}{X^2} \right)$; $a = \frac{\lambda}{c\gamma}$ — температуропроводность тела, ккал/(м·ч); c — теплоемкость тела, ккал/(°С·кг); γ — плотность тела, кг/м³; $c\gamma$ — объемная теплоемкость тела, ккал/(°С·м³); τ — время, ч; X — характеристический размер тела, м.

Уравнение написано в критериальном (безразмерном) виде и используется для любых тел, нагреваемых (или охлаждаемых) при условии $Bi \rightarrow \infty$.

Уравнение (68) применительно к литейной форме примет вид

$$\frac{Q_{\Phi}}{Q_{\Phi}^0} = mFo_{\Phi}^{1/2}. \quad (68')$$

Здесь и далее все параметры с индексом « Φ » относятся к форме. Параметры, относящиеся к отливке, к сплаву или ко всей системе металл-форма (например, коэффициент α теплоотдачи на поверхности их соприкосновения) будут даны без индекса.

Преобразуем (68') и придадим ему обычный алгебраический вид

$$Q_{\Phi} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} Q_{\Phi}^0 \sqrt{\frac{\lambda_{\Phi}}{c_{\Phi}\gamma_{\Phi}} \cdot \frac{V_{\tau}}{X_{\Phi}}}. \quad (69)$$

Примем во внимание, что

$$Q_{\Phi}^0 = V_{\Phi} c_{\Phi} \gamma_{\Phi} (t_{\text{спл}} - t_{\text{нач. ф}}), \quad (70)$$

где V_{Φ} — общий объем формы.

Введем вслед за А. И. Вейником новую температурную шкалу, по которой градиент температуры, равный 1°, идентичен градиенту, равному 1° по шкалам Кельвина и Цельсия, а начальная точка отсчета совпадает с первоначальной температурой литейной формы. Температуры по этой шкале будем измерять в ° ϑ (обозначение градусов по шкале А. И. Вейника), тогда

$$\vartheta = t - t_{\text{нач. ф.}}$$

Например:

$$\vartheta_{\text{сол}} = t_{\text{сол}} - t_{\text{нач. ф.}}$$

$$\vartheta_{\text{ликв}} = t_{\text{ликв}} - t_{\text{нач. ф.}}$$

$$\vartheta_{\text{нач. ф.}} = t_{\text{нач. ф.}} - t_{\text{нач. ф.}} = 0.$$

Учитывая (70) и используя температурную шкалу ϑ , приводим (69) к виду

$$Q_{\Phi} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} V_{\Phi} c_{\Phi} \gamma_{\Phi} \vartheta \sqrt{\frac{\lambda_{\Phi}}{c_{\Phi}\gamma_{\Phi}} \cdot \frac{V_{\tau}}{X_{\Phi}}}, \quad (71)$$

$$Q_{\Phi} = \frac{2\tau}{\sqrt{\pi}} F b_{\Phi} \vartheta \sqrt{\tau}. \quad (72)$$

Здесь $F = \frac{V_{\Phi}}{X_{\Phi}}$ — площадь поверхности соприкосновения металла и формы; b_{Φ} — теплоаккумулирующая способность формы:

$$b_{\Phi} = \sqrt{\lambda_{\Phi} c_{\Phi} \gamma_{\Phi}}. \quad (73)$$

Отметим, что величины V_{ϕ} и X_{ϕ} в (71) не являются постоянными, это — соответственно объем и толщина того слоя формы, который участвует в процессе теплообмена или, иными словами, температура которого повышается до $t > t_{\text{нач. ф}}$ или до $\vartheta > 0$. Таким образом, $V_{\phi} = f(\tau)$ и $X_{\phi} = f(\tau)$. Тем не менее искать значения этих функций нет необходимости, так как они одинаково изменяются во времени и их соотношение $\frac{V_{\phi}}{X_{\phi}}$ в случае плоской отливки всегда остается постоянной величиной F , равной площади поверхности раздела сплав—форма.

Формула (72) показывает, что количество теплоты, воспринято разовой литейной формой, пропорционально не первой степени времени, а корню квадратному из этой величины. Таким образом, скорость отвода теплоты от отливки — величина не постоянная. Эту скорость можно найти, продифференцировав (72) по времени:

$$\frac{dQ}{d\tau} = \frac{F b_{\phi} \vartheta}{V_{\phi} \pi \sqrt{\tau}}. \quad (74)$$

Из (74) усматривается, что скорость перехода теплоты от отливки к форме обратно пропорциональна $\sqrt{\tau}$. Это согласуется с физической сущностью процесса. Действительно, в начальный период времени разовая форма, имеющая достаточно высокую теплоемкость, воспринимает много теплоты, что сопровождается нагревом ее поверхностных слоев. По мере прогрева этих слоев теплота, получаемая формой, должна отводиться в ее глубинные слои, а этому мешает ее низкая теплопроводность. Таким образом, например за первые 0,1 ч от отливки будет отведено теплоты столько же, сколько за последующие 0,3 ч.

Из (74) можно найти коэффициент теплоотдачи на границе отливка—форма. А. И. Вейник, используя граничное условие третьего рода, записал

$$dQ = \alpha \vartheta F d\tau, \quad (75)$$

где α — коэффициент теплоотдачи, характеризующий количество теплоты, передаваемой в единицу времени через единицу площади соприкосновения горячего и холодного тел, отнесенное к 1° температурного напора, ккал/(м²·ч·°θ); ϑ — температурный напор, который в рассматриваемом случае выражен температурой поверхности отливки по шкале Вейника.

Из (75) следует

$$\alpha = \frac{1}{F \vartheta} \frac{dQ}{d\tau}.$$

Принимая во внимание (74), получим

$$\alpha = \frac{b_{\phi}}{V_{\phi} \pi \sqrt{\tau}}. \quad (76)$$

А. И. Вейник показал, что значение α [см. (76)] можно с достаточным приближением использовать для всех этапов охлаждения отливки, т. е. для всех периодов, характеризующихся разной температурой поверхности отливки.

Зная количество теплоты поглощаемой формой в разные промежутки времени [см. (72)] и коэффициент теплоотдачи на границе сплав—форма, можно приступить к вычислению функции U для различных слоев плоской отливки.

Подчеркнем, что при построении эюры функции U , интерес представляет то ее значение, которое характерно для условий кристаллизации, происходящей в определенных частях отливки. Учитывая, что кристаллизация различных слоев отливки происходит в разное время, следует помнить, что исследуемая эюра не является характеристикой изменения величины \bar{U} по сечению отливки для какого-либо определенного момента времени. Нужно построить эюру таким образом, чтобы каждая ее точка, относящаяся к тому или иному слою отливки, отражала значение U в момент, когда этот слой находится в стадии кристаллизации. Функция (57), определяющая величину U применительно к плоской отливке, может быть преобразована:

$$U = \frac{\frac{dQ_p}{d\tau}}{Q_p^0} = \frac{\frac{dQ_p}{d\tau} \cdot \frac{1}{F}}{V_{\text{пер}} \rho \gamma \frac{1}{F}} = \frac{\frac{dq_p}{d\tau}}{v_{\text{пер}} \rho \gamma} = \frac{\frac{dq_p}{d\tau}}{\rho \gamma (s_{\tau} \psi_{\tau} + \xi_{\tau})},$$

$$U = \frac{\frac{dq_p}{d\tau}}{\rho \gamma (s_{\tau} \psi_{\tau} + \xi_{\tau})}, \quad (77)$$

где F — площадь поверхности соприкосновения отливки и формы, м^2 ; $\frac{dq_p}{d\tau} = \frac{dQ_p}{d\tau} \cdot \frac{1}{F}$ — скорость отвода от отливки теплоты кристаллизации, отнесенная к 1 м^2 поверхности соприкосновения этой отливки с формой, $\text{ккал} \cdot (\text{м}^2 \cdot \text{ч})$; $V_{\text{пер}}$ — количество переохлажденной жидкости, содержащейся в рассматриваемый момент времени в отливке, м^3 ; $Q_p^0 = \rho \gamma V_{\text{пер}}$; $\rho \gamma$ — теплота кристаллизации единицы объема жидкости, $\text{ккал} \cdot \text{м}^3$; Q_p — теплота кристаллизации, потенциально содержащаяся в объеме $V_{\text{пер}}$ переохлажденной жидкости, ккал ; $v_{\text{пер}} = V_{\text{пер}} \frac{1}{F}$ — количество переохлажденной жидкости, содержащейся в рассматриваемый момент времени внутри отливки напротив 1 м^2 поверхности раздела металл—форма, $\text{м}^3/\text{м}^2$; ψ_{τ} — ширина двухфазной переходной зоны, существующей в отливке в рассматриваемый момент времени, м ; s_{τ} — относительный (долевой) объем, занимаемый переохлажденной жидкостью в переходной зоне (безразмерная величина); ξ_{τ} — толщина слоя переохлажденной жидкости перед фронтом растущих кристаллов (перед внутренней границей переходной области), м .

Дадим несколько пояснений к преобразованию, которое привело к получению (77). Числитель и знаменатель (57) были раз-

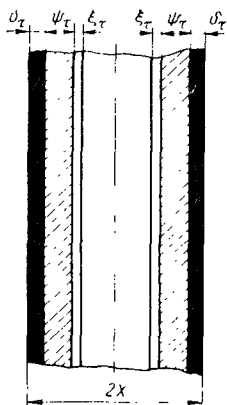


Рис. 16. Схема к расчету количества переохлажденного сплава, находящегося внутри затвердевающей плоской отливки

делены на F . В результате в числителе получили величину $\frac{dq_p}{d\tau}$, представляющую собой удельную скорость отвода теплоты кристаллизации от единицы площади поверхности отливки.

При делении знаменателя на F и при использовании равенства $Q_p^0 = V_{пер} \rho \gamma$ получили знаменатель, равный $v_{пер} \rho \gamma$. Количество переохлажденной жидкости, находящейся напротив 1 м^2 поверхности раздела металл—форма ($v_{пер}$, $\text{м}^3/\text{м}^2$), очевидно, равно

произведению единицы на ширину слоя переохлажденной жидкости в отливке. Было сделано допущение, что вся жидкость, содержащаяся внутри переходной зоны, находится в переохлажденном состоянии и что, кроме того, перед фронтом кристаллизации имеется слой ξ_τ , который также содержит переохлажденный сплав (рис. 16). Переходная зона имеет в рассматриваемый момент времени τ ширину ψ_τ . Внутри этой зоны находятся твердая и жидкая фазы. Долевое количество жидкости в переходной области определяется значением s ($1 > s > 0$). Таким образом, общее количество переохлажденной жидкости $v_{пер}$, отнесенное к единице поверхности отливки в каждый момент времени, составляет $v_{пер} \cdot (s \psi_\tau + \xi_\tau)$. Именно это значение $v_{пер}$ входит в знаменатель окончательного уравнения (77).

Для чистых металлов и эвтектических сплавов, не образующих при затвердевании двухфазной области, (77) принимает вид

$$U = \frac{dq_p}{d\tau} \cdot \frac{1}{\rho \gamma \xi_\tau} \quad (78)$$

Значение ξ_τ является функцией скорости отвода теплоты. Оно возрастает, во-первых, при использовании форм с малой величиной b_ϕ (что приводит к малому значению $\alpha = \frac{b_\phi}{V \sqrt{\pi V \tau}}$) и, во-вторых, при использовании любых разовых форм с течением времени, так как это связано с понижением величины α . В теоретическом случае очень медленного объемного затвердевания (при $\frac{dq_p}{d\tau} \rightarrow 0$) ξ_τ превращается в $\xi = Xs$ (s — долевое количество жидкости в переохлажденном сплаве, одновременно затвердевающим по всей ширине отливки). Изменение величины s для этого случая можно найти по приведенным выше уравнениям акад. А. И. Колмогорова.

При кристаллизации сплавов, затвердевающих в интервале температур $\vartheta_{ликв} - \vartheta_{сол}$, могут иметь значение оба члена, за-

ключенные в скобках в правой части уравнения (77). При большом интервале кристаллизации (более $4-6^\circ$) и при отсутствии специальных условий для объемного затвердевания величина ξ_τ по сравнению с $s_\tau\psi_\tau$ оказывается очень малой и ею можно пренебречь. В этом случае

$$U \approx \frac{dq_p}{d\tau} \cdot \rho\gamma s_\tau\psi_\tau. \quad (79)$$

Рассмотрим затвердевание сплава типа твердого раствора, имеющего достаточно большой ($> 6^\circ$) интервал кристаллизации. Этот случай соответствует литью сплавов самых различных составов, в частности, литью сталей.

2. Процесс и стадии затвердевания отливок. Температурное поле по сечению плоской отливки

Для определения величин, входящих в уравнение (79), необходимо исследование условий изменения во времени температурного поля отливки.

Общего метода для точного аналитического выражения уравнения температурного поля отливок в функции от времени не существует. В большинстве случаев расчеты дают приближенное решение задачи, основанное на определенных заранее принятых допущениях. К таким допущениям относятся, например, предположения, что сплав заливается в литейную форму без перегрева, что сплав затвердевает не в интервале температур, а при некоторой определенной температуре, лежащей между $t_{ликв}$ и $t_{сол}$, что коэффициент теплоотдачи на поверхности контакта сплав—форма в течение всего процесса остается постоянным ($\alpha = const$) и т. д.

Приемлемость различных допущений определяется задачами расчета. Например, при определении общего времени затвердевания отливки, приемлемо второе из перечисленных здесь допущений; его использование не вызовет большой ошибки в решении задачи. При необходимости представить температурное поле отливки без учета конвекции в жидком сплаве, а также при заливке сплава при сравнительно низкой температуре можно не использовать первое допущение и т. д. В рассматриваемом случае, когда задача исследования сводится к изучению условий формирования кристаллического строения сплава, ни одно из указанных допущений не является приемлемым, так как именно изменение скорости отвода теплоты, ширина двухфазной области и величина перегрева оказывают решающее влияние на процесс кристаллизации.

Ниже приведен расчет, основывающийся на том, что процесс затвердевания отливки в реальных условиях всегда является процессом многостадийным. Принятые в расчете допущения сводятся к идеализации условий, характеризующих каждую стадию, и к условному определению моментов перехода одной стадии про-

цесса в другую. Принятые допущения, как это будет видно, не вносят существенной ошибки в расчеты и позволяют показать, что обычно резко выраженный переход одной структурной зоны в другую (например, зоны столбчатых кристаллов в центральную зону равноосных кристаллов) соответствует моменту окончания одной стадии процесса кристаллизации и начала другой стадии.

Процесс затвердевания отливки, изготовляемой из сплава затвердевающего в интервале температур, подразделяют на следующие стадии.

Стадия I. Эта стадия характеризует кристаллизацию сплава во время заливки литейной формы и в первые моменты после окончания заливки. При расчете температурного поля в этот период времени учитывается, что при малых значениях τ величина α

$$\alpha = \frac{b}{\sqrt{\pi} \sqrt{\tau}}$$
 является очень большой (при $\tau \rightarrow 0$ имеем $\alpha \rightarrow \infty$).

В связи с этим тепловое сопротивление $C_2 = \frac{1}{\alpha}$ оказывается намного меньше сопротивления $C_1 = \frac{X-x}{\lambda} = \frac{\gamma}{\lambda}$ применительно

ко всем точкам, где x не приближается к X . Из этого следует, что в тонком поверхностном слое отливки $X - x \rightarrow 0$ температура резко понижается, в то время как во всех остальных слоях практически сохраняется температура перегрева сплава в момент конца заполнения формы. В этих условиях применительно к отливкам, имеющим сколько-нибудь значительную толщину, следует допустить, что в их перегретой части возникает конвективный теплообмен.

На любой отливке в первое мгновение соприкосновения сплава с формой должна образоваться тонкая твердая корка, а также очень тонкий слой твердожидкого сплава, прилегающего к корке с внутренней ее стороны (при $\tau > 0$). Общая толщина слоя, вступившего в теплообмен сплава, достигает некоторой величины χ_1 .

Стадия II. В течение относительно небольшого времени применительно к точкам, вовлеченным в теплообмен в стадии I процесса, значения сопротивлений C_1 и C_2 сначала приближаются друг к другу, затем $C_1 > C_2$, после чего $C_1 < C_2$. Это обуславливается быстрым возрастанием $C_2 = \frac{1}{\alpha} = \frac{\sqrt{\pi} \sqrt{\tau}}{b_{\phi}}$ пропорционально

увеличению $\sqrt{\tau}$. В момент, когда тепловое сопротивление C_1 , определяющее условия отвода теплоты из успевающей затвердеть точки $x_1 = X - \chi_1$, будет равно увеличивающемуся со временем сопротивлению отвода теплоты от отливки к форме $1/\alpha$, закончится стадия I и начнется стадия II процесса.

После этого начинается и в последующие моменты осуществляется выравнивание температур между центральной областью отливки и слоем, в котором в стадии I процесса образовался значительный градиент. Это выравнивание будет выражаться в том, что сплав в центре отливки, находящийся в конвективном движе-

нии, остывает, при этом во всех его точках сохраняется приблизительно постоянная температура, в то время как в слое χ_1 будет происходить обратное расплавление успевшей образоваться корки и уменьшаться ширина прослойки твердо-жидкого металла, прилегающего к этой корке изнутри.

Температурный градиент в слое χ_1 будет уменьшаться за счет понижения температуры на его внутренней границе и повышения температуры на наружной поверхности отливки.

Изменение этой температуры на поверхности отливки будет наблюдаться в течение начальных стадий I и II процесса кристаллизации. В первое мгновение контакта жидкого сплава с холодной литейной формой температура его поверхности резко снижается ($\alpha \rightarrow \infty$). Затем в последующее мгновение она начнет подниматься и достигнет некоторого значения $\vartheta_{\text{нов}}$, которое при полном расплавлении корочки может быть близким к температуре массы металла, находящейся во всем объеме отливки или слитка. При частичном расплавлении корки, что имеет место в отливках небольшого сечения и при заливке металла с малым перегревом над температурой ликвидуса, температура $\vartheta_{\text{нов}}$ может оказаться ниже $\vartheta_{\text{сол}}$.

Стадия II процесса затвердевания происходит до тех пор, пока в центральной части отливки продолжается конвекция, выравнивающая температуру по ее сечению. Уменьшение и практически почти полное отсутствие перепада температур между слоями сплава, различно удаленными от поверхности формы, легко понять, если учесть, что эффективная теплопроводность сплава $\lambda_{\text{эфф}}$ в период конвекции на порядок и более превышает истинную теплопроводность, проявляющуюся при кондуктивном теплообмене (в соответствии с этим на порядок и более уменьшается соотношение тепловому потоку внутри отливки $C_1 = \frac{\chi}{\lambda_{\text{эфф}}}; \lambda_{\text{эфф}} \geq 10\lambda$).

Отсутствие заметного температурного перепада внутри отливки (за исключением поверхностного слоя) в период стадий I и II экспериментально подтверждается тем, что термопары, установленные в разных местах отливки или слитка, в этот период времени дают приблизительно одинаковые показания.

Стадия III. Эта стадия процесса затвердевания отливки начинается в момент, когда скорость подачи теплоты от центральной части отливки к форме или к сохранившейся корочке резко и скачкообразно уменьшается. Это происходит в момент, когда постепенное охлаждение внутренней области отливки доходит до такой степени, при которой благодаря возросшей вязкости сплава конвективное его перемешивание становится невозможным. При прекращении конвекции эффективная теплопроводность сплава, как указывалось, резко понижается. В стадии III процесса возможен только кондуктивный теплообмен. В расчете, приведенном ниже, допускается, что именно в момент начала стадии III ($\tau_{\text{III-III}}$) на поверхности формы или на сохранившейся корке толщиной X_{III}

начинается новое нарастание твердой фазы с постепенным перемещением фронта начала кристаллизации в глубь отливки. Принятое ранее допущение об очень малом (практически нулевом) градиенте температур во внутреннем ядре отливки приводит к представлению, что прекращение конвекции наступает сразу во всем объеме этого внутреннего ядра.

Известно, что увеличение вязкости жидкости происходит с понижением температуры и особенно быстро при суспендировании в этой жидкости твердых дисперсных частиц. По закону А. Эйнштейна вязкость возрастает прямо пропорционально количеству твердых включений, введенных в жидкость. Этот закон справедлив при возрастании количества суспендированных частиц до 6—8% объема жидкости. При превышении этого количества вязкость жидкости изменяется лавинообразно и может мгновенно достигнуть очень больших значений. Естественно предположить, что прекращение конвекции в жидкости происходит именно тогда, когда в ней накопится 6—8% твердых кристаллов.

Твердая фаза может попасть в жидкость внутренней области отливки вследствие различных причин: с поверхности затвердевающего зеркала металла могут опускаться твердые и более тяжелые, чем жидкость, кристаллы, обломки твердого вещества с растущих сбоку столбчатых кристаллов могут смываться жидкостью, находящейся в состоянии конвекции. Возможно образование в жидкости изолированных кристаллов в результате охлаждения ее до температуры, соответствующей затвердеванию 6—8% ее объема. В любом случае накопление в жидкости нужного количества твердых включений (сумма которых, вероятно, определяется комплексом всех перечисленных причин) должно начаться при достижении всей массой отливки температуры $\vartheta - \vartheta_{ликв}$ (раньше этого момента все опускающиеся и смываемые конвективным потоком частицы вновь расплавляются) и закончиться при температуре ϑ_{008} , т. е. при температуре, соответствующей условиям равновесия 8% твердого и 92% жидкого вещества. Температуру $\vartheta - \vartheta_{008}$ легко найти по диаграмме состояния заливаемого сплава, учитывая, что размеры отрезков горизонтальной прямой секущей при этой температуре интервала кристаллизации должны соответствовать условию (рис. 17):

$$\frac{C_{спл}^B - C_{ТВ}^B}{C_{ж}^B - C_{спл}^B} = \frac{92}{8}, \quad (80)$$

где $C_{ТВ}^B$, $C_{ж}^B$, $C_{спл}^B$ — соответственно концентрации компонента B в твердой и жидкой фазах при температуре ϑ_{008} и средняя кон-

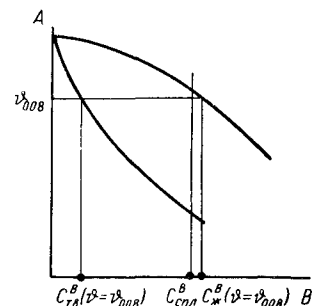


Рис. 17. Схема к определению температуры ϑ_{008}

Рис. 18. Схема изменения температурного поля по сечению плоской отливки в процессе ее затвердевания и охлаждения ($\vartheta - t - t_{нач.ф}$)

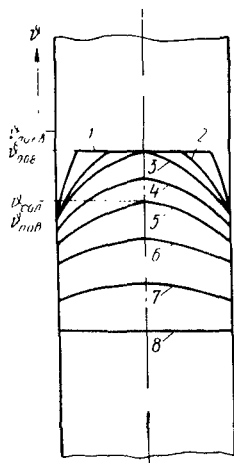
центрация этого компонента для всего заливаемого сплава в целом.

Необходимо отметить, что накопление в жидкости 8% твердой фазы состава $C_{ТВ}^B(\vartheta_{008})$ и сохранение 92% жидкости с концентрацией компонента B состава $C_{ж}^B(\vartheta - \vartheta_{008})$ при температуре ϑ_{008} соответствует состоянию равновесия. Жидкость указанного состава не будет переохлаждена (для ее нового состава, отличающегося от среднего состава сплава, температура ϑ_{008} будет равна температуре ее нового ликвидуса (см. рис. 17).

Таким образом, стадия III процесса начинается в момент, когда все сечение отливки, за исключением ее поверхностных слоев X_{II} , имеет одинаковую начальную для этого периода температуру ϑ_{008} . Внутри отливки содержится пересохлажденная жидкость, в составе которой суспендировано 8% твердой фазы. Тепловые процессы в стадии III должны протекать в соответствии с законами кондуктивной теплопередачи, согласно которым в процессе теплообмена сначала вступит объем сплава, непосредственно прилегающий к форме или к сохранившемуся после стадии II слою X_{II} , а затем слой, все более удаленные от поверхности отливки. Постепенно сужающаяся центральная часть отливки, которая в соответствующий момент времени еще не вступила в процесс теплообмена, будет сохранять постоянную температуру ϑ_{008} .

Стадия III закончится тогда, когда процесс теплообмена достигнет центра отливки. Изменение температурного поля по сечению отливки, соответствующее кондуктивному отводу теплоты от равномерно нагретого вначале сплава, показано на рис. 18 (кривые 1, 2, 3). Кривые 1 (с двух сторон отливки), соединенные между собой горизонтально, соответствуют началу стадии III τ_{II-III} ; кривая 3 — концу этой стадии.

Из приведенных соображений и из представленной на рис. 18 схемы видно, что в течение стадии III процесса затвердевания отливка может рассматриваться как полубесконечное тело. Действительно, в любой из моментов этой стадии температурное поле определяется не геометрическими размерами отливки, а шириной того слоя, который успел в заданных условиях конкретного технологического процесса вступить в теплообмен с литейной формой. Сплав, выходящий за пределы этого слоя, в процессе не участвует. Теплообмен между полубесконечной отливкой и полубесконечной (в тепловом отношении) формой регулируется законами теплофизики, согласно которым температура на поверхности раздела двух



тел остается постоянной. Неизменной остается и интенсивность процесса, характеризующаяся для нагреваемого и охлаждающегося тел критерием Bi .

Температуру $\vartheta_{\text{пов III}}$ на поверхности раздела металл-форма, сохраняющуюся в течение всей стадии III процесса (т. е. от $\tau = \tau_{\text{II-III}}$ до $\tau_{\text{III-IV}}$), можно найти из известного закона теплофизики, относящегося к теплообмену между полубесконечными телами:

$$\frac{t_{\text{оос}} - t_{\text{пов III}}}{t_{\text{пов III}} - t_{\text{п.ч. ф}}} = \frac{b_{\text{ф}}}{b};$$

$$\frac{(t_{\text{оос}} - t_{\text{п.ч. ф}})(t_{\text{пов III}} - t_{\text{п.ч. ф}})}{t_{\text{пов III}} - t_{\text{п.ч. ф}}} = \frac{b_{\text{ф}}}{b}, \quad (81)$$

$$\frac{\vartheta_{\text{оос}} - \vartheta_{\text{пов III}}}{\vartheta_{\text{пов III}}} = \frac{b_{\text{ф}}}{b},$$

$$\vartheta_{\text{пов III}} = \vartheta_{\text{оос}} \frac{b}{b + b_{\text{ф}}}, \quad (82)$$

где $b = \sqrt{c\lambda\tau}$ — теплоаккумулирующая способность заливаемого сплава.

Различные экспериментальные наблюдения подтверждают самосуществование стадии III процесса затвердевания и схему ее протекания с той последовательностью, которая описана и иллюстрирована рис. 18. Известно, например, что при измерении термпарой температуры в центре отливки, изготовляемой из сплава, кристаллизующегося в интервале температур, наблюдается так называемое состояние ликвидуса (рис. 19).

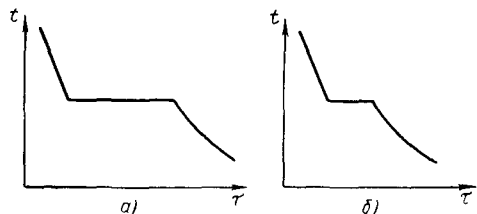


Рис. 19. «Стояние ликвидуса» на разных расстояниях от центра отливки

Как это видно из рис. 17, при температуре, близкой к ликвидусу, может образоваться лишь очень небольшое количество твердой фазы; для продолжения затвердевания и, следовательно, для дополнительного выделения теплоты кристаллизации, могущей задержать понижение температуры, необходимо, чтобы сплав непрерывно охлаждался. Следовательно, при затвердевании сплавов типа, изображенного на рис. 17, следует ожидать лишь уменьшения наклона кривой охлаждения, а не сохранения температуры ликвидуса. С позиций, учитывающих многостадийность процесса затвердевания, стояние температуры (рис. 19, а) легко объясняется тем, что в стадии III процесса центр отливки действительно в течение относительно продолжительного времени находится в постоянных температурных условиях и что температура в этом центре, равная $\vartheta_{\text{оос}}$, близка к $\vartheta_{\text{ликв}}$. При термометрическом контроле раз-

ницу между $\vartheta_{\text{ликв}}$ и $\vartheta_{\text{оос}}$ определить трудно, например, для углеродистой стали, содержащей 0,3% С, $\vartheta_{\text{оос}} - \vartheta_{\text{ликв}} \approx 5^\circ$. Доказательством правильности такого объяснения служит тот факт, что продолжительность стояния температуры быстро уменьшается по мере перемещения термопары, при помощи которой эта температура измеряется, из центра отливки в точки, расположенные ближе к наружной поверхности сплава. Кривая охлаждения может приобрести, например, вид, показанный на рис. 19, б. Уменьшающаяся продолжительность поддержания температуры $\vartheta_{\text{оос}}$ в точках, не совпадающих с положением центра отливки, хорошо согласуется со схемой изменения температуры по сечению отливки, показанной на рис. 18. Сравнение опытных результатов (см. рис. 19, а, б) позволяет, по-видимому, однозначно утверждать, что представление о стадии III как о специфическом этапе всего процесса затвердевания является правильным.

Рассмотрим второе доказательство реального существования стадии III. Известно, что в слитках, изготовляемых на металлургических заводах, часто наблюдается особый вид зональной ликвации, который приводит к образованию в них так называемых конусов осаждения. Такой конус представляет собой область слитка, расположенную в донной его части. В этой области содержится сплав с пониженным количеством легкоплавкого компонента (рис. 20). Например, при литье сплава, указанного на рис. 17, химический состав сплава, содержащегося в конусе осаждения, близок к тому, который характеризуется точкой $C_{\text{гв}}^{\text{II}}(\vartheta_{\text{оос}})$.

Естественно предположить, что конус образуется в результате осаждения твердых частиц в период, когда этому осаждению, протекающему в соответствии с законом Стокса, не препятствует конвекция, т. е. в период стадии III процесса затвердевания. Тот факт, что область, в которой развивается этот вид зональной ликвации, имеет именно форму, близкую к конической, хорошо согласуется с тем, что в центре отливки температура $\vartheta_{\text{оос}}$ поддерживается более долго и, следовательно, оседание частиц здесь наиболее продолжительно. В других частях слитка этот период тем меньше, чем дальше рассматриваемый участок удален от его центра.

В литературе иногда можно встретить иное представление о механизме образования конуса осаждения. Предполагается, что конвективные потоки, направленные у фронта начала кристаллизации вниз и в центре слитка вверх, обламывают концы растущих кристаллов и намывают, таким образом, конус осаждения. Это представление вряд ли может явиться исчерпывающим, так как при конвективном движении перегретого сплава (а способный к конвекции сплав всегда имеет достаточно высокую температуру)

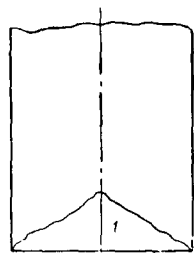


Рис. 20. Зональная локация в виде «конуса осаждения» / в затвердевшем слитке

обломки кристаллов будут в нем вновь расплавляться и смешиваться с движущейся жидкостью. Отметим, что даже в том случае, если бы этого не случилось, получился бы не правильный, а усеченный конус осадения, так как допустить, что конвекция сплава продолжается до момента полного смыкания в центре слитка движущихся с разных сторон фронтов изотермы $\Phi = \Phi_{\text{сол}}$ (перед которыми находятся двухфазные зоны) невозможно (конвекция должна закончиться при смыкании фронтов изотерм, близких к $\Phi = \Phi_{\text{дткв}}$).

Таким образом, экспериментальные данные подтверждают правильность представлений о стадии III процесса.

Стадия IV начинается после того как вовлеченные в теплообмен слои сплава, расширяясь, достигнут центра отливки и температура $\Phi_{\text{оос}}$ сохранится лишь в единственной точке, соответствующей положению этого центра ($\tau = \tau_{\text{III-IV}}$). Уже в самом начале стадии IV температура в этой последней точке также начнет снижаться ниже температуры $\Phi_{\text{оос}}$. Таким образом, начнется период одновременного охлаждения не отдельных слоев или участков, а всей отливки в целом.

С точки зрения формулирования теплофизических задач важно, что с момента $\tau_{\text{III-IV}}$ отливку нельзя рассматривать как полубесконечное тело и интенсивность процесса W не является величиной постоянной.

Существенно, что в стадии III могли одновременно существовать твердая корка, переходная двухфазная зона и обособленная область подвижного (жидкого) сплава, содержащего лишь ограниченное количество суспендированных в нем твердых частиц. В стадии IV эта последняя область исчезает. Возможно лишь сосуществование области твердого сплава с двухфазной областью, в которой кристаллизация еще продолжается. Постепенное снижение температур во всех точках отливки в период стадии IV затвердевания может быть охарактеризовано положением кривых 3—5 на рис. 18. Из рассмотрения рис. 18 следует, что в стадии IV происходит не только понижение температуры, но и постоянное уменьшение кривизны температурных кривых: они становятся более пологими. Это соответствует условию, при котором центр отливки охлаждается теперь быстрее, чем ее периферия. Объяснение этому можно найти в том, что интенсивность отвода теплоты от охлаждаемого сплава непрерывно снижается, это связано с уменьшением в отливке температурных градиентов.

Стадия IV заканчивается в тот момент времени ($\tau_{\text{IV-V}}$), когда центральная точка отливки охлаждается до температуры солидуса. В этот момент исчезает область твердо-жидкого металла, образующего переходную зону. Вся отливка становится твердой.

Стадия V процесса соответствует периоду охлаждения твердого сплава. Если в охлаждающемся сплаве не происходят фазовые превращения, то эта стадия заканчивается в момент, когда вся отливка остывает до температуры окружающей ее среды и теп-

ловое поле отливки характеризуется прямой линией, соответствующей этой температуре. Изменение температурного поля отливки в стадии V, соответствующее указанным условиям, охарактеризовано кривыми 6—8 на рис. 18.

В том случае, если твердый сплав при охлаждении претерпевает вторичные фазовые превращения (например, перлитное превращение в стали), то возникают процессы вторичной кристаллизации, которые можно рассматривать, основываясь на тех же принципах, какие были использованы при разделении на стадии первичной кристаллизации. В этом случае появляются стадии VI, VII и последующие, изучение которых выходит за рамки вопросов, освещаемых в настоящей книге.

Подразделение процесса затвердевания отливки на стадии (I—IV) облегчает исследование тепловых условий затвердевания, так как применительно к каждой из стадий уместно принять соответствующие допущения и упрощения, которые не будут искажать общей картины процесса. Соответственно облегчаются условия вычисления функции U , изменение которой можно теперь изучать для каждой стадии отдельно.

3. Эпюра изменения функции U по сечению плоской отливки

Перейдем к построению эпюры функции U . Функция U в стадии I процесса во всех случаях будет весьма велика:

$$U_1 = \frac{dq}{\rho V \psi_1} \rightarrow \infty. \quad (83)$$

Это объясняется тем, что скорость отвода теплоты кристаллизации $\left(\frac{dq}{d\tau}\right)_1$ практически пропорциональна, как будет показано дальше, общему тепловому потоку $\left(\frac{dq}{d\tau}\right)$, который в начальной стадии процесса также очень велик:

$$\alpha_{\tau \rightarrow 0} = \frac{h_{\Phi}}{V_{\tau} V_0} \rightarrow \infty; \quad \frac{dq}{d\tau} \rightarrow \alpha_{\tau \rightarrow 0} \theta \rightarrow \infty.$$

Вместе с тем ψ_{τ} в (79) и (83) очень мало, $\psi \rightarrow 0$, так как эта величина составляет лишь часть малого слоя X_1 . Таким образом, для начала контакта $\tau \rightarrow 0$ имеем

$$U_1 = \frac{\infty}{0} \rightarrow \infty. \quad (83')$$

Значение U_{11} определяется тем, что в этот период времени происходит не затвердевание, а расплавление ранее образовав-

шейся корки. Следовательно, теплота кристаллизации не выделяется, а наоборот, расходуется:

$$\left[\frac{d\theta_p}{d\tau} \right]_{II} > 0. \quad (84)$$

Результатом отрицательного значения числителя [см. (84)] является то, что вся функция U_{II} имеет отрицательную величину:

$$U_{II} = \frac{d\theta_p}{\rho \gamma \Psi \tau} < 0. \quad (85)$$

Переходим к рассмотрению условий измерения температурного поля отливки в период стадии III процесса и к определению U_{III} .

Теплообмен в этой стадии происходит кондуктивно. В процесс теплообмена, как это указывалось, сначала вовлекаются наружные слои отливки, затем эти слои расширяются, достигая в момент окончания стадии III

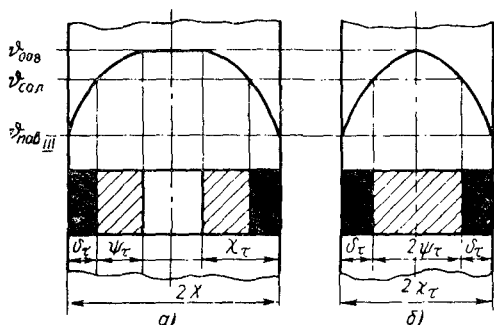


Рис. 21. Схема к расчету температурного поля по сечению плоской отливки в период стадии III процесса ее затвердевания

центра отливки (см. рис. 18). В соответствии с условием задачи

$$Bi_{III} = \text{const},$$

$$\theta_{\text{нов III}} = \text{const}.$$

На рис. 21 представлена схема, позволяющая рассчитать температурное поле отливки в некоторый произвольно выбранный момент времени τ , относящийся к стадии III затвердевания. Из рассмотрения

схемы на рис. 18 видно, что в теплообмене в этот момент времени участвует с каждой из сторон отливки слой толщиной X_τ , между этими слоями сохраняется подвижный сплав с температурой $\theta = \theta_{008}$.

Перемещающуюся внутреннюю границу слоя X_τ примем за начало подвижной системы координат $\chi - \theta$.

Текущая координата χ отсчитывается от внутренней границы рассматриваемого слоя в направлении к поверхности отливки. Распределение температуры в слое X_τ определяют из уравнения теплопроводности Фурье

$$\frac{\partial \theta}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 \theta}{\partial \chi^2}. \quad (86)$$

Применительно к моментам времени, когда в теплообмене участвуют только наружные слои X_τ (рис. 21, а), их можно мысленно просуммировать и получить охлаждающееся тело тол-

щиной $2X_\tau$ (рис. 21, б). Для этого тела можно использовать решение уравнения Фурье, применяющееся для симметричного охлаждения. Решение уравнения Фурье для этого случая может быть представлено в виде

$$\vartheta = \sum_{i=1}^{\infty} K_i e^{-n_i^2 a \tau} \cos(n_i \chi), \quad (87)$$

где ϑ — текущее значение температуры по шкале А. И. Вейника в некоторой точке χ , лежащей между внутренней границей слоя X_τ и поверхностью отливки (см. схему на рис. 21, б); K_i , n_i — коэффициенты при i -м члене; a — температуропроводность сплава; τ — время

Здесь исследуется температурное поле для момента $\tau \geq \tau_{II-III}$. Учитывая, что τ_{II-III} существенно отличается от нуля, можно использовать только первый член уравнения (87)

$$\vartheta = K e^{-n^2 a \tau} \cos(n, \chi). \quad (88)$$

Внутри объема, полученного при сложении слоев χ_τ , имеются области твердого сплава (толщиной δ_τ на каждой стороне отливки) и твердо-жидкого сплава (толщиной $2\psi_\tau$ в центре, см. рис. 21). Сумма толщин областей твердого и твердо-жидкого сплава составляет $2\delta_\tau + 2\psi_\tau = 2\chi_\tau$. Это обуславливает необходимость применения (88) отдельно для каждой области, используя в обоих случаях соответствующие краевые условия задачи.

Применительно к расчету температурного поля в центральной области толщиной $2\psi_\tau$ следует учитывать выделяющуюся в ней теплоту кристаллизации твердеющего сплава. В нашем примере примем допущение, что теплота кристаллизации выделяется равномерно по мере охлаждения сплава от $\vartheta_{ликв}$ до ϑ_{008} . В случае, если это допущение неприемлемо, как это имеет место, например, у сплавов, содержащих значительное количество эвтектики, расчет усложняется. При принятом допущении и использовании расчетного метода, предложенного А. И. Вейником получим

$$c_{эфф} = c + \frac{0,92\rho}{\Delta_1} = c + \frac{\rho_1}{\Delta_1}, \quad (89)$$

где $c_{эфф}$ — эффективная теплоемкость единицы массы сплава, учитывающая выделение теплоты кристаллизации, ккал/(кг·°C) или ккал/(кг·°θ) (что одно и то же); c — истинная теплоемкость сплава, т. е. количество теплоты, выделяющееся при охлаждении единицы массы сплава на 1°, ккал/(кг·°θ); ρ — теплота кристаллизации единицы массы сплава, ккал/кг ($\rho_1 = 0,92\rho$; в уравнение введена величина 0,92ρ, так как 0,08 частей сплава закристаллизовались до начала стадии III); Δ_1 — интервал $\vartheta_{008} - \vartheta_{сол}$, °θ.

Таким образом, a , входящее в (88), обращается в $a_{эфф} = \lambda / \left(c + \frac{\rho_1}{\Delta_1} \right) \gamma$. Красные условия задачи можно сформулировать следующим образом:

$$\vartheta_{\chi=0} = \vartheta_{008}, \quad (90)$$

$$\vartheta_{\chi=\psi} = \vartheta_{сол}, \quad (91)$$

$$\lambda_I \left[\frac{d\vartheta}{d\chi} \right]_{\chi=\psi} = \lambda_{II} \left[\frac{d\vartheta}{d\chi} \right]_{\chi=\psi}^{II}, \quad (92)$$

где $\lambda_I \left[\frac{d\vartheta}{d\chi} \right]_{\chi=\psi}$ — тепловой поток на внешней границе внутренней области твердо-жидкого металла ($\chi = \psi$); $\lambda_{II} \left[\frac{d\vartheta}{d\chi} \right]_{\chi=\psi}^{II}$ — тепловой поток на внутренней границе слоя твердого металла ($\chi = \psi$), см. схему на рис. 21, б.

Учитывая (90), получаем

$$\vartheta_{008} = Ke^{-n_1^2 a_{эфф} \tau} \cos(n_1, 0),$$

$$\vartheta_{008} = Ke^{-n_1^2 a_{эфф} \tau} \cdot 1.$$

Следовательно, в произвольно выбранный нами момент τ

$$Ke^{-n_1^2 a_{эфф} \tau} = \vartheta_{008}$$

и

$$\vartheta = \vartheta_{008} \cos(n_1, \chi). \quad (93)$$

Для использования (92) необходимо представить себе температурное поле в сечении, относящемся к области твердого металла.

Как и раньше, это поле может быть найдено из уравнения Фурье. Если центр начала координат сохранить по-прежнему в точке $\chi = 0$ (т. е. на внутренней поверхности слоя X_T), то поле будет простирается от точки $\chi = X$ до наружной поверхности отливки $\chi = X_T$.

При решении задачи для области твердого сплава надо учитывать, что в применении понятия эффективной теплоемкости и эффективной теплопроводности нет необходимости

$$\vartheta_{II} = Ke^{-n_{II}^2 a \tau} \cos(n_{II}, \chi).$$

Краевые условия задачи с учетом симметричного характера процесса можно представить в виде

$$\vartheta_{\chi=0} = \vartheta_{008}, \quad (90')$$

$$\vartheta_{\chi=\psi} = \vartheta_{сол}, \quad (91')$$

$$\lambda_{II} \left[\frac{d\vartheta}{d\chi} \right]_{\chi=\psi} = \lambda_I \left[\frac{d\vartheta}{d\chi} \right]_{\chi=\psi}, \quad (92')$$

$$\lambda_{II} \left[\frac{d\vartheta}{d\chi} \right]_{\chi=X_T} = \alpha \vartheta_{пов III}. \quad (94)$$

Из (90') получим

$$\vartheta = \vartheta_{008} \cos(n_{II}, \chi) \quad (95)$$

[(95) аналогично (93), но под знаком косинуса вместо n_I стоит n_{II}, χ].

Применяя (92'), получим

$$\lambda_I n_I \vartheta_{008} \sin(n_I, \psi) = -\lambda_{II} n_{II} \vartheta_{008} \sin(n_{II}, \psi), \quad (96)$$

$$\lambda_I \dots = -\frac{n_{II} \sin(n_{II}, \psi)}{n_I \sin(n_I, \psi)}. \quad (96')$$

Приближенно считая, что теплопроводность λ_I твердо-жидкого сплава вблизи $\vartheta_{\text{сол}}$ равна теплопроводности λ_{II} твердого сплава вблизи той же температуры ($\lambda_I/\lambda_{II} = 1$), получаем

$$n_I = n_{II} = n. \quad (97)$$

Из (94) находим

$$\lambda n \vartheta_{\text{сол}} \sin(n, X_T) = \alpha \vartheta_{008} \cos(n, X_T),$$

$$n \operatorname{tg}(n, X_T) = \frac{\alpha}{\lambda}. \quad (98)$$

Умножая правую и левую части уравнения на X_T , получим

$$n X_T \operatorname{tg}(n, X_T) = \frac{\alpha}{\lambda} X_T = \text{Bi}_{III}$$

или

$$\mu_{III} \operatorname{tg} \mu_{III} = \text{Bi}_{III}, \quad (99)$$

где

$$\mu_{III} = n X_T,$$

или

$$n = \frac{\mu_{III}}{X_T}. \quad (100)$$

С учетом (93), (95), (97), (99), (100) можно отметить, что температурное поле в слое X_T характеризуется одним уравнением, справедливым для части слоя δ_T , которая полностью затвердела и для части ψ_T , находящейся в стадии кристаллизации:

$$\vartheta = \vartheta_{\text{сол}} \cos\left(\mu_{III} \frac{\chi}{X_T}\right), \quad (101)$$

где μ_{III} — находим из соотношения $\mu_{III} \operatorname{tg} \mu_{III} = \text{Bi}_{III}$.

Из (101) видно, что при принятом допущении $\lambda_I = \lambda_{II}$ температурная кривая, проходящая через области твердого и твердо-жидкого сплава, перегиба не имеет. Допущение о равенстве теплопроводности жидкого и твердо-жидкого сплава вблизи $\vartheta_{\text{сол}}$ [см. (97)] вносит погрешности, не превышающие 4—5%.

Введение в расчет μ_{III} и (101) позволяют использовать условие (91) для определения относительной толщины двухфазной области твердо-жидкого металла ψ_r/X_r :

$$\begin{aligned} \vartheta_{\text{сол}} &= \vartheta_{008} \cos\left(\mu_{III} \frac{\psi_r}{X_r}\right), \\ \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{008}} &= \cos\left(\mu_{III} \frac{\psi_r}{X_r}\right), \end{aligned} \quad (102)$$

$$\frac{\psi_r}{X_r} = \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{008}}}{\mu_{III}}. \quad (103)$$

Уравнения, аналогичные (102) и (103), будут практически использованы ниже. V_{III} и связанный с ним параметр μ_{III} , входящий в (101)–(103), можно найти исходя из следующих соображений.

Было показано, что в стадии III процесса температура поверхности на границе раздела металл—форма

$$\vartheta_{\text{пов III}} = \vartheta_{008} \frac{b}{b + b_{\Phi}}.$$

Ту же температуру можно определить из (101) температурного поля отливки, подставив взамен текущей координаты χ величину $\chi = X_r$:

$$\vartheta_{\text{пов III}} = \vartheta_{008} \cos\left(\mu_{III} \frac{X_r}{X_r}\right) = \vartheta_{008} \cos \mu_{III}.$$

Следовательно:

$$\begin{aligned} \vartheta_{008} \frac{b}{b + b_{\Phi}} &= \vartheta_{008} \cos \mu_{III}, \\ \frac{b}{b + b_{\Phi}} &= \cos \mu_{III}, \end{aligned} \quad (104)$$

$$\mu_{III} = \arccos \frac{b}{b + b_{\Phi}}. \quad (105)$$

Зная числовое значение μ_{III} и подставив его в выражение $V_{III} = \mu_{III} \text{tg} \mu_{III}$, находим для каждого конкретного случая V_{III} .

Переходим к исследованию функции U в стадии III процесса затвердевания:

$$U_{III} = \frac{dq_{\rho}}{d\tau} \rho \gamma_s \psi_r. \quad (79')$$

Методически удобнее сначала определить члены, входящие в знаменатель дроби (79'), а затем — в числитель. Произведение $\rho \gamma$ с достаточно большим приближением можно принять постоянным ($\rho \gamma = \text{const}$). Фактически оно изменяется в связи

с тем, что согласно диаграмме состояния состав твердой фазы с течением времени, т. е. при продолжающемся падении температуры, не остается постоянным. Ошибка, вызванная допущением $\rho\gamma = \text{const}$, мала. Ширина двухфазной зоны ψ_τ , входящая в знаменатель, изменяется во времени. Для определения этой величины применительно к различным моментам времени необходимо знать закон изменения во времени общей ширины слоя X_τ , вовлеченного в теплообмен, а также той части, которую занимает в слое X_τ ширина ψ_τ (см. рис. 21, а). Функцию $X_\tau = f(\tau)$ находим из условия

$$Bi_{III} = \text{const}.$$

Из этого условия следует, что

$$Bi = \frac{\alpha}{\lambda} \chi_\tau = \frac{b_\Phi X_\tau}{\lambda \sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\tau}} = \text{const} \quad (106)$$

или

$$\chi_\tau = \frac{\sqrt{\pi} \lambda Bi_{III}}{b_\Phi} \sqrt{\tau} = K \sqrt{\tau},$$

$$X_\tau = K \sqrt{\tau}, \quad (107)$$

где

$$K = \frac{\sqrt{\pi} \lambda Bi_{III}}{b_\Phi}. \quad (108)$$

Величина K не зависит от времени. Таким образом, слой X_τ , вовлеченный в теплообмен, увеличивается пропорционально $\sqrt{\tau}$, (рис. 22). Слой X_τ , как правило, состоит из зоны δ_τ твердого сплава с температурным интервалом $\vartheta_{нов} - \vartheta_{сол}$ и переходной зоны твердо-жидкого сплава ψ_τ с температурным интервалом $\vartheta_{сол} - \vartheta_{008}$ (см. рис. 22). Величину ψ_τ можно определить, используя уравнения (103) и (107). С учетом, что $\mu_{III} = \text{const}$ правая часть уравнения (103) является постоянной величиной:

$$\frac{\psi_\tau}{X_\tau} = \text{const},$$

$$\psi_\tau = \frac{\arccos \frac{\vartheta_{сол}}{\vartheta_{008}}}{\mu_{III}} X_\tau = \frac{\arccos \frac{\vartheta_{сол}}{\vartheta_{008}}}{\mu_{III}} K \sqrt{\tau} = C \sqrt{\tau},$$

$$\psi_\tau = C \sqrt{\tau}, \quad (109)$$

где

$$C = K \cdot \frac{\arccos \frac{\vartheta_{сол}}{\vartheta_{008}}}{\mu_{III}} = \frac{\sqrt{\pi} \lambda Bi_{III} \arccos \frac{\vartheta_{сол}}{\vartheta_{008}}}{b_\Phi \mu_{III}}, \quad (110)$$

где C не зависит от времени.

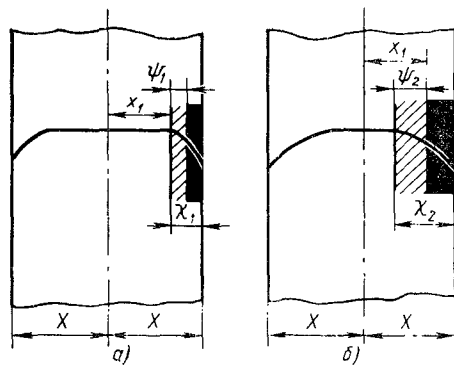


Рис. 22. Схема к расчету времени начала и конца кристаллизации в элементарном объеме отливки, центр которого находится на расстоянии x_1 от ее оси:

a -- момент начала кристаллизации;
 b -- момент конца кристаллизации

Уравнение (103) устанавливает, что в стадии III процесса относительная ширина двухфазной области ψ_t/X_t не изменяется. Абсолютная ширина этой области ψ_t увеличивается одновременно с увеличением ширины слоя X_t

пропорционально возрастанию $\sqrt{\tau}$, что соответствует (109).

Отметим, что максимальная абсолютная ширина зоны ψ_t будет достигнута в момент τ_{III-IV} , когда слой X_t достигнет величины X . Для этого момента времени

$$X_t = X,$$

$$\frac{\psi_{\max}}{X} = \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{оос}}}}{\mu_{III}}. \quad (111)$$

Таким образом, в (79') вместо ψ можно подставить из (109) величину $C\sqrt{\tau}$.

В знаменатель (79) входит параметр s_t , характеризующий долевое участие жидкости внутри двухфазной зоны. Эту величину можно найти по диаграмме состояния, если известна средняя температура двухфазной области:

$$\vartheta_{\text{ср}}(\psi) = \frac{\int_0^{\psi} \vartheta_{\text{оос}} \cos\left(\mu_{III} \frac{\chi}{X_t}\right) d\chi}{\psi},$$

$$\vartheta_{\text{ср}}(\psi) = \frac{\vartheta_{\text{оос}} \sin\left(\mu_{III} \frac{\psi_t}{X_t}\right)}{\psi \frac{\mu_{III}}{X_t}}. \quad (112)$$

Приравняв во внимание, что $\sin\left(\mu_{III} \frac{\psi_t}{X_t}\right) = \sqrt{1 - \cos^2\left(\mu_{III} \frac{\psi_t}{X_t}\right)}$

и учтя, что $\mu_{III} \frac{\psi_t}{X_t} = \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{оос}}}}{\mu_{III}}$, получим окончательно

$$\vartheta_{\text{ср}}(\psi) = \frac{\sqrt{\vartheta_{\text{оос}}^2 - \vartheta_{\text{сол}}^2}}{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{оос}}}} = \text{const}. \quad (113)$$

Зная среднюю температуру двухфазной области $\vartheta_{ср}(\psi_{\tau})$, легко найти по диаграмме состояния среднее долевое количество жидкости s_{τ} , входящей в состав этой области. Ввиду того, что $\vartheta_{ср}(\tau)$ не зависит от X_{τ} и τ , параметр s_{τ} на протяжении всей стадии III процесса останется постоянным:

$$s_{\tau} = s_{III} = \text{const.}$$

Можно сделать вывод, что в знаменателе дроби (79') в период стадии III только член ψ является функцией времени. Остальные члены знаменателя $\rho\gamma s$ остаются постоянными величинами:

$$\rho\gamma\psi \quad \rho\gamma s \quad | \quad \bar{\tau}. \quad (114)$$

Перейдем к рассмотрению числителя дроби (79').

Очевидно, что скорость отвода общего количества теплоты от 1 м² поверхности отливки $dq/d\tau$ складывается из скорости отвода теплоты кристаллизации ($dq_p/d\tau$) и скорости отвода теплоты, выделяющейся при понижении температуры сплава ($dq_r/d\tau$):

$$\frac{dq}{d\tau} = \frac{dq_p}{d\tau} + \frac{dq_r}{d\tau}.$$

Левая часть уравнения $\frac{dq}{d\tau} = \frac{1}{F} \cdot \frac{dQ}{d\tau}$ может быть определена из (74):

$$\frac{dq}{d\tau} = \alpha\vartheta = \frac{b\Phi\vartheta_{повIII}}{\sqrt{\tau}} \cdot \frac{1}{\sqrt{\tau}}. \quad (74')$$

Выясним скорость отвода в форму теплоты кристаллизации ($dq_p/d\tau$) по мере увеличения слоя X_{τ} или, что то же самое, с течением времени.

Учтем, что теплота кристаллизации возникает в связи с расширением окончательно затвердевшей корки δ_{τ} и двухфазной области ψ_{τ} . Примем во внимание, что внутри двухфазной области долевое содержание твердого вещества составляет $f = 1 - s$.

Тогда

$$\frac{dq_p}{d\tau} = \rho\gamma \left[\frac{d\delta_{\tau}}{d\tau} + (1 - s) \frac{d\psi_{\tau}}{d\tau} \right]. \quad (115)$$

Расширяющийся слой χ_{τ} состоит из областей δ_{τ} и ψ_{τ} :

$$X_{\tau} = \delta_{\tau} + \psi_{\tau}. \quad (116)$$

Уравнения (107), (109), (116) дают возможность преобразовать (115) следующим образом:

$$\begin{aligned} \frac{dq_p}{d\tau} = \rho\gamma \left[\frac{d\delta_{\tau}}{d\tau} + (1 - s) \frac{d\psi_{\tau}}{d\tau} \right] = \rho\gamma \left[\frac{dX_{\tau}}{d\tau} - \frac{d\psi_{\tau}}{d\tau} + (1 - s) \frac{d\psi_{\tau}}{d\tau} \right] = \\ = \rho\gamma \left[\frac{dX_{\tau}}{d\tau} - s \frac{d\psi_{\tau}}{d\tau} \right] = \rho\gamma \left[\frac{d(K\sqrt{\tau})}{d\tau} - s \frac{d(C\sqrt{\tau})}{d\tau} \right] \dots \end{aligned}$$

$$= \rho\gamma \left[\frac{K}{2\sqrt{\tau}} - \frac{sC}{2\sqrt{\tau}} \right] = \frac{1}{2} \rho\gamma (K - sC) \frac{1}{\sqrt{\tau}} = \frac{D}{\sqrt{\tau}},$$

$$\left[\frac{dq_\rho}{d\tau} \right]_{III} = \frac{D}{\sqrt{\tau}}, \quad (117)$$

где

$$\text{где } D = \frac{\rho\gamma (K - sC)}{2} = \frac{\rho\gamma}{2} \left(\frac{\sqrt{\pi}\lambda \text{Bi}_{III}}{b_\phi} - s \frac{\pi\lambda \text{Bi}_{III}}{b_\phi} \right) \times$$

$$\times \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{ос}}}}{\mu_{III}} = \frac{\sqrt{\pi} \rho\gamma \lambda \text{Bi}_{III}}{2b_\phi} \left(1 - s \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{ос}}}}{\mu_{III}} \right),$$

$$D = \frac{\sqrt{\pi} \rho\gamma \lambda \text{Bi}_{III}}{2b_\phi} \left(1 - s \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{ос}}}}{\mu_{III}} \right), \quad (118)$$

где D — коэффициент, не зависящий от времени.

Сравнение (74) и (117) показывает, что $dq/d\tau$ и $dq_\rho/d\tau$ в одинаковой степени зависят от времени и в стадии III процесса пропорциональны друг другу:

$$\frac{\left[\frac{dq_\rho}{d\tau} \right]_{III}}{\frac{dq}{d\tau}} = \frac{\frac{D}{\sqrt{\tau}}}{\frac{b_\phi \vartheta_{\text{новIII}}}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{1}{\sqrt{\tau}}} = I,$$

$$\left[\frac{dq_\rho}{d\tau} \right]_{III} = I \frac{dq}{d\tau},$$

$$I = \frac{\pi \rho\gamma \text{Bi}_{III} \lambda}{2b_\phi^2 \vartheta_{\text{новIII}}} \left(1 - s \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{ос}}}}{\mu_{III}} \right). \quad (119)$$

Исследование значений членов уравнения (79') позволяет определить закон изменения функции U в стадии III процесса:

$$U_{III} = \frac{D}{\rho\gamma s_{III} C \sqrt{\tau}} = \frac{N}{\tau}, \quad (120)$$

$$N = \frac{1}{2} \left(\frac{\mu_{III}}{s \arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{ос}}}} - 1 \right). \quad (121)$$

Перед окончанием исследования стадии III процесса целесообразно рассмотреть изменение U_{III} не во времени, а в функции от геометрического положения различных точек плоской отливки. Именно такое представление о функции U необходимо для построения эпюры этой функции по сечению отливки.

Выберем элементарный объем, центр которого расположен на некотором расстоянии x_n от центра отливки. Пусть начало и конец кристаллизации происходят в этом объеме в период протекания стадии III затвердевания отливки. Размеры выбранного объема примем достаточно малыми, чтобы положение его могло характеризоваться только координатой центра этого объема (без учета протяженности ребер dx, dy, dz), но отметим, что благодаря наличию температурного интервала затвердевания сплава начало и конец его кристаллизации в выбранном объеме происходят в разные моменты времени.

Кристаллы в объеме x_n начнут расти тогда, когда до этого объема достигнет слой X_τ , растущий от периферии отливки. В этот момент времени объем окажется на внешней поверхности двухфазной зоны ψ_τ (рис. 22, а):

$$X_{\tau \text{ нач. кр. } x_n} = X - x_n, \quad X_{\tau \text{ нач. кр. } x_n} = K \sqrt{\tau_{\text{нач. кр. } x_n}},$$

$$X - x_n = K \sqrt{\tau_{\text{нач. кр. } x_n}},$$

откуда

$$\tau_{\text{нач. кр. } x_n} = \frac{(X - x_n)^2}{K^2}. \quad (122)$$

Следовательно, с учетом (120) функция U_{III} для момента начала кристаллизации в точке x_n составит

$$U_{\text{нач. кр. } x_n} = \frac{N}{\tau_{\text{нач. кр. } x_n}} = \frac{NK^2}{(X - x_n)^2}. \quad (123)$$

Процесс кристаллизации в рассматриваемой точке окончится тогда, когда к ней подойдет слой δ_τ твердого металла (т. е. при достижении точкой x_n температуры солидуса, рис. 22, б):

$$\delta_{\text{к. кр. } x_n} = X - x_n.$$

Согласно (116)

$$\delta_{\text{к. кр. } x_n} = X_{\text{к. кр. } x_n} - \psi_{\text{к. кр. } x_n},$$

$$X - x_n = K \sqrt{\tau_{\text{к. кр. } x_n}} - C \sqrt{\tau_{\text{к. кр. } x_n}},$$

$$\tau_{\text{к. кр. } x_n} = \frac{(X - x_n)^2}{(K - C)^2}, \quad (124)$$

$$U_{\text{к. кр. } x_n} = \frac{N(K - C)^2}{(X - x_n)^2}. \quad (125)$$

Значения K, C и N были даны ранее соответственно в уравнениях (108), (110) и (121).

Величины $U_{\text{нач. кр}}$ позволяют определить условно выраженное переохлаждение, при котором начинается кристаллизация

в любом произвольно выбранном объеме с центром, удаленным от оси отливки на расстояние x_n . Величины $U_{к.кр}$ дают возможность вычислить для объемов, успевающих полностью затвердеть в стадии III процесса, условное переохлаждение в момент конца затвердевания. Эти величины ниже будут использованы при построении эшюр $U_{нач.кр} - x$, $U_{к.кр} - x$, т. е. эшюр функции U для сечения плоской отливки.

Окончание стадии III и начало стадии IV процесса произойдет в момент, когда X_τ достигнет величины X . В этот момент Bi_{III} можно представить в виде

$$Bi_{III} = \frac{\alpha}{\lambda} X = \frac{b\phi X}{\sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\tau_{III-IV}\lambda}}, \quad (126)$$

откуда время (в ч)

$$\tau_{III-IV} = \left[\frac{b\phi X}{\sqrt{\pi} Bi_{III}\lambda} \right]^2. \quad (127)$$

Уравнения, определяющего изменение температурного поля в стадии IV процесса, и аналитического расчета $\phi_{IV} = f(x, \tau)$ и $U_{к.кр. IV} = \varphi(x, \tau)$ для этой стадии пока найти не удалось.

Функцию $U_{нач.кр. IV} = \Phi(x, \tau)$ находить нет необходимости, так как понижение температуры центра отливки ($x = 0$) ниже $\phi = \phi_{008}$ и, следовательно, начало роста кристаллов во всем сечении отливки, в том числе и там, где кристаллизация заканчивается в стадии IV, происходит при $\tau < \tau_{III-IV}$, вследствие чего эту функцию можно рассчитывать по (123):

$$U_{нач.кр. x_n} = \frac{NK^2}{(\lambda - x)^2}$$

Еще раз отметим, что применимость (123) к области, где кристаллизация заканчивается в стадии IV, вполне согласуется с подразделением процесса затвердевания на стадии. Действительно, к моменту начала стадии IV двухфазные зоны, развивавшиеся с противоположных поверхностей отливки, должны сомкнуться, обособленная область подвижной жидкости исчезнуть и в центре отливки должен остаться только сплав, находящийся в твердо-жидком состоянии. Естественно, что начало роста кристаллов, содержащихся в сохранившейся двухфазной области, должно произойти раньше, чем начнется стадия IV, т. е. в стадии III.

Температурную кривую для любого из моментов времени стадии IV ($\tau_{III-IV} < \tau < \tau_{IV-V}$), а также функцию $U_{к.кр. IV}$ можно построить, используя метод конечных разностей. Расчет этот даже в приближенном виде громоздок. Качественная оценка значений $U_{к.кр}$ будет дана ниже.

Расчет основывается на том, что весь отрезок времени $\tau_{III-IV} - \tau_{IV-V}$ делят на i периодов и для каждого из них вычисляют $U_{к.кр}$.

Значение τ_{III-IV} определяют по (127), τ_{IV-V} — подлежит определению.

В момент τ_{IV-V} отливка находится в затвердевшем состоянии: центр охлажден до $\vartheta = \vartheta_{\text{сол}}$, а все остальные слои — до более низкой температуры.

Уравнение температурного поля отливки в этот момент времени

$$\vartheta = \vartheta_{\text{сол}} \cos \left(\mu_{IV-V} \frac{x}{X} \right). \quad (128)$$

Температура поверхности отливки ($x = X$)

$$\vartheta_{\text{пов}} = \vartheta_{\text{сол}} \cos \mu_{IV-V}. \quad (129)$$

Особенностью стадии IV процесса является то обстоятельство, что скорость отвода теплоты от отливки

$$\frac{dq}{d\tau} = \alpha \vartheta_{\text{пов}}$$

уменьшается теперь не только за счет понижения $\alpha = \frac{b_{\text{ф}}}{V_{\text{л}}} \frac{b_{\text{ф}}}{V_{\text{т}}}$, но и вследствие падения

температурного напора, т. е. уменьшения температуры поверхности отливки $\vartheta_{\text{пов}}$. Задача, следовательно, сводится к определению V_{IV-V} и μ_{IV-V} , от которых зависят $\vartheta_{\text{пов}}$ и ϑ_{IV-V} . Сделаем соответствующие вычисления, составив баланс теплоты потерянной отливкой и поглощенной формой в стадии IV процесса.

Общее количество теплоты потерянной отливкой за весь период от $\tau = 0$ до $\tau = \tau_{IV-V}$ составит

$$q_{I-IV} = q_{I-IV}^p + q_{I-IV}^o, \quad (130)$$

где q_{I-IV}^p — теплота, выделенная отливкой в связи с ее охлаждением (рис. 23):

$$\begin{aligned} q_{I-IV}^p &= c\gamma X \vartheta_{\text{зал}} - c\gamma \int_0^x \vartheta_{\text{сол}} \times \\ &\times \cos \left(\mu_{IV-V} \frac{x}{X} \right) dx = c\gamma X \vartheta_{\text{зал}} - c\gamma \vartheta_{\text{сол}} \frac{\sin \mu_{IV-V} X}{\mu_{IV-V}} X, \\ q_{I-IV}^p &= c\gamma X \left(\vartheta_{\text{зал}} - \vartheta_{\text{сол}} \frac{\sin \mu_{IV-V}}{\mu_{IV-V}} \right); \end{aligned} \quad (131)$$

q_{I-IV}^o — теплота кристаллизации, выделенная отливкой.

Теплота кристаллизации, выделенная к моменту полного затвердевания отливки, составляет

$$q_{I-IV}^o = \rho\gamma X. \quad (132)$$

Общее количество теплоты

$$q_{I-IV} = q_{I-IV}^p + q_{I-IV}^o = c\gamma X \left(\vartheta_{\text{зал}} - \vartheta_{\text{сол}} \frac{\sin \mu_{IV-V}}{\mu_{IV-V}} \right) + \rho\gamma X. \quad (133)$$

Индекс «I—IV» показывает, что речь идет о теплоте, потерянной отливкой в течение стадий I—IV процесса. Теплоту q_{I-IV} можно подразделить на две части:

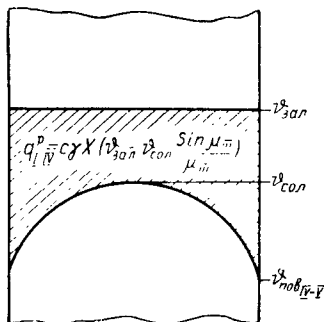


Рис. 23. Схема к определению количества теплоты q_{I-IV}^p , потерянной отливкой в связи с остыванием металла в стадиях I—IV процесса

на q_{I-III} , выделившуюся в течение стадий I—III процесса и q_{IV} , выделившуюся в стадии IV затвердевания отливки:

$$q_{I-IV} = q_{I-III} + q_{IV}. \quad (134)$$

Величину q_{I-III} определяем так же, как q_{I-IV} :

$$q_{I-III} = q_{I-III}^p + q_{I-III}^o, \quad (135)$$

$$q_{I-III}^p = c\gamma X \vartheta_{\text{зал}} - c\gamma \int_0^x \vartheta_{008} \cos\left(\mu_{III} \frac{x}{X}\right) dx,$$

$$q_{I-III}^o = c\gamma X \left(\vartheta_{\text{зал}} - \vartheta_{008} \frac{\sin \mu_{III}}{\mu_{III}} \right). \quad (136)$$

Теплота кристаллизации q_{I-III}^o складывается из теплоты, выделенной наружной вполне затвердевшей корочкой δ_{III} , и теплоты, образовавшейся в результате затвердевания части металла внутри двухфазной зоны ψ_{max} :

$$q_{I-III}^o = q_{\delta}^o + q_{\psi_{\text{max}}}^o. \quad (137)$$

Теплота, выделяющаяся при затвердевании корочки к концу стадии III, составляет

$$q_{\delta}^o = \rho\gamma\delta = \rho\gamma(X - \psi_{\text{max}}), \quad (138)$$

где ψ_{max} — максимальная ширина двухфазной зоны.

Теплота кристаллизации, выделяющаяся при кристаллизации металла в двухфазной зоне:

$$q_{\psi_{\text{max}}}^o = \rho\gamma\psi_{\text{max}} = \rho\gamma(1 - s_{III})\psi_{\text{max}}. \quad (139)$$

Таким образом, к концу стадии III выделилось следующее количество теплоты кристаллизации:

$$q_{I-III}^o = q_{\delta}^o + q_{\psi_{\text{max}}}^o = \rho\gamma(X - \psi_{\text{max}}) + \rho\gamma(1 - s_{III})\psi_{\text{max}} = \rho\gamma X - \rho\gamma s_{III}\psi_{\text{max}} \quad (140)$$

или с учетом (III)

$$q_{I-III}^o = \rho\gamma X - \rho\gamma s_{III} X \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{008}}}{\mu_{III}} = \rho\gamma X \left(1 - s_{III} \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{008}}}{\mu_{III}} \right). \quad (140')$$

Вся сумма теплоты, выделенной отливкой в стадиях I—III затвердевания, составляет

$$q_{I-III} = q_{I-III}^p + q_{I-III}^o = c\gamma X \left(\vartheta_{\text{зал}} - \vartheta_{008} \frac{\sin \mu_{III}}{\mu_{III}} \right) + \rho\gamma X \left(1 - s_{III} \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{008}}}{\mu_{III}} \right). \quad (141)$$

Все величины, входящие в уравнение (141), известны из предыдущих расчетов, поэтому в каждом конкретном случае можно определить числовое значение q_{I-III} .

Используя (133) и (141) и вычитая из q_{I-IV} найденные значения q_{I-III} , можно определить количество теплоты q_{IV} , потерянное отливкой в стадии IV процесса:

$$q_{IV} = q_{I-IV} - q_{I-III} = c\gamma X \left(\vartheta_{\text{зал}} - \vartheta_{\text{сол}} \frac{\sin \mu_{IV-V}}{\mu_{IV-V}} \right) - \rho\gamma X - q_{I-III}, \quad (142)$$

$$q_{IV} = c\gamma X \left(\vartheta_{008} \frac{\sin \mu_{III}}{\mu_{III}} - \vartheta_{\text{сол}} \frac{\sin \mu_{IV-V}}{\mu_{IV-V}} \right) - \rho\gamma X s_{III} \times \\ \times \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{008}}}{\mu_{III}}. \quad (143)$$

Для стадии IV процесса уравнение теплового баланса примет вид:

$$q_{IV} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} b_{\Phi} \vartheta_{\text{пов}_{IV}} \left(\sqrt{\tau_{IV-V}} - \sqrt{\tau_{III-IV}} \right). \quad (144)$$

Величина $\vartheta_{\text{пов}_{IV}}$ в стадии IV непрерывно изменяется от $\vartheta_{\text{пов}_{III}}$ до $\vartheta_{IV-V} = \vartheta_{\text{сол}} \cos \mu_{IV-V}$. Используем среднюю температуру

$$\vartheta_{\text{пов}_{IV, \text{cp}}} = \frac{\vartheta_{\text{пов}_{III}} + \vartheta_{\text{сол}} \cos \mu_{IV-V}}{2}.$$

После подстановки в (144) величины $\sqrt{\tau_{III-IV}}$, определяемой из уравнения (127), q_{IV} и $\vartheta_{\text{пов}_{IV}}$ имеем

$$c\gamma X \left(\vartheta_{008} \frac{\sin \mu_{III}}{\mu_{III}} - \vartheta_{\text{сол}} \frac{\sin \mu_{IV-V}}{\mu_{IV-V}} \right) - \rho\gamma X s_{III} \times \\ \times \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{008}}}{\mu_{III}} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} b_{\Phi} \frac{\vartheta_{\text{пов}_{III}} + \vartheta_{\text{сол}} \cos \mu_{IV-V}}{2} \left(\sqrt{\tau_{IV-V}} - \right. \\ \left. - \frac{b_{\Phi} X}{\sqrt{\pi} \text{Bi}_{III} \lambda} \right).$$

Это уравнение можно решить относительно $\sqrt{\tau_{IV-V}}$:

$$\sqrt{\pi} \left(\vartheta_{008} \frac{\sin \mu_{III}}{\mu_{III}} - \vartheta_{\text{сол}} \frac{\sin \mu_{IV-V}}{\mu_{IV-V}} \right) - \rho\gamma X s_{III} \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{008}}}{\mu_{III}} = \\ = b_{\Phi} (\vartheta_{\text{пов}_{III}} + \vartheta_{\text{сол}} \cos \mu_{IV-V}) \left(\sqrt{\tau_{IV-V}} - \frac{b_{\Phi} X}{\sqrt{\pi} \text{Bi}_{III} \lambda} \right). \quad (145)$$

В (145) две неизвестных величины μ_{IV-V} и τ_{IV-V} связаны между собой зависимостью

$$\mu_{IV-V} \cos \mu_{IV-V} = \frac{b_{\Phi} X}{\sqrt{\pi} \lambda \sqrt{\tau_{IV-V}}}. \quad (146)$$

Совместное решение (145) и (146) позволяет найти искомые величины. Для этого желательно применять счетную машину, при отсутствии ее решение удобнее получить графическим путем. В координатах τ , μ строят две кривые, соответ-

ствующие (145) и (146). При построении кривых сначала задаются величинами $\sqrt{\tau}$, мало превышающими $\sqrt{\tau_{III-V}}$, или μ , меньшими чем μ_{III} . Постепенно $\sqrt{\tau}$ увеличивают и μ уменьшают до тех пор, пока обе кривые не пересекутся. Решение соответствует точке пересечения строящихся кривых; при этом можно найти τ_{IV-V} (время полного затвердевания отливки) и μ_{IV-V} — параметр, который в соответствии с уравнением $\mu_{IV-V} \lg \mu_{IV-V} = Bi_{IV-V}$ позволяет охарактеризовать интенсивность процесса теплообмена в тот момент времени, когда отливка по всему сечению стала твердой.

Зная μ_{IV-V} , по (128) и (129) можно получить конкретную характеристику температурного поля отливки для τ_{IV-V} .

Как отмечалось, отрезок времени $\tau_{III-V} - \tau_{IV-V}$ делят на i равных периодов.

В каждый из этих периодов температурное поле характеризуется выражением

$$\vartheta_i = \vartheta_{ц(i)} \cos \left(\mu_n \frac{x}{X} \right),$$

где $1 \leq n \leq i$; $\vartheta_{ц(i)}$ — температура центра отливки в i -й момент времени.

Введем обозначения $\tau_{III-V} - \tau_1$ и $\tau_{IV-V} - \tau_i$. В качестве примера рассмотрим решение, касающееся периода I ($\tau_1 - \tau_2$). Помня, что для всех остальных периодов задача решается аналогичным способом,

$$\tau_2 - \tau_1 = \frac{\tau_i - \tau_1}{i}, \quad (147)$$

Отметим, что после определения τ_i (см. выше $\tau_i = \tau_{IV-V}$) числовое значение τ_2 становится известным. Температурное поле в момент τ_2

$$\vartheta_{\tau_2} = \vartheta_{\mu_2} \cos \left(\mu_2 \frac{x}{X} \right), \quad (148)$$

μ_2 находим из уравнения

$$Bi_2 = \mu_2 \lg \mu_2 = \frac{b_{\phi} X}{\sqrt{\pi} \lambda \sqrt{\tau_2}}. \quad (149)$$

Затем определяем $\vartheta_{ц_2}$, φ_{τ_2} и s_{τ_2} , чтобы рассчитать функцию $U_{н.кр.}$. По-прежнему используем уравнение теплового баланса на границе форма—отливка для периода от τ_2 до τ_1 . За время $\tau_2 - \tau_1$ форма воспримет следующее количество теплоты:

$$\begin{aligned} \Delta q_{\tau_2 - \tau_1}^{\phi} &= \frac{2}{\sqrt{\pi}} \vartheta_{пов.ср \tau_2 - \tau_1} b_{\phi} (I_{\tau_2} - I_{\tau_1}) \\ &= \frac{2}{\sqrt{\pi}} \vartheta_{пов \tau_2 - \tau_1} b_{\phi} (I_{\tau_2} - I_{\tau_1}). \end{aligned} \quad (150)$$

Температура поверхности отливки в момент τ_2 составляет

$$[\vartheta_{\tau_2}]_{x=X} = \vartheta_{ц_{\tau_2}} \cos \mu_{\tau_2}. \quad (151)$$

В формулу (150) подставляем среднее значение температуры поверхности отливки

$$\vartheta_{пов \tau_1 - \tau_2} = \frac{\vartheta_{пов \tau_1} + \vartheta_{ц_{\tau_2}} \cos \mu_{\tau_2}}{2} = \frac{\vartheta_{008} \cos \mu_{III} + \vartheta_{ц_2} \cos \mu_{\tau_2}}{2}.$$

Следовательно,

$$\Delta q_{\tau_2 - \tau_1}^{\phi} = \left(\frac{\vartheta_{пов III} + \vartheta_{ц_{\tau_2}} \cos \mu_{\tau_2}}{\sqrt{\pi}} \right) b_{\phi} (I_{\tau_2} - I_{\tau_1}). \quad (152)$$

После определения θ_{u_2} можно найти $\Delta q_{\tau_1 - \tau_{III}}^{\phi}$ IV.

Перейдем к определению количества теплоты, теряемой отливкой в период $\tau_2 - \tau_1$:

$$\Delta q_{\tau_2 - \tau_1}^{отл} = q_{\tau_1}^{отл} - q_{\tau_2}^{отл}. \quad (153)$$

Уравнение (153) решаем с учетом того, что правую его часть можно рассматривать как разность избыточного теплосодержания отливки в моменты τ_1 и τ_2 относительно теплосодержания при $\theta = 0$. Тогда (см. рис. 23)

$$\begin{aligned} \Delta q_{\tau_1 - \tau_2}^{отл} &= \left[c\gamma \int_0^x \left(\theta_{u_1} \cos \mu_1 \frac{x}{X} \right) dx + \rho\gamma X s_1 \frac{\arccos \frac{\theta_{сол}}{\theta_{u_1}}}{\mu_1} \right] - \\ &- \left[c\gamma \int_0^x \left(\theta_{u_2} \cos \mu_2 \frac{x}{X} \right) dx + \rho\gamma X s_2 \frac{\arccos \frac{\theta_{сол}}{\theta_{u_2}}}{\mu_2} \right], \\ \Delta q_{\tau_1 - \tau_2}^{отл} &= c\gamma X \left[\theta_{u_1} \frac{\sin \mu_1}{\mu_1} - \theta_{u_2} \frac{\sin \mu_2}{\mu_2} \right] + \\ &+ \rho\gamma X \left[s_1 \arccos \frac{\theta_{сол}}{\theta_{u_1}} - s_2 \frac{\arccos \frac{\theta_{сол}}{\theta_{u_2}}}{\mu_2} \right]. \quad (154) \end{aligned}$$

Так как рассматривается первый из i -х периодов ($i = 1$), то $\mu_1 = \mu_{111}$, $\theta_{u_1} = \theta_{008}$, $s_1 = \frac{\sqrt{\theta_{008}^2 - \theta_{сол}^2}}{\arccos \frac{\theta_{сол}}{\theta_{008}}}$. Для решения (154) необходимо знать θ_{u_2} , ψ_2 и s_2 .

Ширину двухфазной области ψ_2 в момент $\tau_1 = \tau_2$ находим из выражения

$$\begin{aligned} \theta_{сол} &= \theta_{u_2} \cos \left(\mu_2, \frac{\psi_2}{X} \right), \\ \frac{\psi_2}{X} &= \frac{\arccos \frac{\theta_{сол}}{\theta_{u_2}}}{\mu_2}. \quad (155) \end{aligned}$$

В стадии IV процесса (в отличие от стадии III) величина s_2 не постоянна, так как непрерывно изменяется средняя температура области ψ_2 . Это обуславливается тем, что в центральной точке этой области температура θ_{u_2} постоянно понижается, приближаясь к $\theta_{сол}$, в то время как на внешних границах области сохраняется $\theta = \theta_{сол}$.

Проведя расчет, аналогичный тому, который был сделан для получения (113), и учтя (151), найдем

$$\theta_{ср\psi_2} = \frac{\sqrt{\theta_{u_2}^2 - \theta_{сол}^2}}{\arccos \frac{\theta_{сол}}{\theta_{u_2}}}. \quad (156)$$

Полученная $\theta_{ср\psi_2}$ позволяет установить по диаграмме состояния заливаемого сплава долевое количество s_2 жидкости, содержащейся в двухфазной об-

Ласты в рассматриваемый момент времени τ_2 . Отметим, что s_τ с течением времени непрерывно уменьшается ($s_1 > s_2 > \dots > s_i$). После подстановки значений ψ_{τ_2} и s_{τ_2} в формулу (154)

$$\Delta q_{2-1}^{\text{отл}} = c\gamma X \left(\vartheta_{u_1} \frac{\sin \mu_1}{\mu_1} - \vartheta_{u_2} \frac{\sin \mu_2}{\mu_2} \right) + \\ + \rho\gamma X \left[s_1 \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{u_1}}}{\mu_1} - s_2 \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{u_2}}}{\mu_2} \right]. \quad (157)$$

Приравнявая $\Delta q_{\tau_1}^{\text{отл}}$ и $\Delta q_{\tau_1}^{\text{отл}}$ [см. (152) и (157)] с учетом (157), получим

$$\frac{\vartheta_{u_1} \cos \mu_1 \dots \vartheta_{u_2} \cos \mu_2}{\sqrt{\pi}} b_{\text{ф}} (|\sqrt{\tau_2} - \sqrt{\tau_1}|) = c\gamma X \left(\vartheta_{u_1} \frac{\sin \mu_1}{\mu_1} - \vartheta_{u_2} \frac{\sin \mu_2}{\mu_2} \right) + \\ + \rho\gamma X \left[s_1 \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{u_1}}}{\mu_1} - s_2 \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{u_2}}}{\mu_2} \right]. \quad (158)$$

В (158) можно подставить μ_2 , $\cos \mu_2$ и $\sin \mu_2$, определенные из (149). После этого в (158) останется одна неизвестная величина ϑ_{u_2} . Решать это уравнение можно машинным способом или графически, вычерчивая отдельно кривые для правой и левой его частей и находя нужное значение ϑ_{u_2} в месте пересечения кривых, которые строят в координатах $\Delta q_{\tau_2-\tau_1}^{\text{отл}} - \vartheta_{u_2}$ и $\Delta q_{\tau_2-\tau_1}^{\text{отл}}$.

При построении кривых следует вначале задаться ϑ_{u_2} , лишь немного меньшей, чем $\vartheta_{u_1} = \vartheta_{008}$, а затем (выплоть до пересечения кривых) большим значением ϑ'_{u_2} , ϑ''_{u_2} и т. д. Задаваясь некоторым значением ϑ'_{u_2} , ϑ''_{u_2} , по (156) найдем соответствующие этим температурам $\vartheta'_{\psi_{\text{ср}}}$, $\vartheta''_{\psi_{\text{ср}}}$ и по диаграмме состояния определяем соответственно s'_1 , s'_2 , s'_3, \dots . После определения ϑ_{u_2} можно выразить в числовых значениях уравнения (148), (155) и (156), определяющие температурное поле отливки в момент τ_2 , ширину двухфазной области ψ_2 и долевое участие жидкости в объеме двухфазной области s_2 . Переходим к определению функции $U_{\text{к. кр}}(i-1)$ для рассматриваемого периода

$$U_{\text{к. кр}}(i-1) = \frac{\Delta q_{\rho 1-2}}{\tau_2 - \tau_1} \cdot \frac{1}{\rho\gamma \left(\frac{s_2}{2} \cdot \frac{s_1}{2} \right) \left(\frac{\psi_2}{2} \cdot \frac{\psi_1}{2} \right)}. \quad (159)$$

Все величины в (159) известны, в результате получаем

$$U_{\text{к. кр.}}(i-1) = \frac{4\rho\gamma X \left[s_1 \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{u_1}}}{\mu_1} - s_2 \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{u_2}}}{\mu_2} \right]}{\rho\gamma (s_1 - s_2) \left(\frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{u_1}}}{\mu_1} - \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{u_2}}}{\mu_2} \right)} X (\tau_2 - \tau_1),$$

$$U_{\text{к. кр}} (i=1) = \frac{4 \left[s_1 \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{и1}}}}{\mu_1} - s_2 \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{и2}}}}{\mu_2} \right]}{(s_2 + s_1) \left(\frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{и1}}}}{\mu_1} - \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{и2}}}}{\mu_2} \right)} (\tau_2 - \tau_1). \quad (160)$$

Уравнение (160) позволяет судить об условиях, при которых происходит конец кристаллизации в первом из i -тых периодов стадии IV затвердевания отливки.

Величиной $U_{\text{к. кр}} (i=1)$ можно охарактеризовать условия конца кристаллизации в том элементарном объеме, который в момент времени $\tau = \tau_i + \frac{\tau_{\text{IV}} - \nu}{i}$ находится на внешней границе двухфазной области, соприкасаясь с твердой коркой. Этот элементарный объем успевает полностью затвердеть в первом из i периодов, на которые была разбита стадия IV процесса. Если расстояние от центра этого объема до оси отливки обозначить через x_a и пренебречь размерами этого объема dx , dy и dz , то

$$x_a = \psi_2 = \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{и2}}}}{\mu_2} X. \quad (161)$$

Момент начала кристаллизации в этом элементарном объеме, т. е. момент, когда точка x_a находится на внутренней поверхности двухфазной зоны, соприкасаясь с подвижной жидкостью, можно определить, как это указывалось по (123).

Уравнение (160) определяет, таким образом, значение $U_{\text{к. кр}}$ для некоторой точки x_a , которая в рассматриваемом случае находится в непосредственной близости от внешней границы той двухфазной области, которая сохранилась в момент $\tau_{\text{III-IV}}$. Для точек (малых элементарных объемов), лежащих дальше от поверхности отливки и ближе к ее центру и затвердевающих в один из последующих i периодов, $U_{\text{к. кр}}$ следует определять по мере того, как приведенный расчет будет повторяться для периодов 2, 3, 4, ..., i .

Все расчеты совершенно аналогичны приведенному. В расчете второго периода вместо времени $\tau_i = \tau_{\text{III-IV}}$ надо вводить τ_2 , а вместо τ_2 — ввести τ_3 .

Для любого последующего n -го периода (из числа i -тых) можно использовать уравнения

$$\vartheta_n = \vartheta_{\text{и}n} \cos \left(\mu_n \frac{x}{X} \right), \quad (162)$$

$$\mu_n \operatorname{tg} \mu_n = \frac{b\phi X}{\sqrt{\pi} \lambda \sqrt{\tau_n}}, \quad (163)$$

$$\psi_n = \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{и}n}}}{\mu_n} X, \quad (164)$$

$$\vartheta_{\text{сг}\psi_n} = \frac{\sqrt{\vartheta_{\text{и}n}^2 - \vartheta_{\text{сол}}^2}}{\arccos \frac{\vartheta_{\text{сол}}}{\vartheta_{\text{и}n}}}. \quad (165)$$

Величину $\vartheta_{\text{и}2}$ находим машинным способом или графическим, решая уравнение, подобное (158) и отличающееся от него только тем, что вместо $\tau_{\text{III-IV}} = \tau_1$ следует подставлять τ_2 , а вместо $\vartheta_{\text{и}08} = \vartheta_{\text{и}1}$ величину $\vartheta_{\text{и}2}$. Соответственно вместо τ_2 , $\vartheta_{\text{и}2}$, μ_2 подставляются τ_3 , $\vartheta_{\text{и}3}$, μ_3 .

Последний из периодов имеет граничные значения времени τ_{i-1} и $\tau_i = \tau_{IV-V}$. Время τ_{IV-V} соответствует моменту конца стадии IV затвердевания. В стадии V происходит дальнейшее охлаждение уже затвердевшей отливки.

Анализируя тепловые явления, протекающие в стадии IV процесса, интересно отметить еще одно отличие между стадиями III и IV. Благодаря постепенному понижению температуры центра отливки ниже Φ_{008} и приближению ее к $\Phi_{сод}$ средняя температура двухфазной области $\Phi_{ср, \Phi_t}$ падает и уменьшается, что влечет за собой изменение доли теплоты кристаллизации q_p в общем потоке теплоты q , отводимой от отливки.

Для стадии IV процесса характерно уменьшение отношения $\frac{dq_p}{d\tau} : \frac{dq}{d\tau}$, в то время как это отношение в стадии III оставалось постоянным и согласно (119) было равно 1.

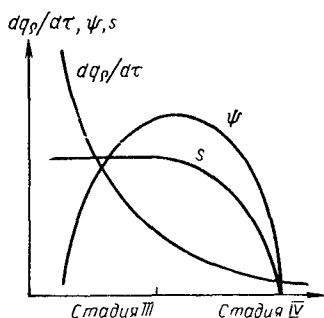


Рис. 24. Изменение величин ($\frac{dq_p}{d\tau}$, ψ , s), определяющих значение функции U в стадиях III и IV затвердевания отливки

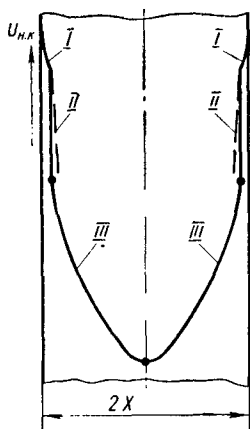


Рис. 25. Изменение эффективного переохлаждения (I п.к.) в начале кристаллизации в различных точках сечения плоской отливки (сталь, несчапо-глинистая форма)

Выше был приведен детальный расчет изменения функции $U_{к.кр IV}$, основанный на использовании метода конечных разностей.

Общее представление о характере изменения изучаемой функции можно получить из рассмотренного рис. 24, на котором представлена зависимость от времени всех членов, входящих в уравнение (79). Из рассмотрения рис. 24 следует, что в стадии III процесса постепенно уменьшается числитель $\frac{dq_p}{d\tau}$ уравнения (79) (обратно пропорционально $\sqrt{\tau}$) и одновременно увеличивается входящая в знаменатель ширина двухфазной области Φ_t (прямо пропорционально $\sqrt{\tau}$), в результате чего функция U непрерывно уменьшается [см. (120)]. В противоположность этому, в стадии IV продолжающееся уменьшение числителя $\frac{dq_p}{d\tau}$ компенсируется уменьшением знаменателя (уменьшаются Φ_t и s_t). В результате, в первом приближении можно принять, что $U_{ср IV} \approx const$. Это положение резко нарушается лишь в конце стадии IV, когда

затвердевают самые последние участки двухфазной области, сохраняющиеся к этому времени лишь в непосредственной близости от усадочной раковины. Значение $U_{к.кр}$ в конце стадии IV резко возрастает.

Ниже приведены эпюры значений U для различных стадий процесса затвердевания плоской стальной отливки толщиной $2X = 0,05 \text{ м} \cdot 50 \text{ мм}$ (ширина и длина отливки больше $0,5 \text{ м}$). Величины $U_{к.кр}$ IV рассчитаны по методу конечных разностей.

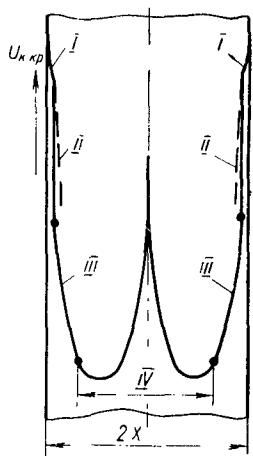


Рис. 26. Изменение эффективного переохлаждения ($U_{к.кр}$) при окончании кристаллизации в различных точках сечения плоской отливки (сталь, песчано-глинистая форма)

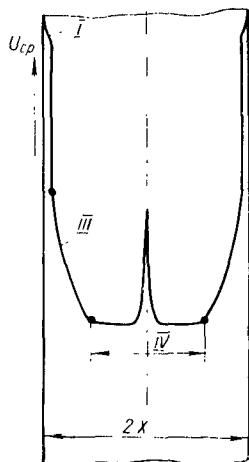


Рис. 27. Эпюра среднего значения эффективного переохлаждения ($U_{ср}$) по сечению плоской отливки (сталь, песчано-глинистая форма)

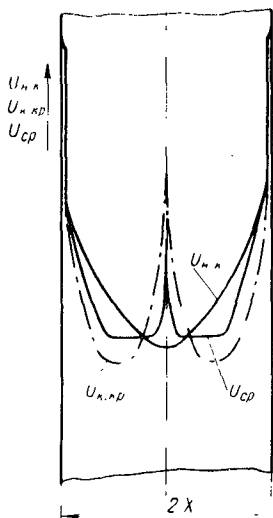


Рис. 28. Сравнение эпюр $U_{н.н}$, $U_{к.кр}$ и $U_{ср}$ для плоской отливки (сталь, песчано-глинистая форма)

Отливку изготовляли из стали Ст5, при этом использовали песчано-глинистую форму с теплоаккумулирующей способностью

$$b_{\phi} = \sqrt{\lambda_{\phi} c_{\phi} \gamma_{\phi}} = 25 \text{ ккал}/(\text{м}^2 \cdot \text{ч}^{0,5} \cdot ^{\circ}\text{C}).$$

Первоначальная температура формы 20°C ($\vartheta_{\text{нач. ф}} = t_{\text{нач. ф}} - 20^{\circ}\text{C} = 0$). Сталь имела следующие теплофизические параметры: $\vartheta_{\text{ликв}} = 1470^{\circ}\text{C}$; $\vartheta_{\text{сол}} = 1410^{\circ}\text{C}$; $c\gamma = 1320 \text{ ккал}/(\text{м}^3 \cdot \text{ч} \cdot ^{\circ}\text{C})$ ($c\gamma$ — принята средней для стали в твердом и жидком состояниях); $\rho\gamma = 480\,000 \text{ ккал}/\text{м}^3$; $\lambda = 22 \text{ ккал}/(\text{м} \cdot \text{ч} \cdot ^{\circ}\text{C})$.

Учтено, что связанное с повышением температуры увеличение c в известной степени компенсируется уменьшением γ . При необходимости в расчет можно ввести $c = \varphi(\vartheta)$ и $\gamma = \varphi_1(\vartheta)$. Температура заливки стали принята равной $\vartheta_{\text{ликв}} + 50^{\circ}$.

На рис. 25—27 даны соответственно эпюры изменения $U_{н.кр}$, $U_{к.кр}$ и $U_{ср}$ по сечению плоской стальной отливки толщиной

50 мм. На рис. 28 показано совмещение кривых $U_{II, кр}$, $U_{к. кр}$ и $U_{ср}$.

На эпюрах резко выражены точки перегиба, соответствующие изменению $U_{ср} := f(x)$ при переходе от одной стадии затвердевания к другой: $U_I \rightarrow \infty$, U_{II} — штриховая линия, $U_{III} = N/\tau$, $U_{срIV} \approx \text{const}$. Об изменении $U_{к. кр}$ в стадии IV можно судить по рис. 28.

4. Формирование кристаллической структуры сплава в отливках

В первой (паружной) структурной зоне, если она целиком не расплавилась в стадии II процесса, сохраняются кристаллы, образовавшиеся в стадии I: они возникли и росли в условиях очень большой степени эффективного переохлаждения $U_I \rightarrow \infty$. Естественно ожидать, что в этих условиях в процесс кристаллизации были вовлечены примеси различного строения, в том числе те, которые характеризуются большим несоответствием своих решеток кристаллической решетке сплава. Не исключено спонтанное возникновение зародышей в стадии I процесса. Таким образом, в структурной зоне I должен происходить одновременный рост многих кристаллов и макроструктура должна быть весьма мелкозернистой. Это, как известно, подтверждается практикой. Естественно ожидать также, что температурное переохлаждение (ΔT) сплава как регулирующий фактор, окажется недостаточным для приведения в соответствие $\frac{dV_{тн}}{dt}$ с очень большой скоростью отвода теплоты, в том числе теплоты кристаллизации $\frac{dq_p}{dt}$. Из этого следует, что микроструктура малых зерен первой зоны должна, как правило, характеризоваться дендритным строением; сами макрозерна не могут получаться вытянутой формы, так как процесс теплообмена ограничивается поверхностным слоем отливки очень небольшой глубины. Действительно, в практике наблюдается дендритное строение мелких кристаллов, особенно в тех случаях, когда количество примесей в сплаве невелико и макроструктура не слишком тонкая.

При литье отливок, не являющихся предельно узкими, кристаллизация в стадии I смещается частичным или полным расплавлением корки в стадии II. Следовательно, между концом образования первой структурной зоны и началом образования второй (стадия III затвердевания) существует, как правило, разрыв во времени. Чем больше этот разрыв, тем больше условия развития структурной зоны 2 отличаются от условий формирования внешнего слоя мелких равноосных кристаллов с дендритным строением. Практика подтверждает, что граница между структурными зонами 1 и 2 в большинстве случаев очень резко выражена. Если после стадии II процесса твердый сплав на поверх-

ности отливки сохранился, то формирование структурной зоны 2 начинается на готовой поверхности раздела сохранившегося твердого вещества и жидкости. Совершенно безразлично, сохранилась ли к началу стадии III процесса твердая корка с твердой жидкой прослойкой на внутренней ее стороне или небольшая зона твердо-жидкого сплава. И в том и в другом случаях для кристаллов, развивающихся позднее, уже имеются готовые центры кристаллизации. В этой связи можно отметить, что часто наблюдающаяся на микрошлифах картина, характеризующаяся тем, что кристаллы из зоны 2 являются как бы продолжением некоторых кристаллов зоны 1, отнюдь не подтверждает высказываемого в литературе мнения, о том, что между развитием структурных зон 1 и 2 временной интервал отсутствовал [60].

Структурная зона 2 начинает развиваться при $U_{нач,кр}$ значительно меньшем, чем $U_{крит,кр}$ для конца стадии I (см. рис. 26). Первый момент вновь возникшего процесса кристаллизации должен сопровождаться дальнейшим развитием лишь тех зародышей поверхности корки, ориентация которых в пространстве обеспечивает им преимущественные условия для роста в направлении, обратном направлению теплового потока. Именно в этом направлении наблюдаются наибольшие градиент температуры и переохлаждение перед фронтом развития кристалла. Такие условия равнозначны уменьшению энергии, необходимой для активации процесса. Эти обстоятельства должны привести к «выкликиванию» большинства кристаллов корки и продолжению роста оставшихся кристаллов в направлении, перпендикулярном к поверхности отливки (рис. 29). То обстоятельство, что в стадии III процесса продолжает расти лишь часть кристаллов, оставшихся от стадии I, объясняется, как указывалось, скачкообразным изменением условий развития этих кристаллов, что обуславливает появление резкой, видимой невооруженным глазом границы между структурными зонами 1 и 2.

При литье однофазных сплавов структурная зона 2 в подавляющем большинстве представляет собой зону столбчатых кристаллов. Это объясняется многими причинами. Первая из них состоит в том, что структурная зона 2 развивается в условиях сравнительно большого градиента температур в направлении, обратном направлению теплового потока, что соответствует возникновению повышенного переохлаждения жидкости у граней кристалла, обращенных к центру отливки, и меньшего переохлаждения в направлении к поверхностям рядом растущих кристаллов. Это приводит к тому, что деформация кристаллов и достижение ими оптимального с точки зрения термодинамики приведенного радиуса происходит прежде всего за счет развития удлиненных кристаллов, ось которых направлена от периферии к центру отливки.

Второй причиной роста столбчатых кристаллов является тот факт, что только их передние концы непосредственно близки



Рис. 29. Изменение ширины и выкликивание столбчатых кристаллов

к маточной жидкой фазе. Боковые поверхности кристаллов соприкасаются с жидкостью, сильно обогащенной ликвиатами, в том числе примесями и компонентами, являющимися основными в составе сплава, но понижающими температуру его плавления (см., например, компонент *B* на рис. 17). Рост боковых поверхностей задерживается в связи с тем, что на вытеснение ликвиатов из этой жидкости и создание нормальных условий для подачи к кристаллу атомов, обеспечивающих возможность его дальнейшего роста, требуется время.

Третья причина развития столбчатых кристаллов заключается в том, что они в течение относительно продолжительного времени растут в глубь маточного расплава, не содержащего кристаллов, рост которых происходил бы одновременно с их ростом.

В работах различных авторов каждую из перечисленных причин рассматривают иногда как основную. Следует полагать, что в реальных условиях действует комплекс всех указанных причин, однако вторая в большинстве случаев имеет решающее значение.

Отметим большое значение, которое имеет скорость отвода от поверхности растущего зерна элементов, накопление которых в жидкости мешает поступлению к поверхности кристаллов атомов, необходимых для продолжения роста этих кристаллов. Тот факт, что ликвиаты, содержащиеся в жидкости между соседними растущими кристаллами, в значительной своей части вытесняются, а не остаются на месте, доказывается тем, что наряду с внутрикристаллической ликвацией практически всегда наблюдается зональная ликвация. Как правило, в области столбчатых кристаллов элементов, понижающих температуру плавления сплава, содержится меньше, чем в центральной области отливки. При очень малых скоростях охлаждения можно было бы допустить, что ликвидировавшие элементы вытесняются из межзерновой жидкости в результате диффузии этих элементов к центру отливки. Такая диффузия могла бы быть объяснена возникновением

значительного концентрационного градиента для каждого из элементов в направлении от кристаллизующейся области к центру отливки. Однако, как это будет подтверждено расчетом, диффузионный механизм не способен обеспечить фактическую степень развития зональной ликвации. Второстепенная роль диффузии в вытеснении ликватов объясняется тем, что скорость диффузионного перемещения ликвированных элементов во много раз меньше скорости перемещения области кристаллизации (скорости перемещения к центру отливки изотерм ликвидуса и солидуса).

Таким образом, ликваты от боковых стенок растущих столбчатых кристаллов должны вытесняться путем перемещения самой жидкости, в которой эти ликваты растворены. Действительно, как это будет показано, расчетами и практическими наблюдениями подтверждается, что в период стадии III процесса внутри двухфазной зоны имеет место интенсивная циркуляция жидкости (о силах, вызывающих такую циркуляцию, см. гл. III). Движение жидкости в пространствах, окружающих растущие кристаллы, прекращается или сильно замедляется с наступлением стадии IV (в момент соединения в центре отливки двухфазных зон, растущих с разных сторон). Ликваты, движущиеся вместе с перемещающейся жидкостью, скапливаются в этот момент времени, естественно, не на внешней границе сохранившейся к началу стадии IV двухфазной зоны, а ближе к центру отливки. Скопление ликватов на некотором расстоянии от центра отливки называется внеосевой ликвацией. Расстояние между точками максимального скопления ликватов при внеосевой зональной ликвации немного меньше, чем $\frac{\Phi_{\max}}{X}$, определяемое по (III), и для большинства случаев может быть с достаточной степенью точности найдено из следующей формулы:

$$\left(\frac{\Phi}{X} \right)_{\text{п. л.}} = \frac{\arccos \frac{\theta_{\text{сол}}}{\theta_{035}}}{\mu_{III}}, \quad (166)$$

где θ_{035} — температура равновесия 35% твердого и 65% жидкого вещества.

Индекс «п. л.» в левой части уравнения указывает на то, что зона $\left[\frac{\Phi}{X} \right]_{\text{п. л.}}$ в отличие от области столбчатых кристаллов характеризуется положительной зональной ликвацией, т. е. повышенным содержанием (по сравнению со средним) в сплаве ликвирующих элементов.

Большое значение отвода ликватов от растущих столбчатых кристаллов (вторая из перечисленных причин образования столбчатой структуры) подтверждается тем, что структурная зона 2 отливки (столбчатые кристаллы) обычно также простирается дальше внутренней границы кривой III на эюре $U_{\text{к. кр}}$ (см.

рис. 26), а ширина структурной зоны 3 уменьшается, что соответствует (166). Таким образом, если пренебречь малой толщиной зоны χ_{11} , зоной столбчатых кристаллов и отрицательной ликвации явится

$$1 - \dots \left(\frac{\Phi}{X} \right)_{\substack{\text{п. л.} \\ \text{р. к.}}} \dots = 1 - \dots \frac{\arccos \frac{\vartheta_{\text{соз}}}{\vartheta_{\text{раз}}}}{\mu_{11}} \dots \quad (166')$$

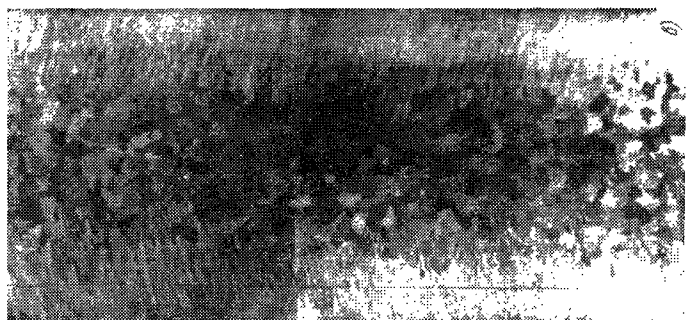
В свою очередь, $\left(\frac{\Phi}{X} \right)_{\substack{\text{п. л.} \\ \text{р. к.}}}$ является не только зоной положительной ликвации, но и той зоной, в которую не прорастают столбчатые кристаллы и в которой расположены относительно крупные (по сравнению с зоной 1) кристаллы равноосных очертаний. В связи с этим при $\frac{\Phi}{X}$ в (166) и (166') указан не только индекс «п. л.» (положительная ликвация), но и индекс «р. к.» (равноосные кристаллы).

Переходим к исследованию условий формирования структурной зоны 3 отливки, являющейся ее центральной частью.

Из изложенного следует, что относительная ширина этой области может быть найдена из (166).

Для указанной зоны характерно сравнительно малое значение $U_{\text{нач. кр}}$ начала развития кристаллов и небольшое по сравнению с другими участками значение $U_{\text{к. кр}}$. Исключение составляет небольшая область наиболее поздно затвердевающего металла с большим в отдельных случаях эффективным переохлаждением в конце кристаллизации ($U_{\text{к. кр}}$). Небольшое условно выраженное начальное переохлаждение $U_{\text{нач. кр}}$ снижает вероятность образования в структурной зоне 3 развитых дендритных кристаллов. Почти для всей рассматриваемой зоны (за исключением узкого внутреннего участка) характерно отсутствие дендритов или наличие дендритов малой разветвленности. Дендритная ячейка (если она возникает) больше, чем в структурных зонах 1 и 2. Вследствие малого значения $U_{\text{к. кр}}$ в конце образования кристаллов приведенный радиус уменьшается, что способствует получению формирующимися кристаллами равноосной конфигурации. При очень небольшой скорости охлаждения и малом значении $U_{\text{к. кр}}$ возможно образование компактных макрозерен, внешние очертания которых приближаются либо к очертаниям кристалла правильной формы, либо к сфере.

Уместно отметить, что конечная форма макрозерна определяется в конце процесса его затвердевания, поэтому она в большой степени характеризуется $U_{\text{к. кр}}$ и $U_{\text{ср}}$, а не $U_{\text{нач. кр}}$ ($U_{\text{ср}}$ во многих случаях дает возможность более правильно оценить конечную форму макрозерна, так как $U_{\text{к. кр}}$ часто отражает лишь мгновенно повысившееся в конце процесса эффективное переохлаждение). Наоборот, ожидаемая микроструктура сплава и



вероятность развития дендритов внутри макрозерна зависят от $U_{\text{нач.кр.}}$.

Суммируя изложенное, можно заключить, что почти вся структурная область 3 отливки состоит из равноосных макрозерен. Эти зерна имеют тем большую величину, чем меньше абсолютное значение $U_{\text{ср.}}$. Размеры кристаллов, так же как и $U_{\text{ср.}}$, будут приблизительно одинаковыми. На рис. 30, а—в приведены темплеты, полученные разрезкой отливок, изготовленных из сталей соответственно в песчано-глинистой, хромомagneзитовой и металлической формах.

Эти и другие отливки, использование которых подтвердило изложенные выше представления, получены автором данной книги совместно с металловедом кандидатами техн. наук В. И. Куманиным и О. И. Куманиным, участвовавшими также и в расчетах относительной величины структурных зон.

На темплетах хорошо видны эти зоны, причем относительные их размеры хорошо согласуются с расчетными.

Остановимся на последнем периоде затвердевания отливки, который происходит в том месте, где сохранился оставшийся жидкий металл. Здесь вследствие высоких значений $U_{\text{к.кр.}}$ и $U_{\text{ср.}}$ должно произойти резкое изменение условий кристаллизации и, по существу, должна возникнуть структурная зона 4. Эта зона не выделяется в качестве самостоятельной по следующим мотивам. В реально изготовляемых отливках в отличие от рассматриваемой в качестве примера бесконечной плиты остаток жидкого и твердого жидкого сплава, затвердевающего потом при больших значениях $U_{\text{к.кр.}}$ и $U_{\text{ср.}}$, должны находиться либо в нижней части усадочной раковины, либо в непосредственной близости от нее. Усадочная раковина в отливке развивается в ее термическом центре, который в отличие от бесконечной плиты не совпадает с ее осевой линией. Таким образом, сплав, который мог бы образовать структурную зону 4, скорее составляет участок объема отливки, отрезаемой с усадочной раковиной, а не участок, относящейся к основному объему отливки.

Резкое возрастание $U_{\text{к.кр.}}$ и $U_{\text{ср.}}$ при затвердевании сплава на этом участке должно вызвать в соответствии с уравнением (5б) или резкое увеличение температурного переохлаждения сплава или дополнительное искажение формы кристалла, сопровождающееся значительным увеличением поверхности раздела между кристаллом и последними порциями жидкой фазы. Необходимо отметить, что для рассматриваемого последнего участка процесса кристаллизации резко возрастает только $U_{\text{к.кр.}}$, в то время как $U_{\text{нач.кр.}}$ остается малой величиной. Из этого следует, что речь идет о формировании специфического для этого участка макрозерна, а не о формировании специфической микроструктуры. Особенность процесса формирования последних кристаллов и особенно последнего кристалла состоит в том, что он протекает в разреженной атмосфере усадочной раковины, газовое давление

в которой определяется лишь количеством газа, выделившегося в раковину из металла. Последний кристалл растет, практически не испытывая сопротивления соседних с ним кристаллов. Совокупность перечисленного создает основания для преимущественного поддержания подвижного равновесия $\frac{dV_{TB}}{dt} = \frac{1}{\rho\gamma} \frac{dq_p}{dt}$ не за счет изменения температурного переохлаждения и совместного действия факторов, перечисленных в уравнении (56), а главным образом за счет изменения внешних очертаний кристалла. Впервые за весь период затвердевания отливки создаются условия для образования макрокристаллов, у которых наружные очертания дендритов — макрозерен имеют весьма развитую внешнюю поверхность.

Прогноз, который можно сделать из рассмотрения эюр на рис. 26 и 27, подтверждается тем, что в донной части усадочной раковины, особенно при литье крупных слитков, иногда обнаруживаются дендриты очень больших размеров. К числу таких дендритов относится известный «кристалл Д. К. Чернова».

5. Управление процессом формирования кристаллической структуры сплава в отливках

Управление процессом затвердевания преследует различные цели: изменение соотношения объема различных структурных зон в отливке, изменение размеров макрозерен, оказание воздействия на микроструктуру сплава. В период первичной кристаллизации сплава определяется также степень однородности химического состава отливки (степень развития ликвиации) и плотность сплава. Методы воздействия на эти характеристики будут рассмотрены в соответствующих главах.

Изменить соотношение структурных зон в отливке можно, воздействуя на ширину X_{II} внешнего тонкого слоя равноосных кристаллов, образовавшихся в стадии I процесса и сохранившихся в стадии II, или меняя соотношения между размерами зон столбчатых и внутренних равноосных кристаллов (структурные зоны 2 и 3).

Первую задачу решают редко в основном из-за незначительной ширины X_{II} зоны.

Меры, направленные на изменение относительных размеров зон столбчатых и равноосных кристаллов, должны быть основаны на положениях, установленных в предыдущих разделах.

Как было показано, в плоской отливке, заливаемой в разовую песчано-глинистую форму, относительную ширину зоны равноосных кристаллов можно определить по формуле (166). Остальной объем отливки (за исключением зоны I шириной X_{II}) занимает структурная зона 2, содержащая в большинстве случаев при литье сплавов типа твердого раствора столбчатые кристаллы.

Анализ формулы (166) показывает, что $\left(\frac{\psi}{X}\right)_{\substack{\text{п. л.}, \\ \text{р. к.}}}$, зависит

от большого числа факторов, которые можно подразделить на три основные группы. К первой группе относятся свойства заливаемого сплава; ко второй — теплофизические свойства формы; к третьей — построение технологического процесса: модифицирование, температура заливаемого сплава, первоначальная температура формы, рафинирование сплавов, способ приложения к отливкам в период их затвердевания внешних сил (вибрация, ультразвуковая обработка и т. д.).

Рассмотрим первую группу факторов и определим воздействие свойств заливаемого сплава на кристаллизацию.

Одной из основных характеристик сплава является температурный интервал его кристаллизации $t_{\text{ликв}} - t_{\text{сол}}$. Чем больше этот интервал и чем меньше, следовательно, $t_{\text{сол}}/t_{\text{ликв}}$, а также $t_{\text{сол}}/t_{035}$, тем больше развивается, при прочих равных условиях, область равноосных кристаллов. Наоборот, при $t_{\text{сол}}/t_{035} \rightarrow 1$ развивается область столбчатых кристаллов. Сквозная транскристаллизация, охватывающая все сечение отливки, особенно характерна для чистых металлов ($t_{\text{сол}}/t_{035} = 1$, при этом

$$\left[\frac{\psi}{X}\right]_{\substack{\text{п. л.}, \\ \text{р. к.}}} = \frac{\arccos 1}{\mu_{\text{III}}} = 0.$$

Большое значение имеют теплофизические свойства сплава. Его теплопроводность λ непосредственно связана с интенсивностью охлаждения отливки ($Bi = \frac{\alpha}{\lambda} X$) в любой из стадий затвердевания, вследствие чего при уменьшении λ увеличивается Bi_{III} , а следовательно, и μ_{III} . Из формулы (166) видно, что это связано с уменьшением зоны $\left(\frac{\psi}{X}\right)_{\substack{\text{п. л.}, \\ \text{р. к.}}}$ и увеличением области столбчатых кристаллов.

Действительно, многие низкотеплопроводные легированные стали отличаются большей склонностью к транскристаллизации, чем углеродистые стали, имеющие почти такой же интервал кристаллизации, что и легированные стали. Зона столбчатых кристаллов сильно развита в низкотеплопроводных цинковых сплавах, у большинства медных и алюминиевых сплавов, имеющих большую теплопроводность, сильно развиты области равноосных кристаллов.

Такие теплофизические параметры сплава, как $c\gamma$ и $\rho\gamma$ не входят в выражение для определения Bi_{III} и μ_{III} . Однако и они оказывают значительное воздействие на ширину и соотношение размеров структурных зон 2 и 3 в отливке.

Чем больше $c\gamma$, тем позднее начинается стадия III процесса. Это объясняется тем, что теплота перегрева и часть теплоты кристаллизации, которые нужно отвести в стадиях I и II, увеличиваются с возрастанием $c\gamma$ и $\rho\gamma$.

Более позднее наступление стадии III процесса при большом значении $c\gamma$ и $\rho\gamma$, т. е. при увеличении τ_{II-III} в соответствии с формулой

$$V_i \sim \frac{b_\phi X \tau_{II}}{\sqrt{\pi \lambda} \sqrt{\tau_{II-III}}},$$

приводит к уменьшению V_{III} и μ_{III} , а следовательно, как и при высоком λ , к возрастанию области равноосных кристаллов.

Таким образом, понижение всех теплофизических параметров сплава (λ , $c\gamma$, $\rho\gamma$) приводит к увеличению размеров структурной области 2 в отливке (столбчатые кристаллы) и уменьшению области 3 (равноосные кристаллы).

Отметим, что при оценке воздействия на процесс кристаллизации теплоемкости и теплоты кристаллизации, должны быть учтены объемные характеристики ($c\gamma$, $\rho\gamma$), а не характеристики по массе (c , ρ). Указанное позволяет выявить воздействие плотности сплава на формирующуюся в нем кристаллическую структуру. При одинаковых значениях c и ρ размер структурной области 2 (области столбчатых кристаллов) больше для легких сплавов и меньше для тяжелых.

Принимая во внимание, что механические и эксплуатационные свойства сплава в структурных областях 2 и 3 отливки различны, конструктор, выбирая сплав, должен руководствоваться не только его средними (полученными на образцах) механическими и эксплуатационными характеристиками, но и технологическими свойствами. Часто поведение сплава и его специфические особенности, проявляющиеся в процессе изготовления отливок, объединяют в обобщенное понятие «литейные свойства сплава». Об указанных свойствах, являющихся сложными функциями многих физических и физико-химических параметров, еще часто судят по результатам испытания так называемых технологических проб. Такая оценка свойств из-за специфических особенностей каждой пробы менее точна, чем оценка литейных свойств сплава по его физическим и физико-химическим параметрам. Одно из основных литейных свойств — склонность к транскристаллизации была связана с физическими характеристиками сплава, причем выяснилось, что транскристаллизация зависит от $t_{\text{сол}}/t_{035}$, $c\gamma$ и $\rho\gamma$. Целью последующего развития теории литейных процессов является выявление подобных связей и применительно к другим литейным свойствам. Частично эта задача уже решена.

Вторая группа факторов, воздействующая на процесс кристаллизации, связана с выбором литейной формы. Литейная форма оказывает воздействие на кристаллизацию залитого в нее сплава, обусловленное ее теплофизическими параметрами. Из (76) можно установить, что коэффициент теплоотдачи α на границе отливка—форма прямо пропорционален теплоаккумулирующей способности формы b_ϕ .

Увеличение b_{ϕ} приводит к увеличению α во все периоды охлаждения отливки. В частности, увеличение b_{ϕ} повышает Bi_{II} и μ_{II} , что, в свою очередь, уменьшает $\left(\frac{\psi}{X}\right)_{п. л.}$, и увеличивает

ширину области столбчатых кристаллов.

Таким образом, рассматривая вторую группу факторов, влияющих на кристаллизацию сплава, можно сделать вывод, что увеличение теплопроводности λ_{ϕ} и объемной теплоемкости формы $c_{\phi} \gamma_{\phi}$ приводит к расширению структурной зоны 2 в отливке. Повышение b_{ϕ} приводит к возрастанию Bi , а следовательно, абсолютного значения U во всех стадиях кристаллизации. Это, в свою очередь, ведет к измельчению макрозерен сплава во всех кристаллических зонах отливки.

Теплопроводность и объемная теплоемкость разовой формы зависят от состава формовочного материала и степени его уплотнения.

Отметим, что обычные уплотненные формовочные и стержневые смеси являются пористыми телами. Пористость разовых литейных форм составляет 30—40% (0,3—0,4) ее объема. При этом теплопередача внутри форм происходит кондуктивно в точках контакта отдельных зерен смеси и смешанным способом (кондукция, конвекция, излучение) через поры. Кондуктивная теплопередача через воздух, содержащийся в порах, очень мала. Конвекция вследствие малого объема пор практически отсутствует. Передача теплоты через пространство пор теплоизлучением пропорциональна разнице четвертых степеней температур на противоположных сторонах пор. Из этого следует, что теплопередача через поры теплоизлучением может создать существенный тепловой поток только в сильно нагретых слоях формы, непосредственно прилегающих к отливке, и, как правило, лишь при литье тугоплавких сплавов с высокой температурой заливки. Основную роль в процессе теплоотдачи выполняет кондуктивный теплообмен через точки контакта зерен. Очевидно, что количество теплоты, отводимой от отливки, в значительной мере определяется пористостью смеси, а также размерами зерен формовочного материала, обуславливающими число точек контакта между зернами. Пористость смеси и число точек контакта изменяются с изменением степени уплотнения смеси в процессе формовки. На теплопередачу воздействует и теплопроводность материалов, входящих в состав смеси. Однако из-за пористости форм, изготовленных из различных материалов, разница между фактическими значениями теплопроводности меньше, чем разница между теплопроводностями самих материалов.

Как было отмечено, форма нагревается с предельно высокой интенсивностью, и температурный градиент по ее сечению настолько велик, что внешняя поверхность формы до конца процесса кристаллизации фактически не вступает в теплообмен и

сохраняет первоначальную температуру. В этих условиях нельзя пренебрегать разницей значений λ и $c\gamma$ при разных температурах. Таким образом, при определении значения b_{ϕ} должны приниматься во внимание $\lambda = f(\theta)$ и $c\gamma = f'(\theta)$. Практически в расчетах используют среднюю величину b_{ϕ} формовочной смеси, определенную экспериментально, отдельно для заливки легко-

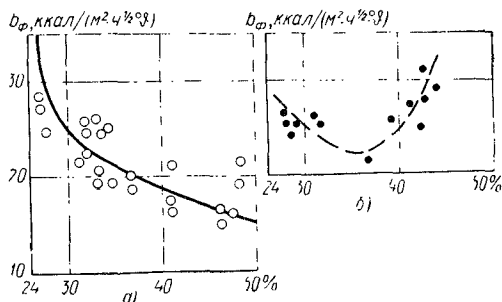


Рис. 31. Коэффициент b_{ϕ} аккумуляции теплоты сухих песчано-глинистых форм в зависимости от пористости уплотненной формовочной массы. Формы заливки:

a — алюминием; *б* — армо-железом

плавких сплавов (на основе Al и Mg), для заливки сплавов, имеющих своей основой железо (чугун, сталь), и для заливки медных сплавов (латунь, бронзы).

На рис. 31, *a*, *б* и 32, *a*, *б* даны графики изменения средней величины b_{ϕ} в зависимости от пористости при литье алюминия

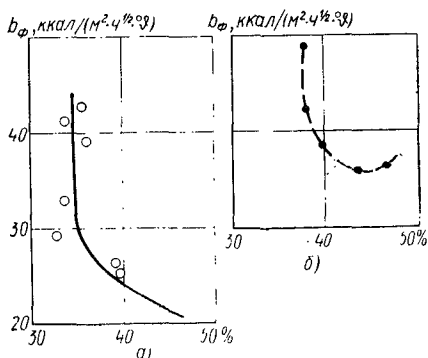


Рис. 32. Коэффициент аккумуляции теплоты b_{ϕ} сухих хромомагнетитовых форм в зависимости от пористости уплотненной формовочной массы. Формы заливки:

a — алюминием; *б* — армо-железом

и железа. Графики составлены на основе экспериментальных данных применительно к сухим песчано-глинистым формам и к формам, приготовленным из измельченного хромагнетита.

Из сравнения рис. 31, *a*, *б* и 32, *a*, *б* можно заключить, что средняя величина $b_{\phi, \text{ср}}$ при литье алюминия по мере увеличения пористости непрерывно уменьшается; при литье железа $b_{\phi, \text{ср}}$ достигает некоторого минимума, после чего увеличение пористости влечет за собой и увеличение $b_{\phi, \text{ср}}$. Эту экспериментально найденную зависимость можно объяснить следующим образом. При передаче теплоты посредством теплоизлучения каждая стенка между двумя порами служит экраном на пути теплового потока.

Чем больше таких экранов на пути, тем больше сопротивление теплоизлучению и тем меньше тепловой поток.

При увеличении пористости до некоторого определенного значения (40%) и при сокращении соответствующего ему числа промежуточных экранов (в случае литья высокотемпературных сплавов) теплоизлучение становится основной формой теплопередачи, поэтому дальнейшее увеличение пористости вызывает возрастание $\lambda_{\text{ф.эфф}}$ и $b_{\text{ф.ср}}$. При литье сравнительно легкоплавких сплавов теплоизлучение всегда выполняет лишь второстепенную роль по отношению к кондукции. В производственной практике все виды сплавов, в том числе тугоплавкие, льют в формы, степень пористости которых недостаточна для интенсивного развития теплопередачи излучением.

Практически следует руководствоваться лишь тем, что среднее значение $b_{\text{ф.ср}}$ при литье сплавов с низкой температурой плавления меньше, чем при литье сплавов с высокой температурой плавления. Надо постоянно иметь в виду, что повышение степени уплотнения форм (уменьшение пористости) повышает скорость охлаждения отливок.

Найденные значения $b_{\text{ф.ср}}$ можно использовать с высокой достоверностью для расчета теплопередачи при изготовлении отливок со стенками толщиной более 30 мм. При более тонких стенках точность расчета снижается.

Рассмотрение рис. 31, 32 приводит к выводу, что, изменяя состав формовочной смеси, можно изменить среднюю теплоаккумулирующую способность формы и, соответственно, коэффициент теплоотдачи на границе сплав — разовая литейная форма в 2,5—3 раза ($b_{\text{ф.ср}}$ изменяется от ~ 16 до ~ 50 ккал/(м²·ч^{1/2}·°Ф). В дальнейшем среднее значение параметра $b_{\text{ф.ср}}$ в индексе не будет указываться. При b будет только индекс «ф» ($b_{\text{ф}}$).

Переходим к рассмотрению третьей группы факторов, влияющих на формирование кристаллической структуры сплава и зависящих от параметров технологического процесса.

Очень большое значение, как это видно из изложенного, имеет количество активных примесей, содержащихся в сплаве и способных служить зародышами кристаллов. Как правило, имеющиеся в сплаве примеси способны несколько измельчить размеры макрозерен, но не предотвратить формирование кристаллов столбчатой формы. Для дальнейшего измельчения макрозерен и для разрушения столбчатого кристаллического строения зоны 2 сплавы модифицируют. Под **модифицированием** понимают выделение в жидкий сплав небольшого количества добавок, которые, не создавая в затвердевающем сплаве новых фаз, воздействуют на его кристаллическое строение. Различают модифицирование I и II рода. При модифицировании I рода в сплав вводят вещества, являющиеся поверхностно-активными по отношению к кристаллам, растущим в жидком расплаве. Модификаторы I рода снижают межфазное натяжение на границе кристалл—жидкость, и поэтому

их концентрация на поверхности растущего кристалла уменьшает свободную энергию системы. Кристалл, покрытый тонкой пленкой модификатора, механически отделяется от жидкости и перестает расти. Вследствие того, что форма продолжает отнимать от отливки теплоту, оставшийся жидкий сплав дополнительно переохлаждается и в процесс кристаллизации оказываются вовлеченными примеси, характеризующиеся большим несоответствием между их собственными кристаллическими решетками и кристаллической решеткой затвердевающего сплава. На этих примесях начинается рост новых кристаллов; общее число кристаллов увеличивается, и структура становится мелкозернистой.

Использование модификаторов I рода возможно только тогда, когда межфазное натяжение на границе кристалл—жидкость достаточно велико и модификатор может его уменьшить.

При литье чистых металлов или сплавов, в которых составы твердой и жидкой фаз мало отличаются друг от друга (см., например, рис. 14, б), межфазное натяжение мало и модифицирование II рода практически невозможно. Иначе обстоит дело в случае, когда химические составы твердой и жидкой фаз значительно отличаются друг от друга (см., например, рис. 14, в). В этих случаях межфазное натяжение на границе кристалл—жидкость может быть очень значительным, что облегчает подбор модификатора I рода. Особое значение модифицирование I рода может иметь для улучшения кристаллического строения эвтектик. При выделении в твердом виде ведущей фазы оставшаяся жидкость обогащается вторым компонентом, что связано с возрастанием межфазного натяжения. Модификатор I рода может затормозить рост кристаллов ведущей фазы и этим изменить характер эвтектики. Примером использования модифицирования I рода является введение небольших количеств натрия или его солей в алюминиево-кремниевые сплавы, состав которых близок к эвтектике. До открытия модифицирования эти сплавы вследствие неудовлетворительной кристаллической структуры и низких механических свойств вообще нельзя было применять в машиностроении.

Под модифицированием II рода понимают введение в расплав дисперсных частиц, могущих служить центрами кристаллизации. Требования, предъявляемые к активным примесям, рассматривались в гл. I. Дополнительно следует указать на то, что при большом количестве центров кристаллизации поверхность раздела между твердой и жидкой фазами увеличивается уже с самого начала процесса кристаллизации. Поэтому дендритная кристаллизация, обычно обусловленная необходимостью развития этой поверхности, становится маловероятной. Например, при затвердевании сплава, состоящего из 95% Al и 5% Si, в котором после охлаждения насчитывается более 1900 кристаллов на 1 см^2 шлифа, дендритная кристаллизация и столбчатые кристаллы вообще не наблюдаются.

Таким образом, модифицирование II рода может трансформировать кристаллическое строение зоны 2 отливки. Вместо столбчатых кристаллов в этой зоне будут образовываться кристаллы равноосные или слегка вытянутые в направлении от периферии к центру отливки. Эти кристаллы будут мелкими.

Модифицирование I и II рода не следует смешивать с введением в сплав небольших добавок растворимого в нем элемента, который уменьшает межфазное натяжение на границе твердой и жидкой фаз нового сплава изменившегося состава. Модифицирование I и II рода измельчает зерна и препятствует дендритной кристаллизации, введение же в состав сплава растворимого поверхностно-активного вещества, понижающего $\sigma_{тв-ж}$, способствует разветвлению дендритов.

При осуществлении процесса модифицирования модификаторы вводят незадолго до заливки сплава. В противном случае они перестают действовать, по-видимому, вследствие их коагуляции или растворения. Растворимые вещества, понижающие $\sigma_{тв-ж}$, можно добавлять в разное время, действие их не связано со временем введения.

Одним из параметров технологического процесса является температура заливки сплава. Как правило, целесообразно назначать минимальную температуру заливки, обеспечивающую хорошее заполнение формы и воспроизведение отливкой всех геометрических очертаний, которыми характеризуется полость формы.

Воздействие температуры заливки на кристаллическую структуру сплава обуславливается суммированием противоположно действующих факторов. С одной стороны, увеличение $\vartheta_{зал}$ приводит к возрастанию теплосодержания сплава и периода времени, в течение которого в стадиях I и II процесса центр отливки охлаждается от $\vartheta_{зал}$ до ϑ_{008} . Это должно задержать наступление момента τ_{II-III} , уменьшить V_{III} и μ_{III} и в соответствии с формулой (166) сузить область столбчатых кристаллов. С другой стороны, увеличение $\vartheta_{зал}$ вызывает повышение интенсивности конвекции, и по этой причине задержку наступления момента полного ее прекращения. Следствием указанного является более продолжительное движение жидкости в двухфазной зоне и расширение области столбчатых кристаллов.

При высокой температуре заливки поперечное сечение столбчатых кристаллов больше, чем при литье менее перегретых сплавов; это обуславливает наличие больших межкристаллических пространств и увеличения продолжительности циркуляции жидкости в них. В большинстве случаев при повышении температуры заливки размеры области столбчатых кристаллов увеличиваются. В практике известны случаи и с противоположным эффектом [2]. Можно предположить, что расширение области столбчатых кристаллов при увеличении $\vartheta_{зал}$ проявится тем сильнее, чем ниже вязкость жидких сплавов, так как именно это условие способствует увеличению интенсивности конвекции и более позднему

прекращению ее в узкой области, близкой к тепловому центру отливки.

Одним из параметров технологического процесса является первоначальная температура формы. При повышении этой температуры увеличивается числитель дроби правой части формулы (166). Уменьшение числа, стоящего под знаком арккосинуса, приводит к увеличению арккосинуса: ($\arccos 1 = 0$; $\arccos 0 = \pi/2$).

Одновременно, увеличение первоначальной температуры формы отодвигает наступление момента τ_{II-III} , что приводит к уменьшению V_{III} и μ_{III} , т. е. к уменьшению знаменателя дроби правой части формулы (166). Таким образом, увеличение числителя и уменьшение знаменателя вследствие нагрева формы способствуют увеличению относительной ширины внутренней области равноосных кристаллов $\left[\frac{\psi}{X} \right]_{\substack{\text{п. л.} \\ \text{р. к}}}$ и сужению области столбчатых кристаллов.

В качестве частного примера можно сослаться на то, что структура сплава в отливках оказывается непостоянной из-за использования в цехе стержней, успевших охладиться после сушки до различных температур. В большинстве случаев в результате внешнего воздействия на кристаллизующуюся отливку (вибрация и др.), обламываются растущие передние части столбчатых кристаллов, увеличивается число изолированных кристаллов в центре отливки и, в конечном итоге, сужается область столбчатых кристаллов. Подробное рассмотрение специальных видов литья, основанных на применении в период кристаллизации сплава внешних сил, не является задачей настоящей книги.

Обратимся к вопросу о регулировании размеров макрозерен в кристаллической структуре, образованной затвердевшим сплавом, при этом будем иметь в виду размеры макрозерен во всех структурных зонах отливки. Напомним, что на рис. 4 была показана взаимосвязь между размером зерен и перегревом сплава в плавильной печи. Увеличение перегрева приводит к дезактивации активных примесей в сплаве и огрублению макроструктуры. Однако надо учитывать, что рис. 4 характеризует размеры макрокристаллов, образованных залитым сплавом, но не размеры кристаллов, содержащихся в нем инородных включений. В отливках из серого чугуна включения графита являются именно такого рода инородными включениями. При повышении перегрева расплавленного чугуна в плавильной печи, как это и должно быть, укрупняются зерна сплава, образующего матрицу структуры, и одновременно измельчаются включения графита. Это объясняют тем, что при повышенной температуре расплава происходит более полное растворение графита в железе и что при последующем охлаждении перед началом кристаллизации графит выпадает из раствора, образуя множество центров кристаллизации. Высокая

степень перегрева чугуна при плавке приводит к тому, что при кристаллизации из сплава выделяется меньшее количество свободного графита. Суммируя изложенное, можно сделать вывод, что все это повышает качество чугуна и что несмотря на укрупнение структуры матрицы следует рекомендовать высокотемпературный режим плавки.

Степень перегрева металла в печи равнозначна степени перегрева металла при заливке. Высокая температура заливки способствует образованию крупнозернистой структуры сплава.

В практике обычно стремятся к получению мелкозернистой макроструктуры (см. ниже).

В подавляющем большинстве случаев размеры зерен уменьшаются одновременно с повышением абсолютного значения функции U . В структурной зоне 2 большое значение U вызывает развитие более тонких столбчатых кристаллов, в структурной зоне 3 — измельчение равноосных кристаллов. В соответствии с (166) мелкозернистую структуру получают при повышении теплоаккумулирующей способности формы b_f (что связано с увеличением α , V_{III} , μ_{III}), при понижении температуры заливки и первоначальной температуры формовочного материала, что уменьшает τ_{II-III} и увеличивает V_{III} и μ_{III} , а также при уменьшении общей толщины отливки X . Это тоже связано с тем, что через 1 м^2 поверхности раздела сплав—форма должно быть отведено меньшее количество теплоты перегрева. Мелкозернистую структуру легче образуют сплавы с малыми значениями $c\gamma$ и $\rho\gamma$.

Увеличение абсолютного значения U равнозначно ускорению теплоотвода. Ускоренный отвод теплоты, так же как и повышение температурного переохлаждения сплава в случае, если кристаллизация осуществляется на постоянном количестве активных примесей, не могут явиться причиной измельчения макроструктуры. Однако в большинстве случаев сплавы содержат примеси различного строения, причем, чтобы часть этих примесей служила подложками при зародышеобразовании, необходима высокая энергия активации. Такие примеси вовлекаются в процесс лишь при большой скорости отвода теплоты и большом температурном переохлаждении, энергия их активации для данного случая становится меньшей энергии, требующейся для дополнительного переохлаждения (см. гл. I).

В производственных условиях ускоренное охлаждение отливок часто является основным методом получения тонкой макроструктуры сплава. В частности, именно этим объясняется замена песчано-глинистых формовочных смесей хромомagneзитовыми, хромисто-железными и другими смесями с повышенной теплопроводностью λ .

Необходимо учитывать, что для получения стабильной мелкозернистой и постоянно одинаковой структуры в конкретном типе изделий метод получения отливок в высокотеплопроводных формах (характеризующихся высоким λ) не является вполне надежным.

В разных партиях одного и того же шихтового материала может быть различное содержание разного рода примесей, что влияет на структуру отливок. Например, при литье с использованием скрапа (отрезанные литники, прибылы, выпоры, бракованные отливки) полученные отливки могут наследовать структуру этого скрапа (см. гл. I). Например, прибылы имеют обыкновенно грубую макроструктуру и, если их используют для приготовления нового сплава вскоре после отрезки, то и новые отливки также имеют эту структуру.

Наиболее целесообразным методом получения оптимальной по крупности зерна макроструктуры является модифицирование сплавов.

Изменение макроструктуры сплавов часто является следствием обработки жидких сплавов, проводимой с целями, не имеющими отношения к формированию кристаллической структуры. В этом случае изменение размеров макрозерна является побочным эффектом.

Для удаления из сплавов неметаллических включений, сильно ухудшающих пластические свойства отливок, часто используют рафинирование, в частности, фильтрование сплавов перед их заливкой через мелкокусковые или жидкие фильтры. Этот метод дает очень хорошие результаты, однако побочным его результатом может быть значительное укрупнение зерен в макроструктуре сплава.

Рафинирование сплава фильтрованием позволяет удалить из него наиболее дисперсные неметаллические включения. Это улучшает пластические свойства сплава, однако одновременно вследствие задержки фильтром частиц, которые могут быть центрами кристаллизации, приводит к получению крупнозернистой структуры сплава.

Макроструктура сплава может изменяться также в результате приложения к затвердевающей отливке внешних сил (вибрация, ультразвуковая обработка и др.). Обыкновенно такая обработка сплавов приводит к измельчению зерен не только в структурной зоне 2, о чем уже говорилось (разрушения области столчатых кристаллов), но и в структурной зоне 3. Объясняется это диспергированием в центральной зоне отливки кристаллов, накапливающихся в период охлаждения от $\Phi_{ликв}$ до Φ_{008} , что обеспечивает в последующем одновременный рост большого числа кристаллов.

Интерес представляет регулирование не только макроструктуры, но и микроструктуры.

Из (46) и (49) следует, что поверхность кристалла в период его роста, а следовательно, разветвленность дендритов и дисперсность дендритных ячеек, выявленные при изучении микроструктуры сплава, увеличиваются по мере повышения его температурного переохлаждения. Это переохлаждение, в свою очередь, пропорционально скорости отвода от отливки теплоты кристаллизации. Таким образом, ускоренное охлаждение отливок, как

правило, влечет за собой одновременное диспергирование макро- и микроструктур.

Расчет с применением (46) показывает, что измельчение микро-структуры должно произойти при уменьшении межфазного натяжения на границе кристалл—жидкость.

Из (46) следует также, что легче достигнуть высокодисперсной микроструктуры при литье сплавов с низкой температурой плавления, чем при литье тугоплавких сплавов.

Были рассмотрены факторы, определяющие кристаллическую структуру литых сплавов, но не было затронуто до сих пор вопроса о том, к какому соотношению размеров трех структурных областей, к какой макро- и микроструктуре следует стремиться, чтобы получить отливки возможно более высокого качества.

Однозначного ответа на этот вопрос дать нельзя.

На практике в большинстве случаев стремятся уменьшить структурную зону 2, так как эта зона при столбчатом строении анизотропна, т. е. характеризуется различными свойствами в разных направлениях (неодинаковая прочность по длине кристаллов и по поперечному сечению зоны, разная электропроводность и т. д.). Стремление сохранить столбчатое строение кристаллов является исключением, такое строение целесообразно, например, при производстве магнитов. Развитие столбчатых кристаллов между полюсами магнитов обеспечивает более высокую магнитную проницаемость.

Необходимо обратить внимание на то, что уменьшение структурной зоны 2 для большинства отливок в машиностроении и других отраслях производства имеет положительные и отрицательные последствия. Как будет показано в гл. IV, внутренняя зона равноосных кристаллов (структурная зона 3) всегда имеет более низкую плотность, чем зона 2. Поэтому при сравнении с зоной 3 структурная зона 2 характеризуется большей герметичностью и сравнительно высокими механическими качествами. В тех случаях, когда это экономически оправдано, надо рекомендовать не уменьшение структурной зоны 2, например, снижением скорости охлаждения отливки, а уничтожение столбчатого строения этой зоны -- модифицированием I рода.

Оптимальным видом макроструктуры, к которому надо стремиться, является мелкозернистая структура. Такая структура значительно повышает прочностные свойства сплавов. Однако и здесь есть исключения. При изготовлении отливок для изделий, предназначенных для длительной эксплуатации в условиях высоких температур, часто стремятся к получению крупнозернистого строения жаропрочных сплавов, так как при таком строении удельная поверхность кристаллов уменьшается, а сами кристаллы разрушаются менее интенсивно. Аналогичное положение может быть и при изготовлении отливок для работы в агрессивных средах, вызывающих коррозию сплавов (например, отливок, используемых в химической промышленности).

Воздействие микроструктуры кристаллов аналогично влиянию макроструктуры. Уменьшение размеров дендритных ячеек и общее повышение дисперсности микроструктуры способствует увеличению прочности сплава.

Суммируя изложенные сведения, можно прийти к выводу, что используя эшюры изменения функции U (см. рис. 25—28), (111), (166) и другие изложенные закономерности, можно с достаточной степенью точности представить себе процесс формирования кристаллической структуры в отливках. Этот процесс протекает в соответствии с законами термодинамики, отражая одновременно и кинетические законы, связанные с тем, что кристаллизующийся сплав никогда не успевает достигнуть равновесного состояния. Особенность процесса кристаллизации реальных отливок состоит в том, что различные их участки затвердевают при разной относительной скорости отвода от них теплоты кристаллизации. Это обстоятельство приводит к непрерывному изменению параметров кристаллизации (переохлаждения, скорости изменения формы кристалла, числа участвующих примесей и др.).

В каждый отдельно взятый момент времени параметры кристаллизации изменяются таким образом, чтобы обеспечить мгновенное подвижное равновесие между количествами отводимой теплоты кристаллизации и образующейся твердой фазы. Сплав в течение всего периода кристаллизации находится в метастабильном, т. е. переохлажденном состоянии, характеризующемся избытком свободной энергии.

Анализ рассмотренных закономерностей позволяет предвидеть структуру, которая должна получиться при заливке определенного сплава в определенную форму при использовании того или иного технологического процесса. Знание факторов, предопределяющих течение процесса кристаллизации, и количественная оценка относительного значения каждого из этих факторов позволяют в значительной степени управлять процессом структурообразования.

Теория кристаллизации в том виде, в котором она может быть использована в литейном производстве, должна получить дальнейшее развитие. Основным направлением такого развития, по-видимому, явится изыскание более точных законов, определяющих, какой из факторов, обеспечивающих подвижное равновесие между $dV_{\text{ТВ}}/dt$ и dq_0/dt [см. (56)], имеет преобладающее значение в том или ином конкретном случае. Однако и в том состоянии, в котором теория кристаллизации находится сейчас, она может быть использована для научно обоснованного подхода к построению технологических процессов. Развитие теории кристаллизации приближает время, когда выбор технологического процесса явится однозначной функцией физических и физико-химических параметров сплава и технических условий, предъявляемых к отливке.

6. Затвердевание поверхностно-легированных отливок

Особое место при изучении кристаллизации литых сплавов занимает вопрос о формировании кристаллического строения наружных слоев отливок, подвергающихся поверхностному легированию. Сущность метода поверхностного легирования состоит в том, что процесс изготовления отливок из сплавов, обеспечивающих необходимые прочностные и пластические свойства, сопровождается дополнительным насыщением наружных поверхностных слоев отливок легирующими элементами, придающими этим слоям специальные свойства.

Типичным случаем, позволяющим оценить преимущества метода поверхностного легирования, является использование его для изготовления отливок, подвергающихся в дальнейшем сильному истиранию (футеровка размольных машин, истирающиеся части—траки гусеничных передач трактора, зубья ковшей экскаватора и т. д.). Использование поверхностного легирования позволяет в этом случае обеспечить нужную прочность и пластичность всего изделия в целом выбором соответствующего сплава (например, углеродистой стали) и одновременно высокую поверхностную износостойкость обогащением поверхностного слоя отливки элементом, повышающим у основного сплава сопротивление силам трения.

Продолжительность эксплуатации зубьев ковшей карьерных экскаваторов, изготовленных из стали 110Г13Л, поверхности которых легированы хромом, в 1,5—2,5 раза больше, чем продолжительность эксплуатации зубьев, изготовленных из той же стали обычным образом.

Благоприятное воздействие на износостойкость отливки оказывает также поверхностное легирование небольшими количествами бора и нитридов.

Метод поверхностного легирования разработан проф. А. И. Михайловым [37—40]. Легирующий элемент переходит в наружные слои отливки из обмазки, которой покрывают соответствующие участки, ограничивающие полость литейной формы. Металл, заливаемый в форму, проникает в поры обмазки, растворяет легирующий элемент и образует вследствие этого легированный слой на поверхности отливки. Диффузия легирующего элемента в глубь отливки требует значительного времени, и поэтому диффузионный механизм распространения в сплаве легирующего элемента имеет лишь вспомогательное значение. На рис. 33 и 34 показаны соответственно кристаллические структуры чугушной отливки, поверхность которой легирована хромом, и стальной отливки, поверхность которой легирована хромом и марганцем.

При применении легирования необходимо учитывать условия производства. В каждом конкретном случае должны быть приняты во внимание природа исходных легирующих материалов, способ введения их в поверхностный слой формы и, что особенно важно,

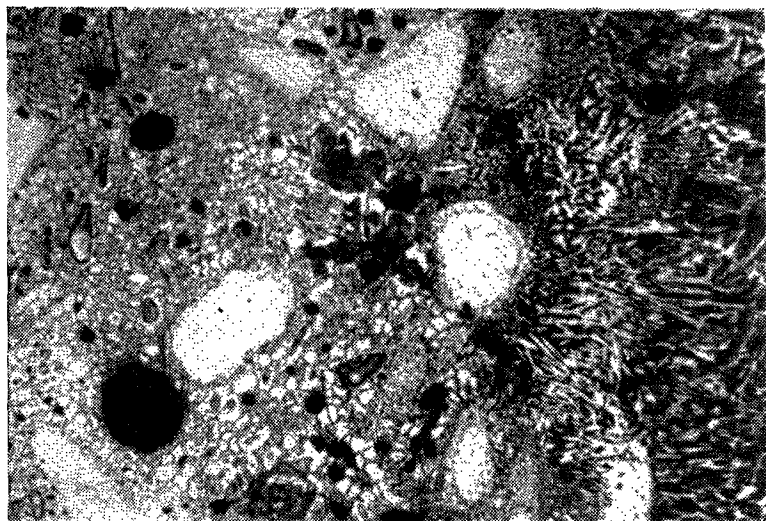


Рис. 33. Поверхностно-легированная чугузная отливка. Слева видны белые зерна ферросилома. $\times 300$



Рис. 34. Поверхностно-легированная стальная отливка. Белые дендритообразные зерна — легирующие вещества (ферросилом и ферромарганец). $\times 300$

температуры плавления легирующего вещества, заливаемого металла и новых сплавов, образующихся при их взаимодействии. Слишком высокая относительная температура плавления материала, нанесенного на форму, затрудняет его растворение в основном сплаве; наоборот, слишком низкая температура плавления приведет к поздней кристаллизации вновь образовавшегося наружного легируемого слоя, который начнет затвердевать после сплава внутри отливки. Основными средствами, позволяющими достигнуть оптимального результата при поверхностном легировании, являются правильный выбор состава материала, вводимого в паружный слой формы, и толщины обмазки, а также использование для управления этим процессом большего или меньшего перегрева заливаемого сплава над температурой ликвидуса. Механизм усвоения легирующих элементов поверхностными слоями отливки различен для элементов с разной температурой плавления.

Поверхностное легирование имеет очень большие достоинства и в перспективе им можно будет во многих случаях заменить химико-термическую обработку отливок, которая с экономической точки зрения менее целесообразна.

Глава III

Движение жидкости внутри затвердевающих отливок. Ликвация в отливках

1. Общие сведения

Процесс формирования первичного строения отливки во многом определяется условиями движения жидкости внутри затвердевающей отливки.

Следует различать два основных вида перемещения жидкого сплава.

Первым видом следует считать конвективное движение жидкости, возникающее в центральной области отливки, в которой кристаллизация еще не началась или появившиеся изолированные кристаллы вследствие своей малочисленности еще не вызвали сильного возрастания вязкости жидкости и не лишили ее подвижности. Конвекция возникает вследствие разницы плотностей более холодной расплава, находящегося в непосредственной близости к фронту кристаллизации, и более горячего расплава, концентрирующегося в термическом центре отливки. Движение жидкости вблизи фронта кристаллизации направлено в основном вниз, в центре, наоборот, вверх. Чем больше скорость отвода теплоты от отливки, тем более высокий градиент температуры и плотности в центральной области отливки и тем интенсивнее конвекция. Развитие конвективного движения зависит от толщины слоя, в кото-

ром продолжает сохраняться подвижная жидкость; если этот слой очень узок, то конвекция оказывается невозможной, если этот слой достаточно широк, то конвекция будет продолжаться сравнительно долго. В массивных отливках и слитках конвекция продолжается в течение продолжительного периода времени, в тонкостенных отливках — отсутствует.

Конвективное движение расплава, вызванное наличием градиентов температуры и плотности, выравнивает состояние жидкости в отливке, непрерывно снижая величину этих градиентов. Учитывая реально существующую интенсивность конвекции, было сделано допущение о том, что увеличение температурного градиента, вызванное охлаждением поверхностей отливок, и уменьшение его, определяемое конвекцией в той области, в которой охлаждение сплава еще не достигло Φ_{008} , практически уравниваются друг друга и что итоговый температурный градиент пренебрежимо мал.

Было отмечено, что измерение температуры с помощью термпар различных участков расплава, находящихся на разных расстояниях от центра отливки не дает возможности зафиксировать заметную разницу температур этих участков.

Вторым видом движения жидкости внутри затвердевающей отливки является движение ее между растущими кристаллами в переходной двухфазной области. Здесь и в последующем под словом жидкость понимается жидкий сплав, содержащий большее или меньшее количество компонентов и примесей, способных к ликвиции. Законы этого движения очень мало изучены. Само его существование доказывается производственными наблюдениями и специальными экспериментами. Как известно, объем литейных сплавов, применяемых в производстве, заметно уменьшается при переходе из жидкого в твердое состояние. Например, удельный вес железа в жидком и твердом состояниях составляет соответственно $\gamma_{ж} = 6900$ кгс/м³ и $\gamma_{тв} = 7800$ кгс/м³. Уменьшение объема сплава при кристаллизации в случае одновременного его затвердевания во всех частях какого-либо сосуда (при условии, что у поверхностей сосуда в начальный момент затвердевания все же образовалась твердая корочка) должно было бы привести к получению весьма неплотной отливки, имеющей до 10% пористости. Однако в реальных условиях этого не происходит. Кристаллизация сплава протекает не одновременно во всем пространстве, а развивается от стенок формы к термическому центру отливки. Уменьшение объема кристаллизующегося сплава компенсируется притоком к местам кристаллизации жидкости из центральной части отливки. По мере расходования жидкого сплава на компенсацию усадки в верхней центральной части отливки образуется свободное от металла пространство, называемое усадочной раковинной.

Факт образования усадочной раковины, свидетельствует о том, что жидкость в период затвердевания отливки движется к местам кристаллизации, т. е. от центра отливки к ее периферии.

В тех случаях, когда заливается сплав, кристаллизующийся в широком температурном интервале, область, в которой происходит эта кристаллизация, представляет собой двухфазную переходную зону довольно большой ширины. Эта ширина зависит от величины интервала кристаллизации и интенсивности отвода отливки теплоты (интенсивному процессу теплоотвода соответствует более высокий градиент температуры по сечению отливки и, следовательно, меньшее расстояние между изотермами $t_{ликв}$ и $t_{сол}$; это, в свою очередь, связано с сужением переходной области).

Для полной компенсации усадки (а до начала стадии IV процесса такая компенсация фактически наблюдается) жидкость из центральной области отливки должна проникнуть во все точки двухфазной переходной области, в том числе в те из них, где кристаллизация заканчивается и снижающаяся температура приближается к $t_{сол}$. В местах, прилегающих к твердой корке, пространства между продолжающимися расти твердыми кристаллами очень малы и для проталкивания в эти пространства жидкости, компенсирующей усадку, трудно преодолеть высокое гидравлическое сопротивление. Сила тяжести жидкого сплава не может служить единственной причиной, вызывающей впитывание жидкости в двухфазную зону, так как эта сила невелика, особенно, если речь идет о верхних горизонтальных сечениях отливок. Должны существовать дополнительные силы, вызывающие перемещение жидкости из теплового центра отливки к ее периферийным слоям.

Понять природу сил, действующих на жидкость внутри двухфазной зоны затвердевающей отливки, помогают другие наблюдаемые на практике факторы, не имеющие отношения к компенсации усадки.

Отмечалось, что в подавляющем большинстве отливок развивается зональная ликвация, причем сплав, успевающий полностью затвердеть в стадии III процесса, характеризуются пониженным содержанием ликвирующих элементов, а внутренняя зона отливки $\left[\frac{\psi}{X} \right]_{п. л.}$, наоборот, их повышенным содержанием. Это явление

объясняется иногда диффузией таких элементов под действием градиента их концентрации, образующегося в направлении от жидкости, которая накапливается между растущими кристаллами, к жидкости, находящейся в центре отливки. Действительно, в условиях очень малых скоростей отвода теплоты диффузия могла бы явиться причиной возникновения зональной ликвации, хотя и в этом случае необъяснимым осталось бы скопление основной массы ликватов не в центре отливки, а на некотором расстоянии от центра (внеосевая ликвация). В реальных условиях представляется маловероятным, чтобы скорость диффузии отдельных элементов в покоящейся жидкости могла быть сопоставима со скоростью перемещения изотермы солидуса в затвердевающей отливке. Ниже эти скорости сравниваются с помощью аналитиче-

ского расчета, который подтверждает, что фактически наблюдаемая ликвация диффузией элементов в расплаве в тот период, пока он остается еще жидким, не может быть объяснена.

Диффузия в затвердевшем сплаве вследствие образования межкристаллитных сеток, содержащих различные включения и не имеющих правильного кристаллического строения, как показывает весь накопившийся опыт, практически невозможна. В этих условиях необходимо допустить, что внутри переходной двухфазной области существует не только движение жидкости, компенсирующее усадку сплава и направленное от центра к периферии отливки, но и движение расплава, выносящее ликваты и направленное в противоположную сторону, т. е. от периферии к центру отливки. Таким образом, силы, вызывающие впитывание из центра отливки в двухфазную зону маточного расплава, компенсирующего усадку, должны быть вместе с тем достаточны и для вытеснения из межзеренных пространств жидкого сплава, обогащенного ликватами. Другими словами, в период стадии III и в начале стадии IV процесса затвердевания сплава, вплоть до момента окончания роста столбчатых кристаллов (или вплоть до момента конца формирования структурной зоны 2) внутри двухфазной области должна быть циркуляция жидкости. Прежде чем рассмотреть природу сил, вызывающих такую циркуляцию, докажем расчетом, что зональная ликвация не могла явиться следствием диффузионных процессов, которыми, как было отмечено, такая ликвация часто объясняется.

2. Сопоставление скоростей диффузии ликвирующих элементов и перемещения к центру отливки двухфазной зоны кристаллизующегося сплава

Задача по сопоставлению скоростей диффузии и перемещения изотермы температуры солидуса была решена с помощью 2-го закона Фика и проведения экспериментов, которые позволили в численном виде сформулировать ее краевые условия [26].

Цилиндрические образцы, заливаемые вертикально, охлаждали после заливки через один из торцов формы (на нижнем охлаждающемся торце был установлен холодильник). Отвод теплоты через все другие поверхности образцов был предотвращен нагревом формы. Заливали три алюминиево-медных сплава, содержавших (по расчету шихты) соответственно 3; 5,7 и 10% Cu. В предварительных опытах для каждого сплава определяли, в каком сечении (на какой высоте) образца содержится максимальное количество меди и каково ее содержание. После этого опытным путем устанавливали момент, в который в экспериментальном сечении каждого из сплавов начиналась стадия III процесса (т. е. заканчивалось так называемое состояние ликвидуса) и определяли соответствующую этому моменту ширину двухфазной зоны φ . Далее по 2-ому закону

Фика рассчитывали время, которое надо было бы затратить для образования в результате диффузии экспериментально найденной ликвации. При решении задачи были приняты некоторые допущения, которые могли лишь уменьшить, а не увеличить время, получившееся по расчету. Принятые допущения во всех случаях не ослабляли, а усиливали убедительность полученного доказательства.

Схема двухфазной зоны была представлена в виде пространства, заполненного конусообразными кристаллами, окруженными жидкостью (рис. 35). Было принято, что у вершины конуса 2 и вокруг кристаллов содержится жидкость, соответствующая среднему

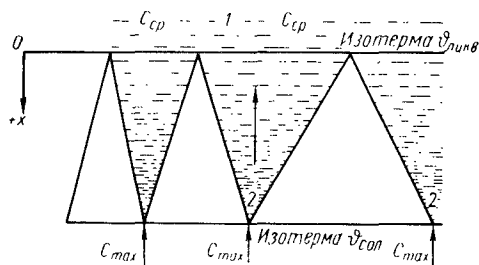


Рис. 35. Схема к расчету времени диффузии ликвирующих элементов из двухфазной области к центру отливки

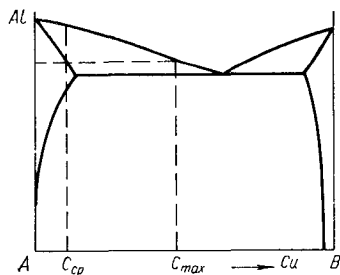


Рис. 36. Схема для определения максимального содержания меди в расплаве для момента конца кристаллизации сплава (95% Al, 5% Cu)

составу сплава (содержание меди $C_{Cu}^{сп}$). Предполагалось, что у основания конусов 1 сосредоточена жидкость с максимальной концентрацией меди C_{Cu}^{max} , соответствующей точке ликвидуса в момент, когда экспериментальный сплав приближается к окончательному затвердеванию. Значение C_{Cu}^{max} для сплава, содержащего 95% Al и 5% Cu, дано на рис. 36.

Условно принятая модель процесса уменьшает расчетное время диффузии, а не увеличивает его, так как фактически диффузия осуществляется не по прямолинейному пути, как это предполагает схема на рис. 35, а по межзеренным пространствам, образующим сильно изогнутую линию. Кроме того, разность концентраций между точками у основания конуса и у его вершины меньше принятой, так как у вершины конуса в жидкости уже содержится 8% твердой фазы (см. выше). Следовательно, градиент концентрации, вызывающий диффузию, меньше, чем принятый при решении задачи.

В соответствии со вторым законом Фика скорость диффузии при одномерном процессе составляет

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = - \frac{\partial}{\partial x} \left(D \cdot \frac{\partial c}{\partial x} \right). \quad (167)$$

Если принять, что коэффициент диффузии D не зависит от концентрации диффундирующего элемента, то (167) принимает вид

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}. \quad (168)$$

Согласно принятым условиям задачи перепад концентраций меди по ширине двухфазной зоны

$$c_1 = c_{\max} - c_{\text{ср}}. \quad (169)$$

Учитывая (169) и решая (168) с применением интеграла Гаусса, находим

$$c_x = c_1 \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^z e^{-z^2} dz \quad (170)$$

где

$$c_x = c_1 \operatorname{erf} \left(\frac{x}{\sqrt{4D\tau}} \right), \quad (171)$$

$$z = \frac{x}{\sqrt{4D\tau}}; \quad (172)$$

где c_x — концентрация меди в точках $x > 0$; расстояния x отсчитывают от основания конусов (в момент $\tau = 0$ для всей жидкости $c_{(0, x)} = c_{\text{ср}}$); z — показатель степени экспоненты интеграла Гаусса.

Для численного решения поставленной задачи необходимо знать коэффициент диффузии D . Из-за отсутствия надежных экспериментальных данных этот коэффициент определяли по формуле Стокса—Эйнштейна:

$$D = \frac{RT}{N} \cdot \frac{1}{6\pi\eta r}, \quad (173)$$

где R — универсальная газовая постоянная, равная $84,8 \text{ кг} \cdot \text{см} / (\text{К} \cdot \text{моль})$; T — абсолютная температуры среды, К; N — число Авогадро, равное $6,02 \cdot 10^{23} \text{ 1/моль}$; η — вязкость жидкости, в которой протекает диффузия; r — атомный радиус диффундирующего элемента, равный $1,2 \cdot 10^{-10} \text{ см}$.

Строго говоря, уравнение (173) справедливо лишь для случаев, когда диффундирующая частица имеет достаточно малые относительные размеры, однако, как показали А. М. Самарин и Л. А. Шварцман, оно дает хорошие результаты для расчета диффузии одного расплавленного металла в другом при низких и при высоких температурах.

Значения вязкости жидких металлов η взяты из различных литературных источников, причем для расчета коэффициента диффузии D по (173) принимали наибольшую из найденных в этих источниках величину η (это увеличивало D и уменьшало расчетное время τ , необходимое для диффузионного переноса меди).

Составы и характеристика исследованных сплавов

№ сплава	Состав сплава, % по массе			Температура ликвидуса $T_{ликв}$, К	Вязкость μ , пуазы	Коэффициент диффузии $D \cdot 10^8$, см ² /с
	Алюминий (задано)	Медь (задано)	Медь (фактически по химическому анализу)			
1	97	3	2,98	923	0,043 * 0,037 ** 0,083 ***	1,40 1,64 0,72
2	94,3	5,7	5,61	913	0,047 * 0,040 ** 0,085 ***	1,22 1,42 0,67
3	90	10	10,2	873	0,043 * 0,037 ** 0,070 ***	1,35 1,59 0,84

* По В. Джемсу и В. Бартлету.

** По Е. Гебхардту, М. Беккеру и И. Дорнеру.

*** По С. В. Сергееву и Э. В. Поляку.

Заданные характеристики исследованных сплавов, а также фактические составы сплавов приведены в табл. 2. Параметры, приведенные в табл. 2, а также экспериментально найденные концентрации меди в местах наибольшего сосредоточения ликвата и величины двухфазных зон позволяют рассчитать время, которое нужно было бы затратить для возникновения за счет диффузионных процессов найденной концентрации. Величины, использованные при решении (171), и расчетное время диффузии даны в табл. 3.

Таблица 3

Время, необходимое для диффузионного развития экспериментально наблюдаемой зональной ликвации меди

№ сплава	Экспериментально найденная максимальная концентрация меди C_{ϕ}	Максимальное содержание меди по диаграмме состояния C_{\max} , %	Среднее содержание меди в сплаве C_{cp} , %	Расчетная разница между максимальным и средним содержанием меди по диаграмме состояния $C_1 = C_{\max} - C_{cp}$, %	Экспериментально найденная ширина двухфазной зоны, см	Отношение фактического и расчетного максимального содержания меди $\frac{C_{\tau}}{C_1}$	Коэффициент диффузии $D \cdot 10^8$, см ² /с	Время τ диффузии, необходимое для получения экспериментально найденной концентрации меди, ч
1	4,9	20	2,98	17,02	15,5	0,29	1,64	1400
2	6,98	33	5,61	27,39	11,5	0,255	1,42	1040
3	13,4	33	10,2	22,8	12,5	0,575	1,59	260

Период времени, составляющий 260—1400 ч и необходимый для того, чтобы фактически наблюдаемая ликвация могла быть объяснена диффузией в реальных отливках, конечно, несравним с действительной продолжительностью процесса. Перемещение ликвирующих элементов в жидком металле происходит значительно медленнее, чем перемещается внутренняя граница твердой корки, в которой диффузия практически невозможна. Фактически изотерма солидуса проходит расстояние ψ за несколько минут. Применительно к отливкам разных размеров и конфигураций скорость перемещения границ двухфазной области в стадии III затвердевания отливки в 10^3 — 10^5 раз превышает скорость диффузии ликвирующих элементов. Приведенный расчет подтверждает, что внутри двухфазной зоны должна существовать непрерывная циркуляция жидкости, причем расплав маточного состава, компенсирующий усадку, должен перемещаться внутрь двухфазной зоны, а расплав, обогащенный ликватами, должен из нее вытесняться. Рост твердых кристаллов в двухфазной области должен происходить в условиях непрерывного омывания их поверхностей циркулирующей жидкостью. Из сказанного, разумеется, не следует, что циркуляция жидкости во всех участках двухфазной области должна происходить с одинаковой интенсивностью.

3. Циркуляция жидкого сплава внутри двухфазной переходной области

Двухфазную переходную область легко представить себе в виде капиллярно-пористого тела, свободные пространства которого заполнены жидким расплавом. Размеры пор в этом теле, так же как и размеры соединяющих их щелевых и каналобразных протоков, весьма различны. В самом первом приближении модель капиллярно-пористого тела, отождествляемого здесь с двухфазной областью отливки, можно построить исходя из следующих соображений. Очевидно, что пространства, сохранившиеся между растущими кристаллами и заполненные жидкостью, очень малы вблизи паружной границы двухфазной области, соприкасающейся с твердой коркой металла. Здесь имеются слои сплава ($\psi \rightarrow \psi_{\text{с.о.}}$), в которых более чем 99% объема занято твердым веществом и менее 1% составляют поры, заполненные жидкостью (или вообще не заполненные). Наоборот, вблизи внутренней поверхности области, ограниченной изотермой $\psi = \psi_{\text{о.с.}}$, еще только начинается рост твердых кристаллов, и преобладающее количество объема этой части области занято жидкостью. Очень важно, что непрерывный каркас твердой фазы, т. е. твердо-жидкое состояние металла, отвечающее модели капиллярно-пористого тела, появляется только в более глубоких слоях переходной области, где успевает образоваться уже 30—40% твердых кристаллов. Однако и здесь 70—60% всего объема занято порами, наполненными жидкостью. Таким образом, при всем разнообразии размеров каналов и пор должен

сохраняться общая тенденция к их быстрому и резкому сужению в направлении от центра отливки к ее периферии.

Модель переходной области приближенно может быть представлена, как это было показано на рис. 35, в виде слоя твердого вещества, внутри которого находятся каналы, сужающиеся в одном направлении и расширяющиеся — в другом. Размеры каналов между соседними кристаллами могут быть различными. Схематично каналы можно представить себе в виде конусов, обращенных основанием к центру отливки и вершиной к ее периферии. В этой схеме конусы или фигуры с близкой конфигурацией должны быть различных размеров. Конус относительно большого сечения,

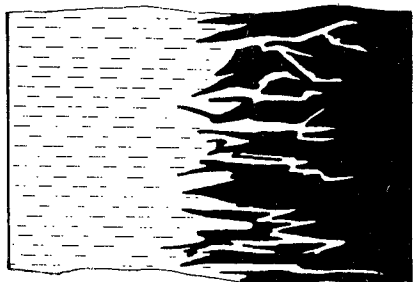


Рис. 37. Схема капиллярных каналов в двухфазной области затвердевающей отливки

сужающийся в направлении к наружной поверхности двухфазной области, может соседствовать с конусом, который сужается в том же направлении, но с меньшим или большим начальным сечением, чем у первого конуса. Следует допустить существование щелевых пространств, связывающих один сужающийся канал с другим (рис. 37).

В стадии III затвердевания отливки двухфазная область сплава, представленная на рис. 35 моделью капиллярно-пористого тела, будет находиться в непосредственном контакте с обособленной областью подвижного сплава, содержащего 8% твердой фазы, но сохраняющего свойства жидкости. Очевидно, что перемещение жидкости из центра отливки в двухфазную зону, так же как и движение жидкости внутри двухфазной зоны, в этих условиях определяется величиной капиллярного давления.

Нужно принять во внимание, что химические составы жидкости, заполняющей поры капиллярно-пористого тела, и жидкости, находящейся в контактирующей с этим телом центральной зоне отливки, не идентичны. Первая жидкость сильно обогащена ликватами (элементами, которые в период кристаллизации хуже растворяются в твердой фазе и лучше в жидкой). Химический состав этой жидкости значительно отличается от химического состава поверхности растущих кристаллов. Степень этого различия может быть определена по диаграмме состояния сплава (см. например, $C_{\text{ТВ}}^B$ и $C_{\text{Ж}}^B$, см. рис. 17).

Вторая жидкость, находящаяся в центре отливки и отвечающая среднему исходному составу сплава ($C_{\text{СР}}^B$), меньше отличается от состава поверхности растущих кристаллов.

Таким образом, в рассматриваемом случае получим трехкомпонентную систему, состоящую из жидкости, обогащенной ликвидами маточного расплава, соответствующего среднему химическому составу сплава, и твердых кристаллов, содержащих пониженное количество ликвирующих элементов.

Известно, что твердый кристалл, как правило, имеет очень низкое межфазное натяжение на границе с собственным расплавом и что межфазное натяжение увеличивается при растворении в одной из фаз дополнительного элемента. Например, межфазное натяжение на границе твердого и жидкого олова составляет всего 17 дин/см, свинца — 3 дин/см и т. д. [14].

Химический состав маточного расплава более близок к составу твердых кристаллов, чем жидкость, заключенная в межзеренных пространствах. Поэтому межфазное натяжение на границе маточного расплава с кристаллами $\sigma_{\text{ТВ-1Ж}}$ будет меньше, чем межфазное натяжение на границе кристаллов с жидкостью, обогащенной ликвидами ($\sigma_{\text{ТВ-2Ж}}$). Из этого следует, что смачиваемость внешних поверхностей растущих кристаллов маточным расплавом ($\cos \theta_1$) должна быть выше смачиваемости тех же поверхностей жидкостью, накапливающейся в порах капиллярно-пористого тела ($\cos \theta_2$). Условия движения жидкости в капиллярно-пористом теле определяются капиллярным давлением $p_{\text{кап}}$.

Капиллярное давление, заставляющее маточный расплав вытеснять жидкость, заключенную между кристаллами, составит

$$p_{\text{кап}} \frac{2\sigma}{r} (\cos \theta_1 - \cos \theta_2), \quad (174)$$

где σ — поверхностные натяжения жидкостей 1ж и 2ж, которые практически равны между собой.

Учитывая, что

$$\cos \theta_1 > \cos \theta_2, \quad (175)$$

получим

$$p_{\text{кап}} = \frac{2\sigma}{r} (\cos \theta_1 - \cos \theta_2) > 0 \quad (176)$$

и

$$\sigma_{\text{ТВ-2Ж}} - \sigma_{\text{ТВ-1Ж}} > 0. \quad (177)$$

Капиллярное давление $p_{\text{кап}}$ увеличивается с уменьшением радиуса пор и каналов в двухфазной области. При $r \rightarrow 0$ капиллярное давление $p_{\text{кап}} \rightarrow \infty$ [см. (174)]. При большой разнице между $\cos \theta_1$ и $\cos \theta_2$ капиллярное давление вызывает перемещение жидкости маточного состава в поры и каналы капиллярно-пористого тела и приводит к вытеснению из этого тела жидкости, плохо смачивающей поверхности растущих кристаллов. Такое перемещение жидкости маточного состава к периферии отливки и вытеснение жидкости, содержащейся в межзеренных пространствах,

тем интенсивнее, чем больше различие составов этих жидкостей, разность величин межфазных натяжений на границе каждой из жидкостей с твердым кристаллом и тоньше канал. Разница составов двух жидкостей увеличивается по мере возрастания размеров отрезка горизонтальной прямой, соединяющей линию, характеризующую средний состав сплава, с линией ликвидуса.

На рис. 38 даны две диаграммы состояния с различными каподами, т. е. различными размерами горизонтальных секущих отрезка $a'—b'$ и $a''—b''$. Очевидно, что разница составов жидкостей,

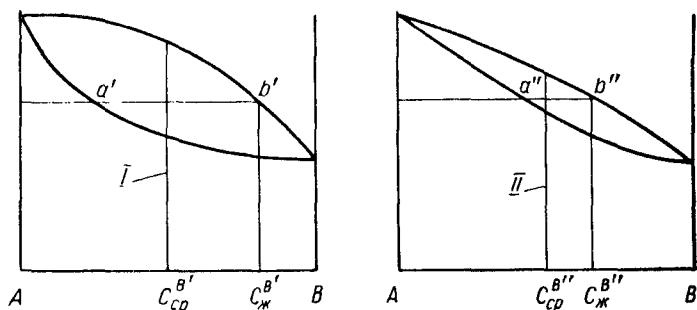


Рис. 38. Сплавы, отличающиеся различной степенью ликвации компонента B

имеющих, соответственно концентрации компонента B , равные $C_{cp}^{B'}$ и $C_{ж}^{B'}$, больше, чем разность составов жидкостей, соответствующих точкам $C_{cp}^{B''}$ и $C_{ж}^{B''}$

$$\left(\frac{C_{cp}^{B'}}{C_{ж}^{B'}} < \frac{C_{cp}^{B''}}{C_{ж}^{B''}} \right).$$

Можно ожидать, что жидкость $C_{ж}^{B'}$ будет вытесняться маточным расплавом сплава I быстрее, чем жидкость $C_{ж}^{B''}$ — маточным расплавом сплава II . Разницей величин горизонтальных секущих, построенных для разных диаграмм состояния, и разницей в степени изменения межфазного натяжения у поверхности растущего кристалла можно объяснить тот факт, что одни элементы, содержащиеся в сплаве, ликвируют в большей мере, чем другие. В стали например, ликвация углерода, серы и фосфора выражена очень сильно, тогда как ликвация кремния и марганца почти не происходит. Это соответствует большим размерам горизонтальных секущих отрезков на диаграммах состояния $Fe—P$, $Fe—S$ и $Fe—C$ и малым размерам этих отрезков на диаграммах $Fe—Mn$ и $Fe—Si$. Разумеется, по величине этих отрезков, измеряемых на диаграммах состояния бинарных сплавов железа с каждым из перечисленных элементов, судить о процессе можно лишь приближенно, так как фактически существует не сумма бинарных сплавов, а сложный сплав $Fe—C—Si—Mn—S—P$. Содержание сильно ликвирующих

элементов в стальном слитке в местах их наибольшей и наименьшей концентрации может различаться в 3,0—3,5 раза.

Впитывание в двухфазную зону маточного расплава и вытеснение из нее жидкости с повышенным количеством ликвирующих элементов может происходить двумя путями. В макрокапиллярах возможно пристеночное движение хорошо смачивающей жидкости в глубь двухфазной зоны, постепенное вытеснение хуже смачивающей жидкости в центр канала и последующее выталкивание ее в более крупные поры в направлении к центру отливки. Возможно также втягивание маточного расплава в узкие капиллярные каналы, где капиллярное давление сказывается наиболее сильно, и вытеснение второй жидкости сначала в соседние поры больших размеров, а затем — через более крупные расширяющиеся каналы — в центральную часть отливки. Важно, что в связи с существованием обратной взаимосвязи между $p_{\text{кап}}$ и r циркуляционное движение жидкой фазы должно охватить самые узкие и самые малые пространства между растущими кристаллами, если, разумеется, эти узкие пространства не замкнуты и связаны между собой. Судя по тому, что та часть отливки, где полная кристаллизация сплава происходит в стадии III процесса, оказывается плотной и не имеет усадочных пор, протоки между отдельными заполненными жидкостью межкристаллическими пространствами сохраняются вплоть до момента полного затвердевания сплава.

Правильность описанного представления о причинах движения жидкости внутри двухфазной области подтверждена экспериментально. Методика проведения и результаты опытов изложены ниже. Капиллярное давление оказывает преобладающее влияние на развитие зональной ликвиации, а сила тяжести создает дополнительное возмущение на продвижение маточного расплава в двухфазную область. Эту силу следует рассматривать как второстепенную, так как, с одной стороны, она недостаточна для проталкивания жидкости в узкие капилляры внешней части двухфазной области, с другой стороны, она слишком мала для противодействия поступлению в центральную часть отливки жидкости, ранее окружавшей растущие кристаллы.

Иногда продвижение жидкости в глубь двухфазной зоны рассматривается как процесс повторного заполнения ею вакуумированных пор, возникающих в этой зоне при кристаллизации сплава, т. е. при сокращении его объема. Такое представление не может соответствовать действительности, так как всякий промышленный сплав содержит некоторое количество растворенных газов, которое находится в равновесии с парциальным давлением этих газов в среде, окружающей сплав. В случае образования поры между двумя или несколькими растущими кристаллами парциальное давление соответствующих газов в ней вначале равно нулю и поэтому в нес мгновеноно устремятся газы, растворенные в ближайших участках сплава. Обыкновенно в наибольшем количестве в сплаве растворены атомарные водород и азот. При выделении

атомы будут ассоциироваться в нерастворимые в сплаве молекулы N_2 и N_2 . Повторное заполнение поры жидким сплавом, поступающим из центра отливки, окажется невозможным. При предельно благоприятном случае газовый пузырек может быть сжат и величина каждой отдельной поры уменьшена.

При правильно разработанном технологическом процессе каждый кристалл сплава, образующийся в стадии III процесса охлаждения отливки, растет в условиях непрерывного омывания его в двухфазной области циркулирующей жидкостью, причем от интенсивности этой циркуляции зависит полнота компенсации усадки и степень развития зональной ликвации.

4. Прямая ликвация по сечению отливки

Прямой зональной ликвацией (в отличие от обратной зональной ликвации) называется процесс развития химической неоднородности отливки или слитка, характеризующийся тем, что составные

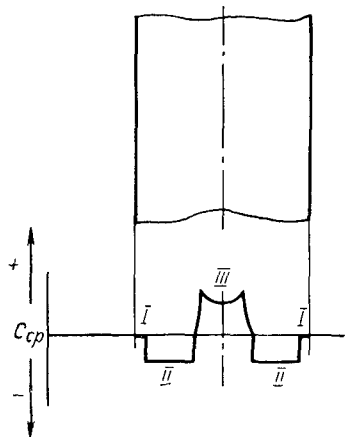


Рис. 39. Схема распределения ликвирующего элемента по сечению плоской отливки. Прямая ликвация C_{cp} — средняя концентрация элемента

элементы сплава и примеси, растворяющиеся лучше при кристаллизации в жидком сплаве, чем — в твердом, концентрируются в центре отливки. Наружные слои отливки оказываются обедненными этими элементами и примесями. Под прямой зональной ликвацией часто понимают также результат этого процесса, т. е. наличие в отливке или в слитке химической неоднородности.

В случае развития прямой зональной ликвации распределение ликвирующего компонента соответствует обыкновенно кривой на рис. 39. Характер этого распределения легко объяснить, рассмотрев описанные выше условия охлаждения отливки и движения жидкого расплава в затвердевающей двухфазной зоне.

Действительно, поверхностные участки соответствуют ширине структурной зоны I, сохранившейся после стадий I и II процесса охлаждения. Мгновенное образование кристаллов в этой зоне не оставляет времени для вытеснения жидкости, окружающей кристалл, в центр отливки. Это согласуется также и с тем, что весьма низкая температура в наружном слое отливки в начале и конце стадии I обуславливает затвердевание жидкости, обогащенной ликватами, раньше, чем она отводится в области отливки, более удаленные от поверхности. На кривой рис. 39 участок отрицательной ликвации, т. е. участок, расположенный ниже C_{cp} , соответствует структурной зоне 2 отливки и стадии III ее охлаждения; во

время формирования этой структурной зоны двухфазная область ψ_T находилась в контакте с покоящимся и не участвующим в теплообмене сплавом, у которого $\psi = \psi_{008}$. Как указывалось, под действием капиллярного давления $p_{\text{кап}}$ жидкость, содержащаяся между кристаллами, вытеснялась к центру отливки, а основная масса ликватов в течение этой стадии передвигалась к центру отливки, находясь все время между перемещающимися изотермами $\psi_{\text{сол}}$ и ψ_{008} . Одновременно из контактирующей со слоем ψ_T области подвижного сплава маточный расплав впитывался в двухфазную зону. Условия перемещения жидкости, содержащей ликваты, резко изменяются в момент τ_{III-IV} конца стадии III и начала стадии IV охлаждения. В этот момент основная масса ликватов находится в той точке отливки, где уже сформировалась непрерывная твердая фаза. Практика и эксперименты показывают, что модель капиллярно-пористого тела применима только к той части двухфазной зоны, в которой образовалось свыше 35—40% твердой фазы. Указанное хорошо согласуется с представлениями, высказанными А. А. Бочваром [5] и Ю. А. Нехендзи [91]. Таким образом, можно принять, что ликваты в момент окончания стадии III (τ_{III-IV}) скапливаются в слое, имеющем температуру ψ_{035} .

Поскольку температура в центре отливки в момент τ_{III-IV} становится ниже $\psi = \psi_{008}$, обособленная область подвижного сплава в центре исчезает и одновременно прекращается или значительно замедляется движение жидкости. При определенных условиях можно было бы ожидать, что ликваты скапливаются там, где их застал момент τ_{III-IV} , и что между этими скоплениями в центре отливки затвердевает сплав среднего состава. Однако фактически движение жидкости не прекращается, а лишь резко замедляется. Максимальное содержание ликвирующих элементов обнаруживается именно в том месте, где этого можно было ожидать. Вместе с тем, даже в отсутствии контакта двухфазной зоны с подвижным сплавом жидкость внутри еще незатвердевшего сплава продолжает медленно перемещаться, так как пространства между кристаллами, имеющие капиллярные размеры, по-прежнему расширяются к центру отливки, где температура выше и удельная доля жидкой фазы больше, чем на границе с твердой коркой. Поэтому весь участок III на рис. 39 лежит выше $S_{\text{ср}}$ и является областью положительной ликвации, хотя концентрация ликвирующих элементов в разных точках этого участка будет, как правило, ниже их концентрации в месте, где они находились при начале замедления скорости перемещения жидкости.

Как было показано, область положительной ликвации будет совпадать со структурной областью З, которая образована относительно крупными равноосными кристаллами [см. (166)].

Скопление ликватов на некотором расстоянии от центра отливки (на границах участков положительной и отрицательной ликваций, рис. 39) называют внеосевой ликвацией. Внеосевая ликвация часто проявляется в виде «шнуров» и «усов», легко различимых в сечении

отливки невооруженным глазом; их внешний вид отличается от внешнего вида сплава, находящегося в областях, граничащих со шнурами. При изготовлении отливок с конфигурацией, отличающейся от бесконечной плиты, шнуры и усы, естественно, расположены перпендикулярно оси отливки. Следует согласиться с предположением А. А. Рыжикова, согласно которому форма шнура может изменяться в связи с тем, что при охлаждении отливки между ее наружной и внутренней областями возникнут внутренние напряжения, обусловленные неодновременным сокращением объема сплава в этих областях [50]. При этом может возникнуть зона, в которой жидкость внутри двухфазной области будет испытывать напряжение растяжения. Именно в эту зону устремится сплав, обогащенный ликватами [50]. Заслуживает внимания представление Б. Б. Гуляева о том, что ликваты, оттесненные к центру отливки, могут в зависимости от их плотности всплывать или, наоборот, опускаться вниз в той области отливки, где не успел образоваться непрерывный каркас твердых кристаллов. Этим Б. Б. Гуляев объясняет развитие V и Л-образной ликвации (V- и Л-образные усы) [12, 13].

Двухфазная область всегда впитывает из центральной области отливки жидкости больше, чем возвращает ее в этот центр. Разница впитываемого и возвращаемого объемов расходуется на компенсацию усадки сплава; она соответствует размеру усадочной раковины.

В случаях, когда режимы охлаждения внутренней области сплава претерпевают скачкообразные изменения благодаря воздействию внешних факторов (например, повторная доливка прибыли горячим металлом, встряхивание отливки и т. д.) в сечении отливки могут появиться дополнительные Л- и V-образные места скопления ликватов, дублирующие первоначально возникшие.

Расположение мест максимального содержания ликватов можно регулировать теми же способами, которые применяли для изменения относительной ширины структурной зоны 2 (см. гл. II).

Относительная степень ликвации и соотношение между наибольшим и наименьшим содержанием какого-либо элемента в различных точках сечения отливки зависят от разницы межфазных натяжений $\sigma_{ТВ-2Ж}$ и $\sigma_{ТВ-1Ж}$, что связано, как было показано, с особенностями диаграммы состояния. Разность между величинами межфазных натяжений можно регулировать введением в сплав небольших добавок дополнительных элементов. Межфазное натяжение твердых кристаллов с указанными элементами и с их собственным расплавом, также содержащим эти элементы, может быть иным, чем межфазное натяжение на границе твердого и жидкого сплава первоначального состава. Применительно к стали такими добавками могут быть, например, редкоземельные металлы.

Отметим, что сокращение разности ($\sigma_{ТВ-2Ж} - \tau_{ТВ-1Ж}$) уменьшает интенсивность циркуляции жидкости в двухфазной зоне отливки и ухудшает условия подвода к месту кристаллизации

маточного расплава для компенсации усадки. Часто введение микродобавок связано с сокращением зональной ликвации, увеличением химической неоднородности в сечении отдельного кристалла (внутрикристаллической ликвации), а иногда и с появлением в отливке усадочных пор (см. гл. IV).

5. Обратная ликвация

Обратной ликвацией называют процесс развития химической неоднородности слитка или отливки, характеризующийся тем, что элементы, растворимые при кристаллизации в жидкой фазе в большей мере, чем в твердой, концентрируются не в центре, а на внешней поверхности отливки.

Часто термином обратная ликвация обозначают не процесс, а его результаты, т. е. сам факт скопления ликватов в наружной части отливки или слитка.

Однозначного и удовлетворительного объяснения обратной ликвации общее металловедение не дает.

Используя изложенные представления теории, механизм развития обратной ликвации можно представить себе следующим образом.

Маточный расплав среднего состава, смачивающий поверхности твердых кристаллов лучше, чем жидкость, скапливающаяся между ними, впитывается, как это было показано, внутрь двухфазной зоны и вытесняет оттуда жидкость, обогащенную ликватами.

Если представить себе, что в стадии II процесса первоначально образовавшаяся корочка полностью расплавилась ($X_{II} = 0$) и что к началу стадии III охлаждения на поверхности раздела сплав—форма установилась температура выше температуры солидуса, то жидкость, плохо смачивающую кристаллы, окажется легче вытеснить на поверхность отливки, чем в ее центр.

Действительно, отсутствие на поверхности сплава корочки приведет к тому, что механическое сопротивление, которое должна преодолеть при движении вытесняемая жидкость, будет меньше на пути к поверхности, чем на пути к центру отливки. Таким образом, условием возникновения обратной ликвации является отсутствие в стадии III процесса на поверхности отливки полностью затвердевшей корки.

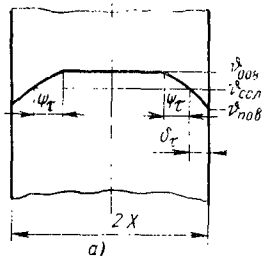
Напомним, что до сих пор, предполагая наличие такой корки, для вычисления ширины двухфазной области в стадии III процесса использовали следующий прием. Ширину двухфазной области в любой конкретный момент времени стадии III процесса обозначали через ψ_r и учитывали, что на внешней границе области в этот момент температура составляет $\vartheta_{\text{сол}}$. Затем подставляли значения $\vartheta_{\text{сол}}$ и ψ_r в уравнения температурного поля охлаждающегося слоя отливки X_r и находили ψ_r , используя уравнения (102) и (103).

В связи с принятым методом расчета ширина двухфазной области ψ_r определялась точкой пересечения температурной кривой с горизонтальной прямой линией, соответствующей $\vartheta_{\text{сол}}$.

При наличии в стадии III процесса твердой поверхностной корочки ψ_τ должна быть меньше X_τ (рис. 40, а).

При отсутствии такой корочки температурная кривая должна пересечься с горизонталью $\theta = \theta_{\text{сол}}$ вне отливки, на некотором расстоянии от нее (рис. 40, б).

Следовательно, условие, при котором на поверхности отливки отсутствует твердая корка, и одновременно условие, обеспечивающее возможность развития обратной зональной ликвации, может быть записано в виде неравенств



$$\frac{\psi_\tau}{X_\tau} = \frac{\arccos \frac{\theta_{\text{сол}}}{\theta_{008}}}{\mu_{III}} \geq 1 \quad (178)$$

и

$$\left(\frac{\psi}{X}\right)_{\text{п. л. р. к}} = \frac{\arccos \frac{\theta_{\text{сол}}}{\theta_{008}}}{\mu_{III}} \geq 1. \quad (178')$$

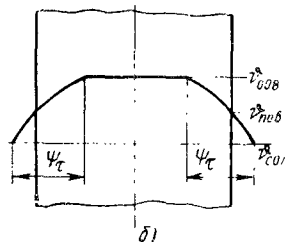


Рис. 40. Схема к расчету относительной ширины зоны ψ/X

Неравенства (178) и (178') показывают, что стадия III процесса начинается, когда на внешней поверхности отливки нет твердой корки, и заканчивается в момент, когда весь объем отливки находится в твердо-жидком и жидко-твердом состояниях (конец стадии III будет соответствовать моменту τ_{III-IV} вовлечения в теплообмен всего сечения отливки и началу охлаждения центра отливки ниже температуры θ_{008}). Температура поверхности $\theta_{\text{пов}}$ до этого момента остается постоянной ($\theta_{\text{пов}} > \theta_{\text{сол}}$). Таким образом, расчетная относительная ширина двухфазной зоны в рассматриваемом случае будет равна или больше единицы, а дробь в средней части неравенства (178') — неправильной.

Разумеется, неравенство $\psi_\tau > X_\tau$ является мнимым, однако в нем заложен определенный физический смысл. Чем больше ψ_τ превышает X_τ , тем дальше могла бы распространиться двухфазная зона отливки (если бы эта зона не была ограничена размерами отливки) и тем выше, следовательно, температура поверхности сплава в период его охлаждения как полубезграничного тела (стадия III процесса). Обратная зональная ликвация, как это подтверждают описанные ниже эксперименты, может возникнуть только при условии соблюдения неравенства (178).

Как следует из (178), обратная ликвация наиболее вероятна при литье сплавов с большим интервалом кристаллизации ($\frac{\theta_{\text{сол}}}{\theta_{008}} \ll 1$; $\arccos \frac{\theta_{\text{сол}}}{\theta_{008}} \rightarrow \frac{\pi}{2}$). Это хорошо согласуется с практикой, а также совпадает с результатами исследования акад. А. А. Боч-

вара [5, 6]. На рис. 41 приведена кривая, характеризующая частоту появления в отливках обратной ликвации, которая сопоставляется с диаграммой состояния сплавов Al—Cu, использовавшихся при экспериментах [3].

Относительные величины сопротивления перемещению межкристаллитной жидкости на поверхность и в глубь отливки должны непрерывно изменяться и возможен случай, когда в начале стадии III участок, вовлеченный в теплообмен, узок ($\frac{X_r}{X} \rightarrow 0$), сопротивление выходу этой жидкости на поверхность будет мало, а при дальнейшем течении процесса, когда увеличивается ширина вступившего в теплообмен участка

($\frac{X_r}{X} \rightarrow 0$), это сопротивление возрастет и станет большим, чем сопротивление перемещению жидкости в центр отливки. Очевидно, что в этом случае вначале должна развиваться обратная ликвация, а потом прямая. В полностью охлажденной отливке ликваты должны скапливаться на поверхности и вблизи центра отливки. Возможность развития в отливке обоих

видов ликвации также получила экспериментальное подтверждение.

Ниже описаны опыты, которые должны были показать, что прямая и обратная ликвации развиваются по одному и тому же закону и что именно капиллярное давление, а не диффузия, возникшая под действием концентрационного градиента, является причиной возникновения химической неоднородности отливки. Отметим, что явление обратной ликвации не может быть объяснено диффузионным процессом. Попутно была подтверждена возможность одновременного развития прямой и обратной ликвации. При проведении экспериментов, как и раньше, изготавливали цилиндрические отливки, охлаждавшиеся только со стороны нижнего торца, где был установлен водоохлаждаемый холодильник. Все остальные стенки формы были нагреты до температуры заливаемого сплава и поэтому в отводе теплоты от отливки не участвовали.

При проведении предварительных экспериментов в заранее выбранных местах устанавливали термомпары, позволяющие следить за изменением температуры в соответствующих сечениях цилиндра. Затем в основной серии опытов на уровнях, где раньше находились термомпары, были заформованы тонкие металлические пластины, внешний конец которых выходил за пределы опоки. В определенный момент времени, когда в соответствующем сечении достигалась заданная температура, каждая из этих пластин могла втапливаться в тело незатвердевшей или полузатвердевшей от-

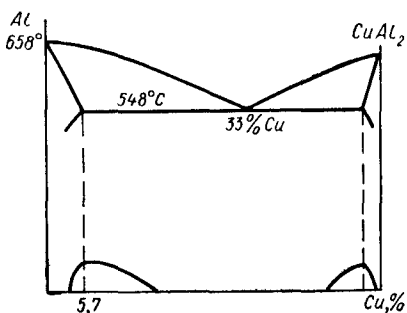


Рис. 41. Обратная ликвация в алюминиево-медных сплавах

ливки, разрезая ее как ножом до центра сечения и изолируя в одной половине отливки сплав, находящийся ниже пластины, от сплава, находящегося выше ее. Схема экспериментальной установки дана на рис. 42.

Во всех экспериментах заливали сплав, содержащий 97% Cu и 3% Al (по расчету шихты). В первых опытах при достижении на уровне расположения пластин температуры, превышающей на 10° температуру солидуса в точках *a*, *б* и *в* (рис. 42), в отливку до

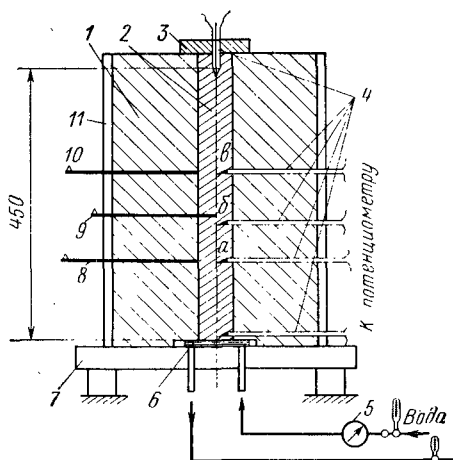


Рис. 42. Установка для исследования развития прямой и обратной зональной ликвации: 1 — форма; 2 — отливка; 3 — крышка; 4 — места установки термометров в предварительных опытах; 5 — водомер; 6 — холодильник; 7 — поддон; 8—10 — ножи для разрезки охлаждающейся отливки; 11 — цилиндрическая опока

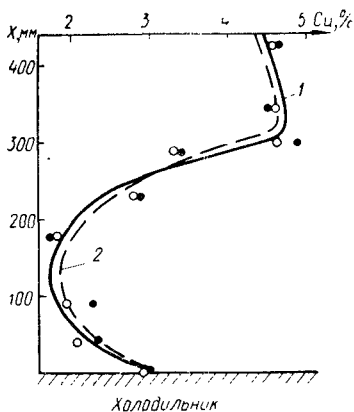


Рис. 43. Распределение меди по высоте отливки. Отливку разрезали ножами 8—10 (см. рис. 42) по достижении на уровнях каждого из ножей температуры $t_{\text{сол}} + 10^\circ \text{C}$:

1 — разрезанная половина отливки; 2 — неразрезанная половина отливки

середины ее сечения вбивали ножи 8—10. Поскольку изотерма $\vartheta_{\text{сол}} + 10^\circ \text{C}$ перемещается снизу вверх, в отливку вбивали сначала нож 8, затем нож 9 и, наконец, нож 10.

На рис. 43 приведены кривые распределения меди по высоте разрезанной и неразрезанной половины отливки. Опыты показали, что в обеих частях отливки наблюдалась прямая ликвация; разрезка отливки практически не влияла на распределение меди. Это легко понять, если учесть, что жидкость, содержащая основную массу ликватов, в каждый момент времени находится в той части двухфазной зоны, в которой содержится 30—40% твердой фазы и температура которой выше $\vartheta_{\text{сол}} + 10^\circ \text{C}$. Таким образом, в описанных опытах ликваты успевали подняться выше места разреза и находились в сечениях отливки, имевших более высокую температуру.

Положение изменилось в следующей группе опытов, когда ножи вбивали при достижении в каждом из сечений $\vartheta = \vartheta_{008}$ (так называемое стояние ликвидуса) (рис. 44). В этом случае нож 8 отсек

перемещающуюся массу ликватов и они оказались ниже линии разреза, на отрезке ниже ножа 8 развилась обычная прямая ликвация. В слое, расположенном между ножами 8 и 9, условия кристаллизации характеризовались уже иным образом: выше ножа 8 (в момент, когда вбивали нож 9) сохранялась поверхность, не имеющая твердой корки, а ниже ножа 9 была жидкость, которая впитывалась в двухфазную зону, расположенную между ножами 8 и 9. Эта жидкость вытесняла ликваты к ножу 8. В результате в раз-

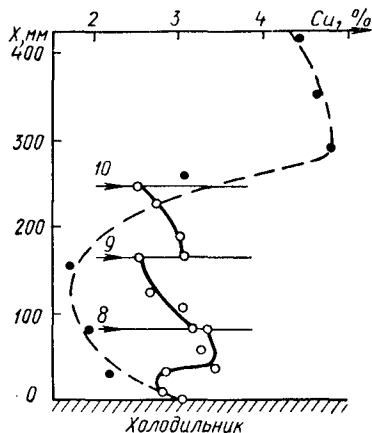


Рис. 44. Распределение меди по высоте отливки. Ножи 8—10 (см. рис. 42) разрезали отливку по достижении на уровнях каждого из ножей температуры $\vartheta_{\text{огс}}$:

— — разрезанная часть отливки; - - - - неразрезанная часть отливки (8—10 — уровни ножей 8—10)

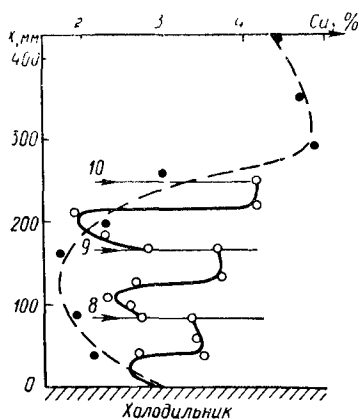


Рис. 45. Распределение меди по высоте отливки. Ножи 8—10 разрезали отливку по достижении на уровнях каждого из ножей температуры ликвидуса. В отличие от опытов, показанных на рис. 44, осуществляли ускоренный отвод теплоты через холодильник:

— — разрезанная часть отливки; - - - - неразрезанная часть отливки (8—10 — уровни ножей 8—10)

резанной половине отливки на этом участке развилась вместо прямой, обратная ликвация. То же самое повторилось и на участке между ножами 9 и 10. В обоих случаях жидкость среднего состава втягивалась в узкие поры, вытесняя обогащенную ликватами жидкость на наружное основание отсеченной части цилиндра, не имеющее твердой корки. Интересно, что в той же самой отливке, но в неразрезанной ее части, сохранялась прямая ликвация.

В третьей группе опытов (рис. 45) ножи по-прежнему вбивали при температуре, близкой к ликвидусу, но скорость охлаждения отливки резко повышалась (увеличивалось количество воды, охлаждающей холодильник). В этой группе опытов непосредственно после вбивания ножей начинала развиваться обратная ликвация, однако через очень небольшой промежуток времени благодаря интенсивному отводу теплоты у поверхности ножа образовывался труднопроницаемый слой, и характер химической неоднородности

в верхней части отсеченного цилиндра вновь соответствовал прямой ликвации.

Оценивая результаты проведенных опытов, можно сделать вывод, что они подтверждают изложенные представления о развитии прямой и обратной ликваций. В качестве общего вывода можно сделать заключение о том, что прямая и обратная ликвации являются различными формами проявления одного и того же явления — развития внутри двухфазной области затвердевающего сплава капиллярного давления, обусловленного разницей размеров межкристаллических пространств в разных частях этой области, и разницей межфазных натяжений между поверхностью растущего кристалла и жидкостями, содержащими различное количество ликвирующих элементов.

6. Внутрикристаллическая ликвация

Под внутрикристаллической ликвацией понимают развитие химической неоднородности по сечению отдельного кристалла. Внутрикристаллическая ликвация является следствием постепенного изменения состава образующейся твердой фазы при затвердевании сплава в интервале температур $t_{ликв}$ — $t_{сол}$. Изменение состава твердой фазы, происходящее при постоянном понижении температур, характеризуется положением линии солидуса на диаграмме состояния. Явлением внутрикристаллической ликвации можно объяснить также концентрацию на поверхности макрозерна сплава примесей, которые растворяются в жидком сплаве, но нерастворимы в твердом кристалле этого сплава.

Процесс возникновения и развития внутрикристаллической ликвации подробно изучается в курсе металловедения. Ниже рассмотрен лишь вопрос о воздействии, оказываемом на этот вид ликвации, движения жидкости внутри двухфазной области. Отметим, что вытеснение жидкости из двухфазной области, происходящее в стадии III процесса затвердевания и обуславливающее развитие зональной ликвации, никогда не устраняет внутрикристаллическую ликвацию, а лишь уменьшает или увеличивает степень ее развития.

Вытеснение жидкости, обогащенной ликвиатами из структурной зоны 2, и отрицательная зональная ликвация в этой зоне (см. рис. 39), уменьшают разницу в химических составах центра кристалла и его периферии. Поэтому в зоне 2 внутрикристаллическая ликвация развита менее сильно, чем это наблюдалось бы в случае отсутствия движения жидкости внутри двухфазной зоны. Введение в сплав добавок, понижающих межфазное натяжение на границе расплава с растущим кристаллом (см. гл. II), уменьшает зональную ликвацию и применительно к структурной зоне 2 увеличивает внутрикристаллическую ликвацию.

В структурной зоне 3 в случае, если в отливке развивается прямая (а не обратная) зональная ликвация, наблюдается противо-

положительное явление. Действительно, ввиду переноса в эту зону жидкости, обогащенной ликвидами, разница химических составов центра и наружного слоя кристалла становится значительной, что, в свою очередь, увеличивает степень развития внутрикристаллической ликвации.

Таким образом, усиление зональной ликвации в структурной зоне 2 уменьшает внутрикристаллическую ликвацию, а в структурной зоне 3 — увеличивает ее.

Глава IV

Усадочные раковины и поры в отливках

1. Усадка сплавов при охлаждении

Все этапы охлаждения, т. е. понижения температуры жидкого сплава, процесс его кристаллизации и последующее охлаждение твердого сплава сопровождается уменьшением объема этого сплава или, как это принято называть, его усадкой (с увеличением объема могут протекать вторичные фазовые превращения в твердом сплаве).

Усадка сплава является причиной многих дефектов в отливках и поэтому служит предметом специального изучения. Усадка жидкого и кристаллизующегося сплава обуславливает образование в отливках незаполненных металлом полостей (усадочных раковин и пор). Уменьшение объема жидкого и кристаллизующегося сплава принято характеризовать коэффициентом ϵ_V объемного сжатия (объемной усадки).

Усадка твердого сплава или сплава, находящегося в твердотвердом состоянии, по уже получившего и сохраняющего определенные геометрические очертания, является причиной развития внутренних напряжений в отливке и образования в ней трещин. Усадку такого сплава принято характеризовать коэффициентом ϵ_l линейного сжатия (линейной усадки). В гл. IV рассмотрена только объемная усадка жидкого и кристаллизующегося сплава, вызывающая образование усадочных раковин и пор.

2. Усадочные раковины

Формирование отливки начинается с возникновения ее внешних контуров. Поверхностная твердая корка, образующая эти контуры, может представлять собой слой X_{II} , если он сохранился после стадии II процесса охлаждения, или слой новых кристаллов, затвердевших у поверхности формы в начале стадии III. При открытой верхней поверхности отливки или слитка образование верхней твердой корки происходит в результате отвода теплоты в атмосферу.

До появления твердой корки на отливке усадка проявляется в виде понижения уровня жидкого сплава в литейной форме. После образования и возникновения контура отливки размеры этого контура должны уменьшаться вследствие понижения его температуры от $\vartheta = \vartheta_{\text{сол}}$ до $\vartheta = 0$. Жидкость, заключенная в контурной оболочке, претерпевает значительно большую усадку, так как она сначала должна отдать теплоту перегрева, затем закристаллизоваться и лишь потом остыть от $\vartheta = \vartheta_{\text{сол}}$ до температуры окружающей среды.

После полного охлаждения отливки объем жидкости, заключенный в первоначальной твердой оболочке, уменьшится больше, чем объем, ограниченный внешними контурами всей отливки. Внутри отливки окажутся усадочные полости, не заполненные металлом.

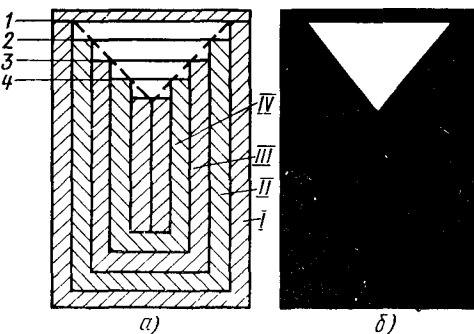


Рис. 46. Образование усадочной раковины в слитке

Различают два вида усадочных полостей: усадочные раковины, представляющие собой относительно большие по размеру пространства, расположенные в тепловых центрах отливки, и усадочные поры — мелкие иногда не видимые невооруженным глазом пустоты, находящиеся на границах соприкосновения двух или нескольких кристаллов.

Механизм образования одной сосредоточенной усадочной раковины легко представить себе из рассмотрения рис. 46, а, на котором дана схематичная картина условий затвердевания слитка, имеющего квадратное, круглое или другое геометрически правильное сечение.

В начале затвердевания образуется контурная корка I (рис. 46, а). В связи с тем, что объем возникшей твердой фазы меньше объема жидкости, затраченной на образование корки, уровень жидкости внутри слитка понижается до горизонтали 1. В следующий период времени затвердевает слой II, причем усадка, происходящая при кристаллизации, компенсируется понижением зеркала жидкости до уровня 2. В дальнейшем при затвердевании слоев III и IV уровень жидкости понижается соответственно до горизонталей 3 и 4.

В результате постепенного снижения уровня жидкости и одновременного утолщения корки, ограничивающей объем этой жидкости, в верхней части отливки развивается усадочная раковина, которая, например, при литье цилиндрического слитка имеет форму близкую к конической. Схематический вид этой раковины показан на рис. 46, б. Правильная форма раковины может искажаться при

изменении скоростей отвода теплоты через донную, боковые и верхнюю поверхности отливки. Образующая конуса становится при этом линией сложной кривизны. Иногда в процессе развития нижняя часть раковины затвердевает. Впоследствии под ней образуется вторая раковина.

Отметим, что рассмотренная схема развития конической раковины наиболее полно характеризует затвердевание чистого металла или эвтектического сплава, не имеющих температурного интервала кристаллизации. Изменения, которые вносит в схему наличие у заливаемого сплава интервала кристаллизации, будут рассмотрены ниже.

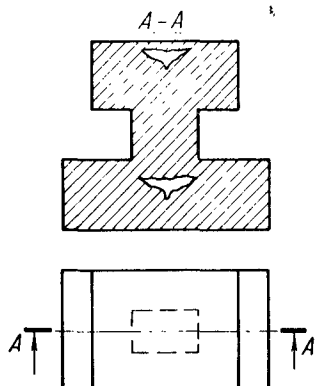


Рис. 47. Отливка с двумя усадочными раковинами

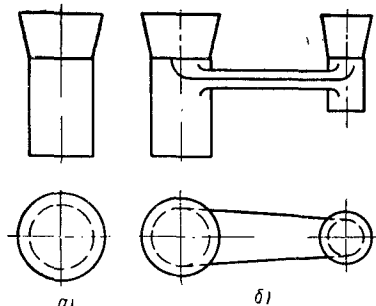


Рис. 48. Отливки:

a — с одной прибылью; *б* — с двумя прибылями

Фасонные отливки отличаются от слитков возможностью развития в них не одной, а нескольких усадочных раковин. Действительно, в том случае, когда отливка состоит из нескольких массивных частей, соединенных между собой сравнительно тонкими стенками, эти стенки успеют затвердеть раньше, чем произойдет кристаллизация в массивных частях, и для каждой отдельной массивной части окажется справедливой та схема, которая была рассмотрена применительно к слитку. Внутри каждой массивной части окажется своя собственная усадочная раковина. Пример фасонной отливки, в которой должны образоваться две усадочных раковины, дан на рис. 47.

Естественно, что отливка с усадочной раковинной в сечении в большинстве случаев непригодна к употреблению, так как ее прочность и некоторые другие служебные качества (например, герметичность) резко снижаются. Поэтому при изготовлении отливок стремятся вывести усадочную раковину в специальный дополнительный объем, который добавляют к рабочему телу отливки, изменяя таким образом ее конфигурацию. Этот объем, называемый прибылью, затем отрезают. На рис. 48, *a* дана простейшая цилиндрическая отливка (слиток) с прибылью, на рис. 48, *б* — фасонная отливка с двумя прибылями.

Усадочная раковина располагается во внутренней части прибыли, занимая лишь часть ее объема, поэтому для устройства прибылей на отливках необходимо затратить дополнительное количество жидкого сплава. Отрезанные прибыли затем переплавляют, что помимо дополнительных денежных затрат приводит к ухудшению качества шихтовых материалов. Последнее обстоятельство требует пояснения.

Прибыль должна быть сконструирована таким образом, чтобы жидкий сплав сохранялся в ней более продолжительное время, чем требуется на затвердевание рабочей части отливки, так как только при соблюдении этого условия жидкость из прибыли сможет впитаться в продолжающую кристаллизацию двухфазную область основного тела отливки и компенсировать происходящую там усадку. В соответствии с принятой в литейных цехах терминологией говорят, что прибыль должна обеспечивать питание сплава, затвердевающего в отливке. Вследствие того, что сплав находится в прибыли в жидком состоянии продолжительное время, активные примеси в нем могут дезактивироваться и кристаллическая структура сплава в прибыли окажется крупнозернистой. При переплавке прибылей через непродолжительное время после их отрезки новые отливки, как было отмечено (см. гл. I, § 3), могут наследовать эту неблагоприятную структуру.

Таким образом, экономические и технические соображения заставляют стремиться к уменьшению числа и размеров прибылей.

Число прибылей на фасонной отливке можно уменьшить, если воспрепятствовать затвердеванию тонких стенок между массивными частями отливки или ускорить кристаллизацию одной из этих частей с тем, чтобы она затвердела первой и питалась (т. е. получала жидкий сплав для компенсации усадки) от тонкой стенки, а затем затвердела тонкая стенка, питаясь от второй массивной части, и лишь потом происходила бы кристаллизация в этой второй массивной части. При таком порядке затвердевания можно поставить прибыль только у второй массивной части, затвердевающей последней, и вывести в эту прибыль усадочную раковину. Нужной последовательности затвердевания различных частей отливки можно достигнуть разными путями: правильным выбором места подвода горячего жидкого металла к полости формы, постановкой холодильников, т. е. металлических вставок, которые на отдельных участках поверхности формы заменяют формовочную смесь, правильным выбором толщины этих холодильников и т. д. Технологические приемы, обеспечивающие затвердевание отдельных частей отливки в заданной последовательности, рассматривают в курсе «Теория и технология литейной формы». Следует стремиться к последовательному затвердеванию сплава от одного из ее краев в направлении к прибыли или, если это необходимо, к нескольким прибылям, число которых должно быть минимальным. Направленное затвердевание отливки целесообразно осуществлять снизу вверх, так как кроме капиллярных сил, вызывающих впитывание

жидкости из прибыли в затвердевающую отливку, этому впитыванию будет содействовать сила тяжести сплава.

Целесообразно не только уменьшение числа, но и размеров прибылей. При определенной величине усадочной раковины это равнозначно увеличению относительного объема, занимаемого раковиной внутри прибыли, и уменьшению количества металла, поступающего затем на переплав. Размеры прибылей можно уменьшить за счет выбора их оптимальной конфигурации, в частности, прибылям часто придают форму усеченного конуса, обращенного большим основанием кверху. Относительный объем раковины в прибыли (т. е. отношение объема раковины к объему прибыли $V_{\text{рак}}/V_{\text{приб}}$) увеличивается при уменьшении толщины затвердевших стенок прибыли, отделяющих раковину от формы. Это обуславливает целесообразность мер, направленных к тому, чтобы отвод теплоты от стенок прибыли к форме был минимальным. В практике применяют подогрев части формы, образующей прибыли, в частности, эту часть формы делают иногда из так называемых экзотермических формовочных смесей, содержащих вещества, которые при высоких температурах способны химически реагировать между собой и выделять при этом дополнительное количество теплоты. Часто на практике в прибыль дополнительно заливают жидкий сплав (через некоторое время после заполнения формы). Дополнительную заливку производят в момент, когда корка на верхней поверхности прибыли еще тонка или ее вообще нет и уровень жидкого сплава в прибыли вследствие усадки уже пошел вниз. Дополнительная заливка повышает температуру сплава, находящегося в прибыли.

Для улучшения условий проникновения жидкого сплава из прибыли к местам кристаллизации иногда к зеркалу сплава в прибыли прикладывают внешнее давление; об этом подробнее будет сказано ниже.

3. Усадочные поры

Условия питания кристаллизующегося сплава усложняются, если он затвердевает в интервале температур. Жидкость, компенсирующая усадку, должна доставляться в этом случае не к фронту кристаллизации, а к местам кристаллизации в глубине двухфазной зоны. Жидкий сплав в эту зону проникает, как было показано, под действием капиллярного давления. Жидкий сплав внутри двухфазной области перемещается весьма интенсивно, до тех пор, пока эта область, имеющая капиллярно-пористое строение, соприкасается с обособленной зоной жидкого сплава в центре отливки. Выше было установлено, что интенсивное циркуляционное движение жидкого сплава внутри двухфазной зоны сильно замедляется после конца стадии III процесса. Это замедление касается внутренней зоны неполностью затвердевших кристаллов, температура которой в конце стадии III процесса колеблется в пределах от $\vartheta_{0,35}$ до $\vartheta_{\text{сол}}$.

Относительную ширину этой области, как это следует из предыдущего, можно определить из формулы (166).

Таким образом, до конца стадии III и формирования структурной зоны 2 (при литье однофазных твердых растворов — области столбчатых кристаллов) питание сплава протекает обычным путем. Уровень жидкости во внутренней части отливки постепенно снижается, образуя усадочную раковину, а сплав, компенсирующий усадку, доставляется к поверхностям растущих кристаллов под действием капиллярных сил. Жидкость, обогащенная ликватами и возвращающаяся в центр отливки, не может уменьшить усадочной раковины, так как часть жидкости, проникающая в двухфазную область, израсходована на восполнение объема сплава, подвергшегося усадке при кристаллизации.

Условия питания резко изменяются для сплава, находящегося в центральной части отливки (зона 3), размеры которой определяют по формуле (166).

Внутри зоны $\left[\frac{\psi}{X} \right]_{п. л.}$ (в период конца кристаллизации $р. к$ сплава) движение жидкости очень замедленно. Контакт с обособленной зоной подвижной жидкости, имеющей постоянный средний состав, теперь отсутствует, так как эта зона в стадии IV процесса охлаждения отливки исчезает. Сохраняющееся замедленное движение жидкости объясняется тем, что в двухфазной области продолжают существовать каналы, расширяющиеся к центру отливки, и жидкость, содержащая много ликватов и плохо смачивающая твердые кристаллы, вытесняется жидкостью, содержащей несколько меньшее количество ликвирующих элементов.

В период формирования структурной зоны 3 (зоны равноосных кристаллов) усадочная раковина практически развиваться не может, так как уровень жидкости должен теперь снижаться между зернами твердой фазы, начавшей расти у границ усадочной раковины в момент конца стадии III и начала стадии IV процесса.

Естественно, что в этих очень изменившихся условиях питание продолжающих расти кристаллов оказывается недостаточным, и сплав в третьей структурной области оказывается пористым.

Таким образом, при литье сплавов, затвердевающих в интервале температур, в отливке одновременно образуются и усадочные раковины и усадочные поры. Распределение общего объема усадочных полостей между раковинами и порами можно рассчитать по соотношению объемов плотного и пористого металлов. Это соотношение, как видно из (166), зависит от эффективной величины интервала кристаллизации сплава ($\theta_{сол}/\theta_{035}$) и интенсивности охлаждения отливки (μ_{III}). На рис. 49 дан график, характеризующий относительные объемы усадочных раковин ($V_{рак}/V_{ус. общ}$) и усадочных пор ($V_{пор}/V_{ус. общ}$), выраженные в долях общего объема усадочных полостей ($V_{ус. общ}$), которые образуются в бипарных алюминий-медных сплавах разного состава при μ_{III} , соответствующим для первого случая $Ві = 0,5$, для второго $Ві = 0,3$.

Усадочная пористость, развивающаяся в центральной структурной зоне 3 отливок, является причиной их негерметичности.

Впервые недостаточная плотность сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур, была отмечена А. Портевенном и П. Бастиеном. Позднее академик А. А. Бочвар и его сотрудники подтвердили это наблюдение. Академику А. А. Бочвару принадлежит заслуга выявления взаимосвязей между составом сплава и его положением на диаграмме состояния, с одной стороны, и различными свойствами этого сплава, — с другой (жидкотекучесть, склонность к транскристаллизации, герметичность, склонность к прямой и обратной ликвации и др.).

Герметичность сплавов изучали следующим образом. Из отдельных сплавов, относящихся к бинарной системе Al—Cu, отливали плоские пластины толщиной 30 мм. Во всех случаях перед заливкой сплав перегревали на одинаковое число градусов над температурой ликвидуса. Все отливки охлаждали в идентичных условиях. После охлаждения к одной из сторон пластины подводили керосин под давлением 50 ат. Визуальным наблюдением за противоположной стороной пластины устанавливали, протекает или не протекает керосин сквозь отливку. Если керосин не протекал, на токарном станке с обеих сторон пластины снимали слой толщиной 1 мм и опыт с керосином повторяли. Снятие слоев с обеих сторон пластины и пробу на герметичность повторяли до тех пор, пока на открытой стороне отливки не появлялись мелкие капли керосина (отпотевание). опыты, в которых обнаруживали течь керосина в виде струн, отбрасывались, так как это указывало на наличие трещин в сплаве. Полученные при экспериментах результаты иллюстрирует рис. 50.

По оси ординат отложена герметичность, которую считали тем выше, чем больше было снято слоев с отливки до обнаружения течи и чем тоньше оказывалась оставшаяся после механической обработки пластина. Был сделан вывод о высокой герметичности чистых металлов и эвтектических сплавов и о низкой герметичности сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур.

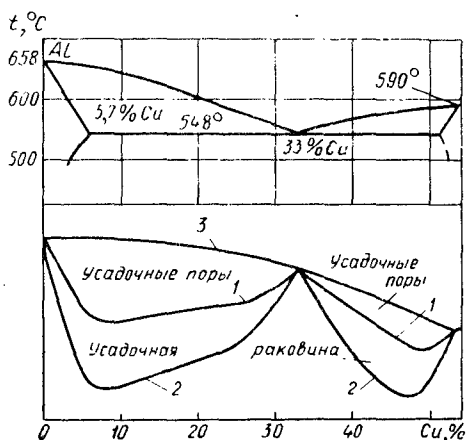


Рис. 49. Распределение объема усадочных полостей между усадочными раковинами и усадочными порами:

- 1 — при повышенной интенсивности охлаждения;
- 2 — при пониженной интенсивности охлаждения;
- 3 — общий объем усадочных полостей (раковин и пор)

Оценивая проведенные опыты с точки зрения изложенных представлений, можно прийти к выводу о том, что они хорошо согласуются между собой.

На рис. 51 представлены графики величин $\left[\frac{\psi}{X} \right]_{п. л., р. к.}$, построенных согласно (166) применительно к алюминий-медным сплавам. Для разных значений μ_{III} (и, следовательно, для разных значений $Ві_{III}$). На оси ординат отложено значение $1 - \left[\frac{\psi}{X} \right]_{п. л., р. к.}$:

$$1 - \left[\frac{\psi}{X} \right]_{п. л., р. к.} = 1 - \left[\frac{X - \psi}{X} \right]_{п. л., р. к.} = \frac{\delta_{плотн}}{X}, \quad (179)$$

где $\frac{\delta_{плотн}}{X}$ — относительная толщина слоя плотного металла, находящегося в паружной части плоской отливки.

Относительная толщина пористой зоны $\left[\frac{\psi}{X} \right]_{п. л., р. к.} = 1 - \frac{\delta_{пл}}{X}$

отложена на графике рис. 51 сверху вниз. Кривая на рис. 51, соответствующая $Ві = 0,3$ и полученная для тех же условий, которые

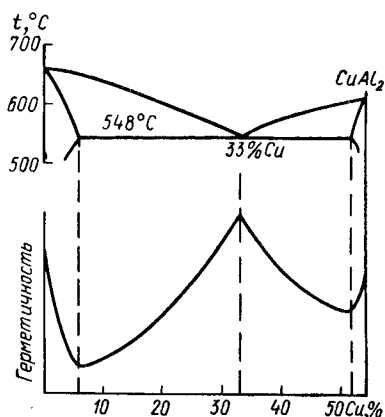


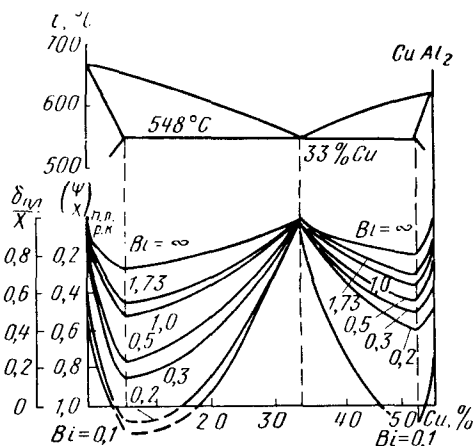
Рис. 50. Герметичность отливок, изготовленных из алюминий-медных сплавов

были использованы в опытах акад. А. А. Бочвара и З. А. Свицкерской (литье в песчано-глинистые формы, перегрев на температурном ливидусе $30^\circ C$), совпадает с кривой на рис. 50. Можно утверждать, что в опытах А. А. Бочвара [6] снимаемый слой за слоем сплав успевал полностью затвердеть при образовании структурных зон 1 и 2 и лишь после того, как была обнаружена пористая дефектная поверхность структурной зоны 3, в сплав проникли керосин, находящийся под высоким давлением. Неплотность сплава нельзя связывать с наличием в нем микропор, образующихся вследствие затруд-

ненного проникновения питающей жидкости в двухфазную область значительной ширины. Такое толкование опровергается тем, что снятие наружного слоя только с одной стороны литой пластины не влияет на герметичность оставшейся части отливки. Такое встречавшееся ранее в литературе толкование должно быть заменено представлением о наличии в реальных отливках различных структурных зон, каждая из которых обладает своей собственной характеристикой плотности. Пористой (малоплотной) зоной является только внутренняя структурная зона 3 равноосных кристаллов. При прочих равных условиях эта

зона тем шире, чем больше интервал кристаллизации сплава. Отметим, что даже при значительном интервале кристаллизации проникновение жидкости, питающей сплав, в период протекания стадии III процесса оказывается достаточным для того, чтобы сплав, закристаллизовавшийся в этой стадии в наружном слое отливки, был плотным. Весь объем оказывается пористым лишь в тех отливках, в которых к моменту τ_{III-IV} нет слоев с полностью сформировавшейся кристаллической структурой. Это соответствует условиям, для которых справедливо уравнение (178). Физический смысл мнимых значений $\left[\frac{\psi}{x} \right]_{\text{п. л.}} > 1$ разъяснен

Рис. 51. Относительные размеры зоны плотного сплава ($\delta_{пл}/X$) и зоны пористого сплава (ψ/X) в плоских отливках из алюминивно-медных сплавов при различных интенсивностях охлаждения ($Bi = 0,1; 0,2; 0,3; 0,5; 1,0; 1,73; \dots$)



выше. Из сказанного следует, что внутренняя структурная зона, характеризующаяся наличием в ней равноосных кристаллов (индекс «р. к»), а также положительной ликвацией (индекс «п. л»), оказывается одновременно областью с развитой усадочной пористостью. Объем и число усадочных пор зависят от коэффициента объемного сжатия сплава при кристаллизации, а также от изменения $\sigma_{тв-ж}$ при обогащении жидкого сплава ликватами. Обычно поры по дефектной зоне распределяются неравномерно. Пористость более развита на участках, прилегающих к усадочной раковине, и менее развита на участках, непосредственно прилегающих к зоне 2 плотного сплава.

Таким образом, к $\left(\frac{\psi}{x} \right)_{\text{п. л.}}$ должен быть добавлен третий индекс «у. п.» (усадочная пористость). Вместо этого ширина структурной зоны δ равноосных кристаллов, отличающейся положительной ликвацией и наличием усадочных пор, будет обозначаться как ψ_a . Тогда относительная ширина этой зоны составит

$$\frac{\psi_a}{X} = \frac{\arccos \frac{\vartheta_{сол}}{\vartheta_{035}}}{\mu_{III}} \quad (180)$$

Обратимся вновь к анализу кривых, представленных на рис. 49 и 51. Из рассмотрения этих рисунков следует, что соотношение объемов усадочных раковин и пор, а также относительная ширина пористой области зависят не только от интервала кристаллизации сплава, но и от условий охлаждения отливки. Увеличение интенсивности охлаждения Vi_{II} может в значительной степени снизить усадочную пористость, а в тех случаях, когда необходимо использовать сплав с большим температурным интервалом кристаллизации, в значительной степени компенсировать его отрицательные свойства. Несмотря на то, что график на рис. 51 рассчитан по фор-

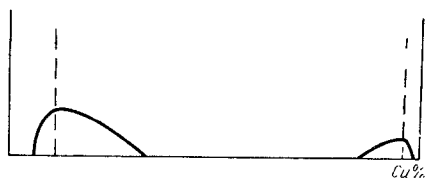


Рис. 52. Обратная ликвация в отливках из алюминиево-медных сплавов (сопоставление с пунктирной частью кривых рис. 51)

мулам, относящимся к разовым литейным формам, он объясняет причину того, что в отливках при кокильном литье размеры усадочных раковин всегда больше, чем в отливках при литье в разовых литейных формах, в то время как пористость кокильных отливок мала.

На рис. 51 две кривые, соответствующие $Vi = 0,1$ и $Vi = 0,2$, пересекают линию $\left[\frac{\psi}{X}\right]_a = 1$ и переходят в область, где $\left[\frac{\psi}{X}\right]_a > 1$. Соответствующие участки кривых показаны на рис. 51 штриховой линией.

На рис. 52 дано зеркальное изображение участков, отмеченных штриховыми линиями на рис. 51 и соответствующих $Vi = 0,1$. График на рис. 52, так же как и кривые на рис. 49—51, дан в сопоставлении с диаграммой состояния сплавов.

Кривая на рис. 52 полностью совпадает с кривой, построенной А. А. Бочваром для характеристики возможности развития в алюминиево-медных сплавах обратной ликвации [6].

Неизбежность образования обратной ликвации в случаях, отвечающих условию $\frac{\psi_a}{X} \geq 1$, была рассмотрена в гл. III.

4. Методы борьбы с развитием усадочных пор в отливках

Борьба с усадочными порами в отливках представляет собой задачу более сложную, чем борьба с усадочными раковинами. В последнем случае ликвидация последствий усадки связана главным образом с дополнительными экономическими затратами на устройство, отрезку, хранение, транспорт и переплав прибылей.

Ликвидация же пористости не всегда возможна по техническим соображениям. Часто принимаемые на практике меры не устраняют пористости, а лишь уменьшают ее.

Полная ликвидация в отливке дефектной пористой зоны может быть достигнута при выведении в прибыль всей структурной зоны З. Здесь следует напомнить, что в рассмотренном ранее примере затвердевания плоской отливки термический ее центр совпал с осевой плоскостью, в то время как в реальных отливках различных конфигураций тепловой центр и усадочная раковина находятся вне точки симметрии, а структурная зона З необязательно развивается в объеме, границы которого параллельны поверхности отливки. Во всех случаях центральная зона, отличающаяся равномерным кристаллическим строением, положительной ликвацией и пористостью, прилегает к усадочной раковине. Выведение структурной зоны З в прибыль может резко увеличить ее размеры и уменьшить удельный объем усадочных полостей во всем занимаемом ею пространстве. Иногда вывести пористую зону в прибыль вообще невозможно, так как в соответствии с неравенством (178') эта зона может занимать весь или почти весь объем отливки.

Сравнительно широко распространен способ уменьшения усадочной пористости путем удлинения периода, в течение которого может развиваться усадочная раковина. Приложение к жидкому сплаву, находящемуся в прибыли, внешнего давления может заставить его продолжать питать двухфазную область (образующую в последствии структурную зону З) и после начала роста твердых кристаллов на границе усадочной раковины при условии, конечно, что этот рост не успел вызвать образования сплошной твердой корки. Для создания давления на сплав, находящийся в прибыли, можно подвести к ней сжатый воздух или соединить полость прибыли, отделенную от внешней среды твердой коркой, с воздушной атмосферой и т. д. Иногда в прибыли закладывают патроны, наполненные мелом; после герметизации прибыли, происходящей за счет образования внешней корки, патрон, толщину стенок которого соответствующим образом рассчитывают, разрушается, и мел в условиях высокой температуры разлагается по уравнению $\text{CaCO}_3 = \text{CaO} + \text{CO}_2$.

Давление CO_2 в прибыли при соответствующем размере патрона может достигать 2—3 ат, что, естественно, содействует проникновению жидкого сплава в продолжающую затвердевать часть отливки.

А. А. Бочвар и А. Г. Спасский предложили использовать для уменьшения и практического устранения усадочных пор в сплаве давление воздуха на внешние стенки отливки [54]. Литейную форму заливали жидким сплавом в автоклаве, в который сразу же после заливки подавали воздух под давлением 5—6 ат. Внешнее давление на некоторую малую величину уменьшает объем отливки, измеренный по внешним ее контурам, что связано с предотвраще-

нием образования в этой отливке усадочных пор. Внешнее давление мешает также выделению газов, растворенных в металле в виде пузырьков, подобно усадочным порам, нарушающим сплошность отливки. Вопросы, связанные с образованием газовых раковин, будут рассмотрены в гл. V.

Методы расчета прибылей, а также описание способов, позволяющих интенсифицировать их действие, рассматривают в последующих разделах спецкурса.

5. Взаимосвязь между кристаллической структурой литого сплава, зональной ликвацией и пористостью в отливках

Сопоставление сведений и расчетов, приведенных в гл. II—IV, позволяет сделать вывод о многостадийности процесса затвердевания и возможности образования в отливке трех различных зон, отличающихся кристаллической структурой и характером развития ликвации и усадочных пор.

Суммируя изложенный материал, следует прежде всего отметить, что существование трех структурных зон является частым, но отнюдь не обязательным явлением. Действительно, если в стадии II процесса охлаждения твердая корка, образовавшаяся в стадии I, целиком расплавится, то слоя X_{II} и структурной зоны I мелких равноосных кристаллов у наружной поверхности отливки не будет. В случаях, когда процесс теплообмена дойдет до центра отливки раньше, чем ее поверхность будет охлаждена до температуры солидуса, структурных зон I и 2 не будет. Если отливка изготовлена из чистого металла или эвтектического сплава ($\theta_{\text{сол}} = \theta_{035}$), то в ней не окажется структурной зоны 3 ($\left[\frac{\psi}{X} \right]_a = \arccos \frac{l}{r_{III}} = 0$).

Наоборот, в случае, когда изготовлена очень тонкая отливка, структурная зона I может распространиться на всю ее толщину. В массивной отливке, изготовленной из чистого металла или эвтектического сплава, будут обнаружены структурные зоны I и 2, но не будет зоны 3.

Важно, что каждая зона характеризуется специфическим строением кристаллов, химическим составом, плотностью, механическими и другими эксплуатационными свойствами.

Зона I всегда представляет собой очень мелкозернистый сплав, макроструктура которого характеризуется равноосными зернами, а микроструктура — дендритным строением. В этой зоне развита внутрикристаллическая ликвация и практически отсутствует зональная. Зона I занимает тонкий поверхностный слой отливки X_{II} . Зона 2 для однофазных сплавов в большинстве случаев характеризуется столбчатым характером макроструктуры и наличием дендритов в микроструктуре (дендриты внутри макрозерен часто

можно обнаружить и невооруженным глазом). Дендритная структура и столбчатое строение макрозерен могут быть полностью или частично разрушены модифицированием жидкого сплава. Структурная зона 2 всегда имеет пониженное содержание элементов, способных к ликвации, т. е. элементов, растворяющихся при кристаллизации в жидкой фазе лучше, чем в твердой. Чем ярче выражена отрицательная зональная ликвация, тем меньше вероятность развития внутрикристаллической ликвации в макрозернах. Удлиненная по направлению теплового потока форма зерен, а иногда и столбчатое строение кристаллов могут наблюдаться и при литье эвтектических сплавов. Структурная зона 2 отличается высокой плотностью, и, как правило, не содержит усадочных пор (в структурной зоне 2 может наблюдаться подкорковая ситовидная газовая пористость, рассматриваемая в гл. V).

Механические свойства сплава, образующего зону 2, различны в разных направлениях. Они выше по длине столбчатых кристаллов и ниже в направлении, параллельном поверхности отливки. Средняя прочность сплава в этой области сравнительно высока. Структурная зона 2 отличается высокой герметичностью.

Структурная зона 3 имеет макроструктуру, состоящую из относительно равноосных кристаллов. В микроструктуре дендритное строение выражено слабее.

Исключение составляет часть структурной зоны 3, непосредственно граничащей с усадочной раковинной; здесь возможно развитие крупного (редко нескольких крупных) макрокристалла в форме дендрита.

Зона 3 имеет повышенное содержание ликвирующих элементов. Плотность сплава в этой зоне ниже плотности сплава в других частях отливки. Механические свойства сплава ниже, чем сплава структурной зоны 2, однако практически они одинаковы во всех направлениях.

Размеры макрозерен во всех структурных зонах уменьшаются при увеличении условно выраженного переохлаждения U кристаллизующейся жидкости, числа активных примесей и при использовании в технологическом процессе модифицирования жидкого сплава.

Очевидно, для изготовления отливок из сплавов с различными характеристиками (отличающимися тугоплавкостью, шириной интервала кристаллизации, теплофизическими параметрами), а также отливок различной конфигурации должны быть применены и разные технологические процессы.

Например, при литье алюминиевых высокотеплопроводных сплавов с большим интервалом кристаллизации чаще, чем при литье других сплавов, применяют метод воздействия на отливку внешнего воздушного давления (кристаллизация под давлением). Это объясняется тем, что алюминиевые сплавы ($\theta_{\text{сол}}/\theta_{\text{озб}} \ll 1$) благодаря высокой теплопроводности не образуют за короткий промежуток времени неподатливой затвердевшей корки. Отно-

нительно меньшая теплопроводность стали приводит к образованию более жесткой корки, поэтому при изготовлении стального литья целесообразно применять не кристаллизацию под давлением, а воздействовать давлением на жидкий сплав, сохранившийся в прибыли.

При алюминиевом литье установка прибылей во многих случаях не оправдана, так как главную часть усадочных полостей составляют поры, а не усадочные раковины. Для алюминиевых сплавов особенно целесообразно применять ускоренное охлаждение, измельчающее макроструктуру и уменьшающее размеры пористой зоны. Ускоренное охлаждение (т. е. увеличение V_{III} и μ_{III} и уменьшение $\left[\frac{\psi}{X} \right]_a$) целесообразно и при изготовлении отливок из

любых сплавов в тех случаях, когда их конфигурация не позволяет вывести все усадочные поры в прибыль. Во многих случаях удобно сочетать быстрое охлаждение рабочего тела отливки с медленным охлаждением прибыли. Было отмечено, что средствами для управления процессом формирования отливки являются выбор сплава, литейной формы и технологии производства. При этом отмечалось значение температуры заливки, первоначальной температуры формы, а также рафинирования и модифицирования жидких сплавов. Ускорение охлаждения отливок ограничено опасностью образования трещин (см. гл. VI).

Необходимо отметить взаимосвязанность различных характеристик сплава и его литейных свойств, которые считались самостоятельными, не зависящими друг от друга.

Из изложенного следует, например, что возрастание межфазного натяжения между твердыми растущими кристаллами, с одной стороны, и окружающей эти кристаллы и постепенно обогащающейся ликвидами жидкостью, с другой стороны, способствует циркуляции расплава в двухфазной зоне и, следовательно, развитию зональной ликвации. Склонность к зональной ликвации рассматривали как негативное литейное свойство сплава и ее развитие стремились уменьшить. Вместе с тем, нельзя не видеть, что циркуляция жидкости внутри двухфазной области способствует компенсации усадки растущих кристаллов и тем самым уменьшает или устраняет возможность образования усадочных пор. Очень велика роль микродобавок, изменяющих межфазное натяжение на границе твердого сплава и жидкости, в условиях, когда эти микродобавки растворяются в обеих агрегатных фазах (т. е. в твердых кристаллах и расплаве). Вызванное такими микродобавками уменьшение межфазного натяжения может вызвать резкое увеличение или уменьшение роли дендритной кристаллизации в сплаве и изменение формы макрозерен.

Сложность разработки научно обоснованной технологии производства отливок состоит в необходимости учета позитивного и негативного значения каждого параметра технологического процесса. Изложенный материал облегчает эту задачу.

Газовые дефекты в отливках. Газообмен между отливкой и литейной формой

1. Общие сведения

Сплошность сплава в отливке может нарушаться не только развитием усадочных раковин и пор, но и появлением в жидком или кристаллизующемся сплаве газовых пузырей. Если возникшие в сплаве или проникшие в него извне пузыри не успевают удалиться в период, предшествующий полному затвердеванию сплава, то в охлажденной отливке обнаруживаются дефекты, получившие названия газовых раковин.

Принято подразделять газовые раковины на два вида. Газовые раковины эндогенного характера возникают вследствие выделения газов из охлаждающегося сплава. Эти раковины могут образоваться в результате уменьшения растворимости газов при понижении температуры охлаждающегося сплава или протекания в сплаве химических реакций, продуктом которых является образование газовой фазы (например, $\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO}$).

Газовые раковины второго вида, или раковины экзогенного характера, образуются при проникновении в жидкий сплав газов извне, например при инъекции газов струей сплава в период заливки или, что наблюдается особенно часто, при проникновении в отливку газов из литейной формы.

2. Газовые раковины эндогенного характера

В жидком и твердом сплавах газы могут содержаться в различных состояниях: растворенном, адсорбированном, химически связанном и свободном.

Все металлы и сплавы способны растворять в себе газы. В жидких растворах атомы и молекулы газа равномерно распределяются среди атомов металлов; в твердых растворах они внедряются в кристаллическую решетку сплава. Растворимость каждого газа в том или ином металле или сплаве является функцией температуры, а также парциального давления растворяющегося газа над поверхностью металла.

Так как газы образуют только растворы внедрения, растворимость их сильно зависит от размеров атомного радиуса. В наибольшей степени в металлах растворяется водород, который больше, чем другие газы, является причиной газовых дефектов эндогенного характера.

Водород, азот и другие газы (не являющиеся химическими соединениями) растворяются в металлах и сплавах в атомарном, а не в молекулярном состоянии; молекулы двух- и трехатомных газов слишком велики для образования растворов внедрения.

Зависимость растворимости газов в металле, а также в любом другом твердом или жидком теле от парциального давления этого газа при постоянной температуре определяется законом Генри

$$S_r = n_r p_r. \quad (181)$$

Применительно к случаю растворения водорода в металле закон Генри приобретает вид

$$S_{H_2} = n_{H_2} p_{H_2}, \quad (181')$$

где p_{H_2} — парциальное давление атомарного водорода над поверхностью металла; n_{H_2} — коэффициент пропорциональности.

Так как в среде, окружающей металл, обычно определяется парциальное давление не атомарного, а молекулярного водорода, уравнение, характеризующее закон Генри, целесообразно преобразовать.

Примем во внимание, что для растворения атомарного водорода в металле должна предварительно произойти диссоциация молекул H_2 на атомы: $H_2 \rightleftharpoons 2H$.

Константа этой реакции по закону действующих масс

$$k_{H_2} = \frac{[C_H]^2}{[C_{H_2}]}. \quad (182)$$

Заменив в (182) концентрации атомарного C_H и молекулярного C_{H_2} водорода на соответствующие парциальные давления, получим

$$k_{H_2} = \frac{(p_H)^2}{p_{H_2}}. \quad (183)$$

или

$$p_H = \sqrt{k_{H_2}} \sqrt{p_{H_2}}. \quad (184)$$

В результате подстановки (184) в (181), являющуюся основным выражением закона Генри, получим

$$S_{H_2} = n_{H_2} \sqrt{k_{H_2}} \sqrt{p_{H_2}}. \quad (184')$$

или после объединения постоянных величин в (184') и введения коэффициента K (без индекса)

$$K = n_{H_2} \sqrt{k_{H_2}}.$$

Найдем окончательно:

$$S_{H_2} = K \sqrt{p_{H_2}}. \quad (185)$$

Уравнение (185) часто называют законом Сиверта, по имени исследователя, экспериментально нашедшего это соотношение. Следует помнить, что закон Сиверта является не опровержением закона Генри, а наоборот, лишь частным случаем его выражения.

Для трехатомных газов, применив аналогичные рассуждения можно записать

$$S_r = K_1 \sqrt[3]{p_{r_3}}.$$

Зависимость растворимости газов в металлах (так же как и в других веществах) от температуры при постоянном давлении определяется законом Борелиуса:

$$S_r = B_r e^{-\frac{E_S}{RT}}, \quad (186)$$

где B_r — коэффициент пропорциональности; E_S — теплота растворения (энергия активации); R — газовая постоянная.

Анализ (186) показывает, что при положительном значении E_S (экзотермический эффект при

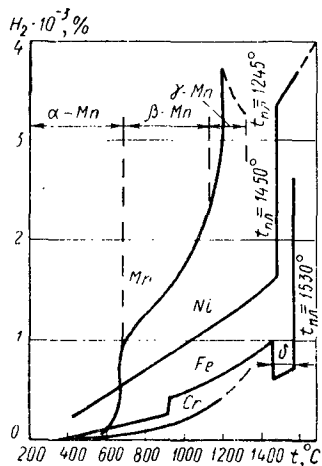


Рис. 53. Зависимость растворимости водорода в различных металлах от температуры (парциальное давление водорода над зеркалом металла постоянно)

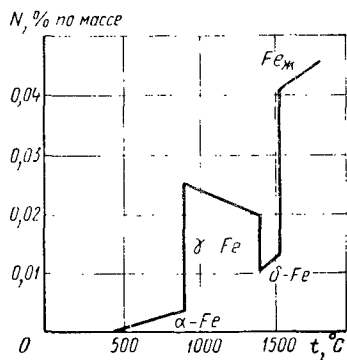


Рис. 54. Растворимость азота в железе при различных температурах ($P_{N_2} = \text{const}$)

растворении) растворимость газов при повышении температуры уменьшается (например, растворимость кислорода в воде), наоборот, при отрицательном значении E_S (поглощение тепла при растворении) эта растворимость повышается.

В отличие от многих систем газ—жидкость тепловой эффект растворения большинства газов в металлах является отрицательным, поэтому растворимость этих газов с повышением температуры увеличивается.

На рис. 53 показано изменение растворимости водорода в железе, хроме, никеле и марганце при парциальном давлении водорода над металлом, равном 1 ат. На рис. 54 дана для тех же условий изобара растворимости азота в железе.

Совместное влияние на растворимость водорода в чистом железе температуры и давления изучено М. М. Карнауховым и А. П. Морозовым. Для оценки этого влияния ими предложена эмпирическая формула

$$\lg S_{H_2} = 0,5 \lg p_{H_2} - \frac{1745}{T} + 0,888 \text{ мл/100 г Fe.} \quad (187)$$

Уменьшение растворимости водорода при повышении температуры наблюдается главным образом в тех металлах, которые образуют с водородом гидриды. Зависимость (186) Борелюса, если представить ее в координатах $\ln S_r - \frac{1}{T}$, характеризуется прямой линией. На рис. 55 в этих координатах дано изменение содержания водорода в большой группе металлов. Рис. 55 дает возможность убедиться в том, что для металлов, способных лишь раство-

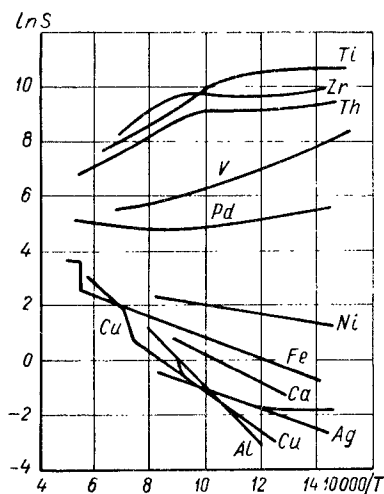


Рис. 55. Зависимость $\ln S = k \frac{1}{T}$ для различных металлов

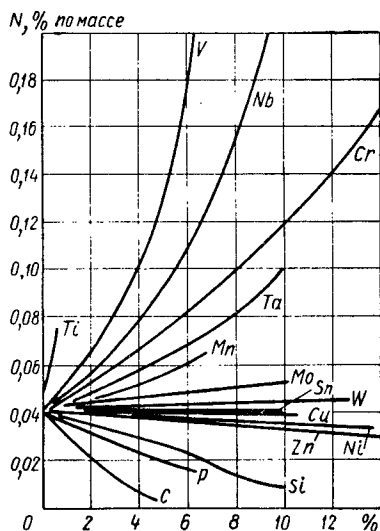


Рис. 56. Зависимость изменения растворимости азота в жидком железе от добавки к нему различных элементов

рять водород, кривая растворимости действительно приближается к прямой линии (там, где нет фазовых или агрегатных превращений самого металла). В верхней группе кривых, относящихся к титану, цирконию и некоторым другим металлам, при низких температурах наблюдаются участки, приближающиеся к горизонтальным линиям; они соответствуют наличию в металле водорода, химически связанного в составе гидрида. Наличие горизонтальных линий объясняется тем, что гидрид при повышении температуры (и при уменьшении $1/T$) до некоторого критического значения начинает диссоциировать, и водород из сплава удаляется [41].

Растворимость газов в металлах значительно изменяется, если в металле содержатся примеси или в него введены компоненты, образующие вместе с основным металлом промышленный сплав. В качестве примера на рис. 56 представлены кривые изменения растворимости азота в железе при добавлении к нему различных элементов. Все кривые даны для жидких сплавов, имеющих температуру, близкую к температуре плавления железа и для случая,

когда парциальное давление азота над металлом составляло 1 ат.

Из рассмотрения рис. 53 и 54 видно, что растворимость газов скачкообразно изменяется при фазовых превращениях в твердом металле и при его расплавлении.

Водород и азот в большей степени растворяются в твердом γ -железе с гранцентрированной решеткой, чем в α - и δ -железе, имеющем объемно-центрированное кубическое строение. Резкое увеличение растворимости водорода и азота происходит также при расплавлении железа (см. рис. 53, 54).

При возрастании парциального давления растворимость водорода в жидком и твердом железе, имеющем определенное фазовое строение, неодинаково. Коэффициент K в (185) различен для разных фазовых и агрегатных состояний железа. Расчет по кривым Сивертса приводит к получению следующих значений:

для жидкого железа

$$K_{\text{ж}} = 275 \cdot 10^{-8} t^{\circ} - 175,5 \cdot 10^{-5};$$

для твердого железа

$$K_{\delta} = 60 \cdot 10^{-8} t^{\circ} - 30,0 \cdot 10^{-5};$$

$$K_{\gamma} = 88 \cdot 10^{-8} t^{\circ} - 37,2 \cdot 10^{-5};$$

$$K_{\alpha} = 48 \cdot 10^{-8} t^{\circ} - 17,2 \cdot 10^{-5}.$$

Интересно отметить, что растворимость азота в γ -железе с повышением температуры снижается (см. рис. 54).

Растворению в металлах газов печной атмосферы предшествует адсорбция их на зеркале ванны. Адсорбция газов понижает поверхностное натяжение на границе металла с внешней средой и поэтому всегда связана с понижением свободной энергии системы и выделением теплоты. Склонность газов к адсорбции важна во многих отношениях и прежде всего потому, что изучение условий адсорбции газов на поверхности жидкого сплава в печи позволяет понять механизм насыщения металла газами из печной атмосферы. Учитывая, что работа, которую надо затратить на диссоциацию молекул газа велика (при диссоциации водорода $\text{H}_2 = 2\text{H}$ затрачивается $Q_{\text{дисс}} = 102,6$ ккал/моль), должны быть исследованы источники энергии, обеспечивающие возможность выполнения этой работы и тем самым создающие условия для последующего растворения атомарного газа в металле. Константа равновесия $k_{\text{H}} = \frac{[\text{C}_{\text{H}}]^2}{[\text{C}_{\text{H}_2}]} = \frac{(\rho_{\text{H}})^2}{\rho_{\text{H}_2}}$ для реакции $\text{H}_2 = 2\text{H}$

с увеличением температуры немного повышается (0,14% диссоциированного водорода при 1700°C 1,4% — при 1800°C). Однако только небольшим (связанным с изменением константы k_{H}) повышением парциального давления атомарного водорода над зеркалом металла при высоких температурах резкое увеличение насыщенно-

сти сплава водородом объяснить не удастся (диссоциация все равно остается необходимой).

Основную роль в диссоциации газов, растворяющихся в металле, в частности в диссоциации водорода, играет процесс его адсорбции на поверхности металла, сопровождающийся деформацией адсорбируемых молекул и уменьшением связи между образующими эту молекулу атомами. На возможность иногда очень значительного изменения строения молекул в процессе адсорбций впервые обратил внимание Д. И. Менделеев. Количественно величину работы диссоциации молекул газа [в ккал/(г·моль)] при активированной адсорбции (хемосорбции) можно выразить уравнением

$$Q = Q_{\text{дисс}} - Q_{\text{адс}}, \quad (188)$$

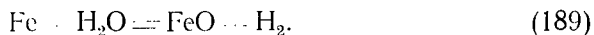
где $Q_{\text{дисс}}$ — энергия диссоциации свободного газа, ккал/(г·моль) [например, $Q_{\text{дисс}} \text{H}_2 = 102,6$ ккал/(г·моль)]; $Q_{\text{адс}}$ — энергия адсорбции газа, ккал/(г·атом);

В большинстве случаев $Q_{\text{дисс}}$ и $Q_{\text{адс}}$ имеют различные знаки (при адсорбции выделяется теплота), и поэтому $Q < Q_{\text{дисс}}$ например, при поглощении металлами (в частности, железом и его сплавами) водорода и азота теплота адсорбции атомов этих газов оказывается достаточной для того, чтобы компенсировать работу диссоциации молекул газа на атомы. Таким образом, растворению газа в металле, происходящему при плавке, предшествует адсорбция этого газа на зеркале сплава. Чем больше количество газа адсорбировано поверхностью металла, тем энергичнее происходит диффузия газа в глубь ванны и тем в большей степени количество растворенного газа приближается к равновесному (т. е. соответствующему пределу растворимости).

Ю. А. Пехендзи [41] обращает внимание на тот факт, что количество адсорбированного и в конечном счете количество фактически растворенного в металле газа может резко возрасти за счет его атомов, образующихся в самой печи в результате протекающих в ней химических реакций.

Например, при использовании влажной и ржавой (т. е. содержащей химически связанную воду) шихты заметно увеличивается насыщенность стали водородом.

Взаимодействие водяного пара с железом происходит по реакции



Образующийся водород, который обладает в момент выделения повышенной активностью, создает условия для увеличения скорости адсорбции, что, в свою очередь, очень уменьшает время для проникновения посредством диффузии водорода в ванну в количествах, близких к пределу растворимости.

Процесс поглощения металлом газа зависит также от скорости диффузии этого газа в глубь ванны. Поэтому, например, перемешивание ванны ускоряет насыщение металла газом.

Увеличение растворимости газов в железе и во многих других металлах при повышении температуры является причиной возникновения значительного количества газовых дефектов в отливках. Действительно, при понижении температуры жидкого металла и его кристаллизации растворенные газы, в том числе и водород, могут образовать пересыщенный раствор, вследствие чего при определенных условиях появляются газовые раковины.

В этой связи изучение условий выделения газов из металла, особенно в период, когда он уже залит в форму, имеет первостепенное значение для практики.

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

Такой путь дегазации сплава практически возможен. Однако он имеет лишь вспомогательное значение. Развитию такого механизма дегазации мешает, во-первых, очень малая скорость процесса диффузии и, во-вторых, то обстоятельство, что по сечению всякой реальной отливки имеется температурный градиент, направленный в сторону, обратную направлению теплового потока. Вследствие этого в быстроохлаждающихся наружных частях отливки пересыщение раствора наступает раньше, чем в более горячих внутренних областях отливки, и термодиффузия газа в металле оказывается направленной к центру отливки. При охлаждении отливки с большой интенсивностью или, что то же самое, при наличии значительного температурного градиента термодиффузия газа к центру отливки может превышать диффузию его к периферии.

Второй способ выделения газа из пересыщенного раствора в охлаждающейся отливке — образование газовых пузырей непосредственно в тех местах, где этот пересыщенный раствор расположен. Следует различать гомогенное и гетерогенное зарождение газовых пузырьков. При гомогенном зарождении внутреннее давление газа в пересыщенном растворе (равное парциальному давлению газа, с которым газ, находящийся в металле, мог бы находиться в равновесии) должно быть очень велико. Сумма внутренних давлений всех газов, образующих пересыщенный раствор, должна превышать давление разрыва жидкости, которое по расчетам обычно превышает 2000 ат.

Давление разрыва жидкости

$$p_{\text{разр}} = \left[\frac{16.10^3}{3RT \ln \left(Nk \frac{T}{h} \right)} \right]^{1/2}, \quad (190)$$

где σ — межфазное натяжение на границе газ-металл; N , k , h — соответственно постоянные Авогадро, Больцмана и Планка.

Значительно меньшая энергия активации требуется при гетерогенном зарождении пузырьков, т. е. при образовании их на готовых поверхностях раздела, например на поверхностях растущих кристаллов, поверхностях тугоплавких неметаллических примесей и т. д. Образование газовых пузырьков в этом случае происходит тем легче, чем меньше новое межфазное натяжение на границе примесь—газ будет превышать уже имеющееся межфазное натяжение на границе примесь—жидкость. Выполнение этого условия окажется, естественно, тем вероятнее, чем выше межфазное натяжение на существующей в сплаве границе раздела. Из этого следует, что посторонние примеси, имеющие по отношению к сплаву большое несоответствие кристаллических решеток, в большей степени содействуют образованию зародышей газовых пузырьков, чем поверхность растущих кристаллов, особенно, если от этой поверхности вследствие процесса зональной ликвации отводится жидкость с повышенным межфазным натяжением на границе с кристаллом.

Таким образом, вероятность образования газовой раковины в отливке будет определяться наличием в сплаве готовой поверхности раздела с достаточно высоким межфазным натяжением и внутренним давлением газов в пересыщенном растворе.

Возможность роста возникших газовых зародышей будет зависеть от величины сил, мешающих такому росту. В жидком сплаве газовый зародыш при увеличении размера должен преодолеть внешнее давление, определяемое наружным давлением на металл, (обычно 1 ат) и гидростатическим давлением столба металла ($H\gamma$), находящегося над тем местом, где растет пузырек газа. В твердом металле рост пузырька газа должен сопровождаться разрушением металла и преодолением сил, обусловленных его прочностью.

Несмотря на высокую прочность металла все же оказывается, что давление в образовавшихся в нем газовых пузырьках может достигнуть величин, превышающих эту прочность. Это объясняется тем, что, как это уже указывалось, растворимость газа при понижении температур заметно снижается, и оставшийся в растворе газ может находиться в равновесии с внешней средой лишь в том случае, если парциальное давление растворенного газа в этой внешней среде достигает очень больших значений. Необходимо учитывать, что внешней средой для металла, соприкасающегося с газовым пузырьком, является атмосфера этого пузырька.

В связи с приведенными соображениями является целесообразным не ограничиваться рассмотрением изобары [см. (186)] и изотермы [см. (185)] растворимости газов, в частности водорода, а изучить также и изостеры такой растворимости.

На рис. 57 представлены изостеры, характеризующие внешнее парциальное давление водорода, способного при разных темпера-

турах удерживать в углеродистой стали в виде раствора соответственно для каждой из изостер: 0,0010% H₂, 0,0015% H₂, 0,0020% H₂, 0,0025% и 0,0030% H₂. На том же рисунке для сопоставления показано поле (оно заштриховано), характеризующее величины сил сопротивления, которые при разных температурах оказывает

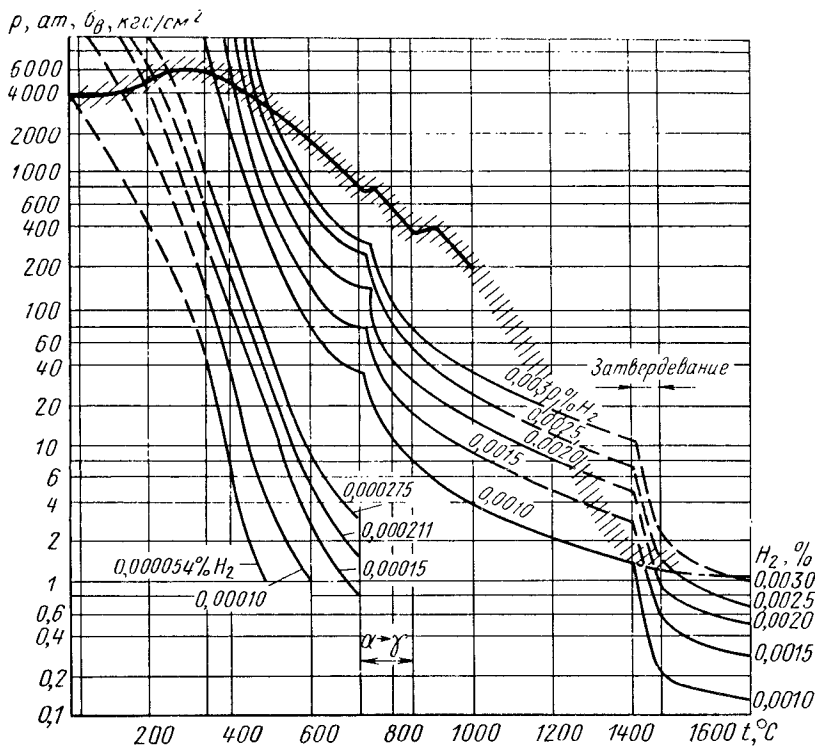


Рис. 57. Изостеры водорода в стали

металл выделению газовых пузырьков. Эти силы определяются прочностью металла и, кроме того, давлением его слоев, лежащих выше пузырьков.

Рис. 57 позволяет заключить, что только при содержаниях менее 0,0010% водород не будет удаляться из стали в виде газовых пузырей. Однако и это его количество, если оно не будет уменьшено в процессе охлаждения отливки, вызовет при $\leq 400^{\circ}\text{C}$ повышение давления в пузырьках до $p > 4000$ ат (т. е. $p > 40$ кгс/мм^2), что при соответствующем пересчете превосходит прочность стали ($\sigma_{\text{в}} = 40$ кгс/мм^2). Именно этим обстоятельством по наиболее распространенным представлениям и объясняется возникновение в твердой стали мелких трещин (флокенов). Следует иметь в виду, что количество растворенного

в металле водорода, а также количество молекулярного водорода, содержащегося в газовых пузырьках между зернами, в процессе охлаждения отливки неизбежно уменьшается. Это объясняется, во-первых, хоть и слабо развитой, но все же наблюдаемой диффузией газа к поверхности отливки и последующей десорбцией его с этой поверхности; во-вторых, адсорбцией газа на поверхностях макрозерен сплава; в-третьих, выделением газа в усадочные раковины и поры, образующиеся при кристаллизации металла.

Было отмечено, что появление газового зародыша и развитие газового пузырька в жидком сплаве необязательно вызовет образование газовой раковины, так как в некоторых случаях такой пузырек может оторваться от поверхности, на которой он образовался и успеть всплыть до того как отливка затвердеет.

Основываясь на теории процессов, протекающих в капиллярах, можно вывести уравнение, определяющее диаметр газового пузырька d_0 в момент его отрыва от твердой поверхности:

$$d_0 = 0,02 \cos \theta \sqrt{\frac{\sigma}{\gamma_1 - \gamma_2}}, \quad (191)$$

где θ — краевой угол смачивания газом подложки в жидкой среде, окружающей пузырек; σ — межфазное натяжение газ—жидкость; γ_1 — плотность жидкости; γ_2 — плотность газа.

Проанализируем (191). Косинус угла смачивания газом подложки

$$\cos \theta = \frac{\sigma_{\text{тв-ж}} - \sigma_{\text{тв-г}}}{\sigma_{\text{ж-г}}}.$$

Величина $\cos \theta$ повышается при увеличении поверхностной энергии на границе растущего кристалла с окружающей его жидкостью. Таким образом, приняв во внимание прямую пропорциональность между d_0 и $\cos \theta$, можно убедиться в том, что пузырек должен достигнуть больших размеров на плохо смачиваемой металлом неметаллической примесной частицы, чем на поверхности растущего кристалла основного сплава.

Суммируя это с тем, что уже было сказано, сделаем вывод о том, что большая величина $\cos \theta$ будет способствовать образованию на поверхности раздела между твердой и жидкой фазами газового зародыша и мешать последующему отрыву пузырька от этой поверхности. В этой связи следует считать, что все примеси, которые не могут вследствие большого несоответствия своих кристаллических решеток с решетками затвердевающего сплава служить центрами кристаллизации, будут способствовать образованию газовых пузырей. В последующем отрыв пузырька от примеси мало вероятен. Возможно лишь всплывание пузырька вместе с самой примесной частицей.

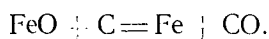
В сплавах, в которых составы твердой и жидкой фаз очень различны, величина межфазного натяжения $\sigma_{тв-ж}$ велика и, следовательно, образование газовых пузырьков и их удержание в точке возникновения будет более вероятным, чем в сплавах, в которых разделительная диффузия при кристаллизации мала. Развитый процесс зональной ликвиции будет противодействовать образованию газовых раковин, так как при энергичной циркуляции жидкости внутри двухфазной области межфазное натяжение между твердым и жидким сплавом снижается и во многих случаях окажется, что заполнение межфазовых пространств маточным расплавом среднего состава с термодинамической точки зрения окажется более вероятным, чем выделение в этих пространствах газовой фазы. Большое число факторов, влияющих на возможность выделения и удержания газовых пузырьков внутри двухфазной зоны отливки, привело к многообразию и разноречивости результатов экспериментов, проведенных разными авторами.

Тем не менее, в качестве общего правила следует считать, что число газовых дефектов эндогенного характера резко увеличивается с возрастанием количества газов, растворенных в жидком металле, с повышением содержащихся в жидком сплаве тугоплавких неметаллических включений, не являющихся центрами кристаллизации и с увеличением коэффициента распределения отдельных составляющих в жидком и твердом сплаве. Это число уменьшается, если конфигурация отливки и тепловые условия ее затвердевания способствуют развитию зональной ликвиции и, наконец, резко уменьшается, если внешнее давление на металл препятствует разрыву жидкости, происходящему при образовании газовых зародышей в формирующейся отливке, и росту уже образовавшихся в ней раковин. Кроме того, следует отметить, что выделение газа, растворенного в металле, во всех случаях может быть легко осуществлено в любую из усадочных полостей, возникших в отливке при затвердевании.

Поэтому усадочные раковины и усадочные поры всегда бывают заполнены газами, выделившимися из металла. Объем любой из газовых раковин в отливке является составной частью общего объема усадочных полостей, которые должны образоваться при кристаллизации. Таким образом, любые раковины в отливке следует рассматривать как газоусадочные, а не как чисто усадочные или чисто газовые.

При правильном выборе технологического процесса должно быть обеспечено, во-первых, наименьшее содержание газа в жидком сплаве, а, во-вторых, созданы условия, способствующие выделению оставшихся избыточных газов через еще не успевшую затвердеть верхнюю поверхность отливки, или, что практически осуществить проще, выделению их в усадочную раковину и поры. В качестве особой меры для уменьшения числа газовых дефектов в отливках может быть названо создание повышенного внешнего давления на металл в период его кристаллизации.

Прежде чем перечислить все методы борьбы с газовыми дефектами эндогенного характера, следует указать на то, что эти дефекты в отдельных случаях могут образоваться не только за счет растворенных в металле газов, но и газов, химически связанных с основным металлом сплава или его компонентами в такие соединения, которые при понижении температуры по той или иной причине разлагаются, выделяя газовую фазу. Например, закись железа (FeO), растворенная в жидкой стали, выделяется при кристаллизации и в результате взаимодействия с углеродом образует газообразную окись углерода:



Многие исследователи полагают, что именно вследствие этой реакции в некоторых отливках наблюдается так называемая ситовидная газовая пористость, расположенная обычно вблизи поверхности отливки [45].

Меры, принимаемые для борьбы с газовыми дефектами эндогенного характера, достаточно многочисленны. Прежде всего, следует стремиться к уменьшению количества газов, попадающих в сплав из шихты или переходящих в него при плавке. Изостера, соответствующая содержанию в стали 0,001% H (см. рис. 57), показывает, что уже при таком количестве водорода в отливке могут возникнуть газовые дефекты. Для уменьшения содержания газов и, в частности, водорода в расплавленном сплаве следует избегать применения всех видов шихтовых и футеровочных материалов, содержащих влагу (ржавый скрап при плавке стали, влажный кокс при плавке в шахтных печах, влажное дутье, недостаточно просушенная футеровка печей в начале кампании, недостаточно просушенные флюсы и т. д.).

Большие возможности для дегазации сплава в период его изготовления создает плавка под вакуумом или в среде инертных газов.

Особенно высокий эффект дегазации сплава достигается при использовании вакуумной электродуговой плавки с расходуемым электродом. Отрыв от электрода малых капель со значительно развитой удельной поверхностью обеспечивает большую скорость дегазации металла.

Другой мерой, осуществляемой при проведении плавки, является использование таких приемов, которые исключают возможность протекания в жидком, а затем в кристаллизующемся металле реакций, способных образовать газовую фазу. В частности, при плавке спокойных сталей должно быть применено раскисление с тем, чтобы довести до минимума содержание в ней закиси железа, способной реагировать с углеродом. При недостаточном раскислении стали она должна быть успокоена введением элементов, замещающих железо в его закиси и не вступающих впоследствии в реакцию с углеродом (алюминий, марганец, кремний).

Часто, кроме мер, понижающих газонасыщенность сплава, полученного в плавильной печи, применяют дополнительное рафинирование от газов уже готового сплава.

При приготовлении нежелезных, например алюминиевых сплавов, иногда используют продувку расплава инертными газами или азотом. В процессе барботажа жидкого сплава пузырьками инертного газа, внутри которых первоначальное парциальное давление водорода равно нулю, водород, растворенный в металле, устремляется в эти пузырьки, так как при любом его содержании в жидкости он не может находиться в равновесии с внешней средой, не содержащей водорода. Отметим, что продувка алюминиевых сплавов молекулярным азотом может привести к переходу некоторой его части в обрабатываемый сплав. Однако этот процесс дегазации сплава практически все же применяют, так как низкая температура плавления алюминиевых сплавов и малая продолжительность пребывания пузырьков азота в расплаве ограничивают переход азота в расплав очень небольшими количествами.

Аналогична продувке операция «дразнения» готовой жидкой меди, применяемая с очень давних времен в металлургическом медеплавильном производстве. Расплавленная медь перемешивается при этом деревянными шестами, выделяющими в условиях высокой температуры различные газообразные вещества, которые являются продуктами сухой перегонки составных частей древесины. Барботаж меди пузырьками выделяющегося газа, являющийся сущностью процесса дразнения, приводит к значительному сокращению количества водорода, растворенного в расплаве.

Все большее распространение получает рафинирование сплавов жидкими флюсами в печи или заливка этих сплавов в формы с предварительным протеканием этих сплавов через слой твердого или жидкого фильтра. В любом случае рафинирующий материал (флюс, шлак, кусковой или жидкий фильтр) задерживает неметаллические включения, содержащиеся в сплаве, что в большинстве случаев значительно повышает его пластические свойства после охлаждения и одновременно вместе с неметаллическими включениями удерживает и частицы газа, адсорбированные на поверхности этих включений. Таким образом, практически любой вид рафинирования сплава от неметаллических включений приводит к его дегазации.

Наряду с плавкой под вакуумом распространены также технологические процессы с применением вакуума в период заполнения форм и в период затвердевания отливок. Использование вакуума в этих случаях предотвращает поглощение сплавом, выплавленным в вакууме, газов при последующих операциях.

Вместе с тем, для плавки алюминиевых сплавов в обычной атмосфере и для производства отливок ответственного назначения акад. А. А. Бочвар и проф. А. Г. Спасский предложили метод использования повышенного внешнего давления, позволяющий

сократить число газовых дефектов в отливках за счет сохранения пересыщенных растворов. Заранее приготовленную разовую литейную форму устанавливают в автоклав, где заливают форму, после чего автоклав герметизируют и в него подают воздух под давлением 5—7 ат. Повышенное внешнее давление мешает зарождению газовых пузырьков в массе сплава и на примесях, а в случае появления препятствует их дальнейшему росту. Одновременно небольшое уменьшение внешних размеров отливки компенсирует часть усадки сплава и уменьшает общий объем усадочных полостей. Искусственно сохраненный пересыщенный раствор со временем нормализуется за счет десорбции газа с поверхности отливки и выделения этого газа в усадочные полости.

Описанный технологический процесс, названный кристаллизацией под давлением, широко распространен в алюминиевом литейном производстве, он позволил значительно уменьшить брак отливок по газовым раковинам.

3. Газовые раковины экзогенного характера

Поглощение металлом газа извне может происходить в период заполнения формы и пребывания металла в ней до момента, пока наружный слой отливки не покроется вполне затвердевшей корочкой. В дальнейшем возможна только диффузия газа из формы в металл, что может играть, как это будет показано ниже, известную роль в формировании внешних слоев отливки. Захват (инжекция) газов струей металла, заполняющего форму, при правильной конструкции литниковой системы, не допускающей резко выраженного турбулентного движения потока металла, обычно не является причиной брака отливок. Иначе обстоит дело с газами, проникающими из формы в неуспешную затвердеть отливку. Газовые дефекты экзогенного характера, возникшие в результате такого проникновения, являются весьма частой причиной брака отливок и поэтому требуют тщательного изучения.

Газы в литейной форме, еще не заполненной металлом, содержатся в самой полости этой формы, они должны вытесняться заполняющим ее металлом во внешнюю атмосферу. Для того, чтобы это произошло и газ не мог попасть в металл обычно при разработке конструкции формы предусматривают вертикальные каналы (выпоры), соединяющие самые высокие точки полости формы с наружной средой. Прибыли, верхняя часть которых выходит на поверхность формы, могут заменять выпоры. Таким образом опасность попадания в металл газа из полости формы можно устранить правильным ее конструированием. Труднее бороться с проникновением в отливку газа из пор формовочного материала, граничащего с отливкой.

Газ в этих порах может находиться под таким давлением, которое достаточно для преодоления сил, мешающих его проникновению в массу жидкого сплава.

Рассмотрим причины, вызывающие повышение газового давления в порах формы, в частности в порах тех частей формы, которые непосредственно соприкасаются с отливкой.

Первой причиной повышения газового давления является нагрев воздуха, содержащегося в порах формы, до температуры, которая вблизи отливки близка к температуре жидкого сплава.

Нагревающийся воздух должен или расшириться, что связано с вытеснением части его из ранее занимаемого им объема, или при невозможности или недостаточности расширения должно произойти увеличение давления воздуха.

Второй причиной повышения газового давления является образование в форме дополнительного количества газообразных веществ.

При использовании непросушенных форм и стержней основным источником новой газообразной фазы является влага. При заполнении влажной формы металлом в тонком поверхностном слое формовочного материала водяной пар образуется мгновенно, в дальнейшем этот слой расширяется по мере прогрева до 100°C расширяющегося объема формы. Водяных паров в форме может быть большое количество, так как 1 г воды при испарении образует $\sim 1250\text{ см}^3$ пара (в пересчете на пар с давлением 1 ат и температурой 20°C).

При применении высушенных разовых литейных форм наибольшее количество газов образуется за счет сгорания, разложения и перегонки связующих веществ, применяемых для придания этим формам и стержням прочности.

Во всех формовочных материалах содержатся кристаллогидраты (например, глина), выделяющие при повышении температуры химически связанную воду и, следовательно, образующие газообразную фазу.

Во многих случаях (при чугуном, бронзовом и других видах литья, см. гл. VII) в состав формовочных смесей вводят органические добавки, создающие в форме восстановительную атмосферу. Это позволяет избежать или уменьшить окисление поверхности сплава и тем самым предотвратить возможное взаимодействие окислов металла с материалом формы. Органические добавки (например, легко газифицируемый угольный порошок), вводимые в смесь, также являются источником образования в форме дополнительных газов.

Очевидно, что проникновение газов из формы в отливку тем вероятнее, чем больше сумма имеющихся и выделившихся в ней газов и чем выше их давление на границе металл—форма. Во избежание проникновения газов в отливку при применении разовых литейных форм необходимо снизить давление газов, что достигается уменьшением в смеси газообразующих примесей и отводом газов в глубинные непрогретые части формы и через них во внешнюю среду.

Для отвода газов от поверхности отливки форма должна быть газопроницаемой, т. е. имеющиеся в ней поры должны образовывать незамкнутые каналы, по которым газ может перемещаться в направлении к наружной поверхности опоки.

Для правильного построения технологического процесса необходимо учитывать общее количество газов в форме, скорость их выделения и газопроницаемость формы. Исходя из этого разрабатывают такие способы изготовления формы, при которых давление выделяющихся и нагревающихся газов ниже критического давления, соответствующего возможности проникновения газов в отливку.

Газовое давление в форме можно рассчитать, если известны такие исходные данные, как газообразующая способность и газопроницаемость формовочного материала. Оба эти параметра заранее аналитически не могут быть вычислены. Для каждой формовочной смеси, а газопроницаемость даже для отдельно приготовляемой порции этой смеси, определяют экспериментально в заводских лабораториях. Сложность аналитического определения этих параметров легко понять, если учесть, например, что газообразующая способность формы изменяется при небольшом изменении окислительной способности имеющихся в форме газов, так как при этом изменяется соотношение между газообразными продуктами сгорания органических веществ и газами, получившимися в результате их возгонки. Газопроницаемость формы, в свою очередь, зависит от величины и конфигурации зерен формовочного песка, равномерности распределения на их поверхности связующего вещества (например, глины), степени уплотнения формы и многих других факторов.

Рассмотрение процесса газообмена между металлом и формой начнем с изучения условий выделения газов в литейной форме.

До недавнего времени (иногда еще и сейчас) специалисты использовали приближенную характеристику способности различных формовочных материалов выделять газы при высоких температурах. Газотворную способность смеси определяли прокаливанием небольшой пробы этой смеси (3—5 г) в трубчатой печи при температуре 800—1000° С. Объем выделяющихся при этом газов (при химическом анализе образца их количество характеризует потери при прокаливании) после улавливания и приведения к нормальным температуре и давлению выражали в процентах к объему или к единице массы смеси.

Оценка формовочных и стержневых смесей по их газотворности является неполной, так как она не позволяет учесть время выделения газа, зависящее от температуры газификации вещества, выделяющего этот газ. Действительно, при оценке смесей по потере массы при прокаливании практически ставится знак равенства между веществом, выделяющим n граммов газа, например, при 300° С, и веществом, выделяющим такое же количество газа, например, при 600° С. Если учесть, что в период, когда поверх-

ность отливки еще не успела покрыться вполне затвердевшей коркой, до 300° С нагревается более широкий слой формы, а до 600° С — более узкий слой, то станет ясным, что в первом случае выделится больше газа и создается большая вероятность образования газовых раковин, чем во втором.

Разработка современных методов сравнительной оценки газообразующей способности смесей была основана на следующем.

Многими исследователями, в том числе автором большого числа работ, касающихся газообразования в литейной форме, Я. И. Медведевым [36] установлено, что максимальное количество газов выделяется формой или стержнем в первые мгновения после заливки.

Если отливка и форма (или стержень) имеют плоскую границу раздела, количество (по массе) выделяющихся в формовочном материале газов подчиняется закону

$$G = m \sqrt{\tau}. \quad (192)$$

Этому же закону подчиняется количество газов, выделяющихся формой или стержнем при криволинейной границе раздела, однако в этом случае (192) соблюдается лишь относительно непродолжительное время (например, при малом радиусе кривизны поверхности раздела в течение 2—3 мин после заливки).

На рис. 58 дан график накопления газов, выделяемых стержнем за первые минуты после заливки. Эксперименты, результаты которых представлены на рис. 58, проводили следующим образом. Изготавливали высушенные стержни различной конфигурации, опиравшиеся при установке их в форму на два знака. Один из знаков накрывали металлическим колпачком для газонепроницаемости. Второй знак соединяли с газосчетчиком, регистрировавшим количество поступающего в него газа. Здесь рассмотрен случай применения высушенного цилиндрического стержня. Аналогичные опыты проводили и при применении сырых стержней, но перед газосчетчиком и после нагретого свыше 100° С коммуникационного газопровода устанавливали U-образный сосуд, содержащий водопоглотитель. Для сухих и влажных стержней в первый период времени после заливки оказалось справедливым соотношение (192). Видно, что выраженная соотношением (192) функция $G = f(\tau)$ аналогична ранее рассмотренной функции $Q_{\phi} = f_1(\tau)$ [см. (72)]:

$$Q_{\phi} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} F b_{\phi} \sqrt{V \tau},$$

$$Q_{\phi} = n \sqrt{\tau}. \quad (193)$$

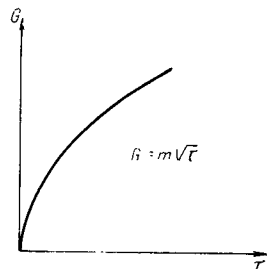


Рис. 58. Изменение во времени количества газов в единицах массы, выделяемых литейной формой

Из сравнения (191) и (192) видно, что количество выделенных формой газов пропорционально количеству поглощенной формой теплоты:

$$\Gamma = \frac{m\sqrt{\tau}}{nV\tau} = \frac{m}{n} = \text{const} . \quad (194)$$

Величина Γ — названа коэффициентом удельного газовыделения и соответствует количеству газа, выделяемого формой или стержнем при поглощении ими 1 ккал теплоты. Коэффициент остается постоянным в течение всего процесса охлаждения отливки, если граница раздела между металлом, с одной стороны, и формой или стержнем — с другой, является плоской. В этих условиях объем формы, вовлекаемой в процесс теплообмена, пропорционален квадрату корню из времени (см. выше). При криволинейной границе раздела в первый период времени после заливки, учитывая очень низкую теплопроводность формовочных материалов, любую форму или любой стержень можно рассматривать в тепловом отношении как плоское тело. Этот период тем продолжительнее, чем меньше кривизна границы раздела. Действительно, очень тонкий поверхностный слой цилиндра достаточно большого радиуса, вовлекаемый в теплообмен с отливкой, в первую секунду после заливки практически равен объему следующего очень тонкого слоя, вовлекаемого в теплообмен в течение последующих трех секунд. Разница объемов, связанных с кривизной цилиндра, скажется тем раньше, чем больше его кривизна (т. е. чем меньше его радиус) и чем выше его теплопроводность. При низких значениях λ_{ϕ} эта разница в реальных случаях на практике скажется не сразу [8].

Коэффициент удельного газовыделения Γ для каждой формовочной или стержневой смеси различен, если эту смесь приводить в соприкосновение с жидкими сплавами, имеющими разную температуру. Действительно, если в описанном эксперименте заливать форму сталью, то в первую секунду после заливки некоторый тонкий слой формовочного материала прогревается свыше 1500°C и газификации подвергнутся практически почти все вещества, способные образовывать газы (исключение может составить графит). Если эту же опытную форму залить алюминиевым или магниевым сплавом при температуре 700°C , то часть таких веществ (например, кокс) не сгорит и не подвергнется возгонке; коэффициент Γ окажется ниже, чем при заливке стали, поэтому его определяют экспериментально для каждой формовочной или стержневой смеси, используемой в цехе, и для каждого применяемого сплава.

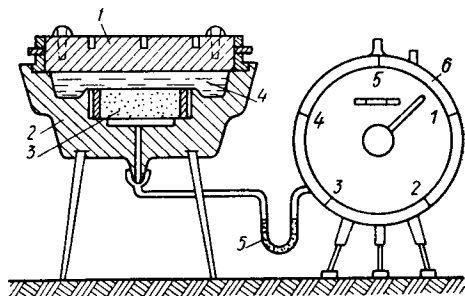
Коэффициент Γ определяют на установке, разработанной Я. И. Медведевым [36]. При этом перед газосчетчиком (рис. 59) помещают водопоглотитель. По данным, зафиксированным газосчетчиком, строят кривую накопления газа в газосчетчике. При расчете принимают во внимание количество газа G_1 , выделивше-

гося за то время τ_1 , которое относится к первоначальному участку кривой, соответствующему уравнению $G = m \sqrt{\tau}$. К величине G_1 прибавляют количество водяного пара G_2 , поглощенного за то же время τ_1 .

Величину $G = G_1 + G_2$ обычно рассчитывают в граммах, так как для выражения G в единицах объема необходимо пересчитать образовавшееся количество газа, а также количество поглощенных водяных паров на объемы, приведенные к нормальным значениям температуры и давления ($t = 20^\circ$, $p = 1$ ат).

Рис. 59. Схема установки для определения коэффициента удельного газовыделения Γ формы:

1—верхняя часть формы; 2—нижняя часть формы; 3—стержень; изготовленный из исследуемой смеси; 4—расплавленный металл; 5—водопоглотитель; 6—газосчетчик



После определения G по формуле (72) находят количество теплоты Q_Φ , поглощенного формой за время τ_1 . Отношение

$$\Gamma = \frac{G}{Q_\Phi} \quad (195)$$

является коэффициентом удельного газовыделения для конкретных условий производства. Как указывалось, знание коэффициента Γ необходимо для расчета газового давления, возникающего в литейной форме.

Переходим к изучению газопроницаемости. Газы в пористой среде движутся в соответствии с законом фильтрации Дарси. Согласно этому закону скорость движения газов U в направлении вектора S пропорциональна градиенту давления газа в направлении, обратному этому движению:

$$U_S = -k \frac{\partial p}{\partial s}. \quad (196)$$

Для упрощения задачи примем, что отливка соприкасается с формой по плоскости и что газы движутся в одном направлении нормально к этой плоскости:

$$U = -k \frac{dp}{dx}. \quad (197)$$

Подставляя это уравнение в уравнение неразрывности

$$m \frac{\partial p}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x} (\rho U) = 0, \quad (198)$$

получим основное уравнение фильтрации

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k\rho \frac{\partial p}{\partial x} \right) = m \frac{\partial \rho}{\partial \tau}, \quad (199)$$

где m — относительный объем, занимаемый газом в пористом теле, т. е. пористость $0 < m < 1$; τ — время.

Плотность ρ можно найти из уравнения состояния газа при политропном процессе

$$\rho V^n = p \left(\frac{V_{уд}}{G} \right)^n = \beta^n, \quad (200)$$

где $V_{уд}$ — удельный объем ($V_{уд} = G/\gamma$ или $G/\rho g$); β — газовая постоянная; n — показатель политропы.

Подставляя $V_{уд}/G$ в уравнение (200), получим

$$\beta^n = \frac{p}{\gamma^n} = \frac{p}{\rho^n g^n} \quad \text{или} \quad \rho = \frac{p^{1/n}}{\beta g}. \quad (201)$$

Подставляя ρ в уравнение (199), получим

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(p^{1/n} \frac{\partial p}{\partial x} \right) = \frac{m}{k} \cdot \frac{\partial (p^{1/n})}{\partial \tau}. \quad (202)$$

Если обозначить

$$p^{1+1/n} = p^{\frac{n+1}{n}} = P \quad (203)$$

и продифференцировать (203):

$$\frac{\partial p^{1+1/n}}{\partial x} = \frac{\partial P}{\partial x},$$

то получим

$$\frac{n+1}{n} p^{1/n} \frac{\partial p}{\partial x} = \frac{\partial P}{\partial x}$$

или

$$p^{1/n} \frac{\partial p}{\partial x} = \frac{n}{n+1} \frac{\partial P}{\partial x}. \quad (204)$$

Уравнение (203) можно переписать в виде

$$\frac{1}{p^n} = P^{\frac{1}{n+1}}. \quad (203')$$

Частная производная этого выражения по времени, входящая в уравнение (202), будет равна

$$\frac{\partial}{\partial \tau} \left(p^{\frac{1}{n}} \right) = \frac{1}{n+1} P^{-\frac{n}{n+1}} \cdot \frac{\partial P}{\partial \tau}. \quad (204')$$

Подставляя значения (203') и (204') в (202), получим

$$\frac{n}{n-1} \left(\frac{\partial^2 P}{\partial x^2} \right) = \frac{m}{k(n-1)} P^{-\frac{n}{n-1}} \frac{\partial P}{\partial t}, \quad (205)$$

где $P = p^{\frac{n+1}{n}}$ — функция абсолютного давления газа.

Материальный расход газа $G_{\text{общ}}$, проходящего через форму в единицу времени с учетом (196) и (204), составляет

$$G_{\text{общ}} = \rho U F = \frac{\rho^{1/n}}{\beta g} k \frac{\partial p}{\partial x} F = \frac{k}{\beta g} p^{1/n} \frac{\partial p}{\partial x} F = \frac{knF}{\beta g(n-1)} \cdot \frac{\partial P}{\partial x}, \quad (206)$$

где F — площадь сечения формы, нормального к направлению газового потока.

Для изучения свойств формовочных материалов и экспериментального определения коэффициента фильтрации k можно лабораторные опыты поставить таким образом, чтобы движение газа было установившимся (см. ниже описание прибора для определения газопроницаемости).

Найденные коэффициенты k можно в последующем применять для любых условий течения газа.

Для установившегося движения газа

$$\frac{\partial^2 P}{\partial x^2} = 0. \quad (207)$$

Интеграл этого уравнения:

$$P = C_1 x + C_2. \quad (208)$$

Постоянные C_1 и C_2 определяют из условия, что координату x отсчитывают от поверхности отливки, а в опытных образцах — от места приложения давления. Тогда

$$P = P_2 \text{ при } x = 0, \quad P = P_1 \text{ при } x = L. \quad (209)$$

Из (208) и (209) следует:

$$\begin{aligned} P_2 &= C_1 \cdot 0 + C_2, \\ C_2 &= P_2 \end{aligned} \quad (210)$$

и

$$\begin{aligned} P_1 &= C_1 L + P_2, \\ C_1 &= \frac{P_1 - P_2}{L} = -\frac{P_2 - P_1}{L}. \end{aligned} \quad (211)$$

Таким образом, после подстановки из (210) и (211) значений C_1 и C_2 (208) принимает вид

$$P = P_2 - \frac{P_2 - P_1}{L} x. \quad (212)$$

После дифференцирования (212) по (206) найдем материальный расход газа, пропускаемого формой в единицу времени:

$$G_{\text{общ}} = \frac{knF}{\beta g(n+1)L} (P_2 - P_1). \quad (213)$$

За время τ объем газа $Q = G_{\tau}/\rho$, пропущенного формой, составит

$$Q = \frac{knF\tau}{\beta g\rho(n+1)L} (P_2 - P_1) = \frac{knF\tau}{\beta\gamma(n+1)L} (P_2 - P_1), \quad (214)$$

где P_1 — давление газа в точке L в момент τ ; $P_1 = p^{1+\frac{1}{n}}$. Решая это уравнение относительно коэффициента фильтрации, находим

$$k = \frac{\beta\gamma(n+1)QL}{nF\tau(P_2 - P_1)}. \quad (215)$$

Уравнение (215) может быть применено для любого политропного процесса.

Для изучения рассматриваемых в данной главе вопросов коэффициент фильтрации определяют опытным путем, пропуская воздух нормальной температуры через ненагретый образец. В этих условиях при постоянной температуре в (200) показатель степени $n = 1$.

Ниже приведены результаты экспериментов, показывающих, что найденный для изотермических условий коэффициент фильтрации можно на практике использовать в течение большого промежутка времени после заполнения формы металлом и практически всегда для периодов, продолжительность которых меньше продолжительности затвердевания поверхностной корки отливки.

Подставляя значение $n = 1$ в (203), получим

$$P = p^{1+\frac{1}{n}} = p^2. \quad (216)$$

Равенство (216) дает возможность определить коэффициент фильтрации газа в литейных формах в $\text{см}^4/(\text{г}\cdot\text{с})$:

$$k = \frac{\beta\gamma 2QL}{F\tau(p_2^2 - p_1^2)}. \quad (217)$$

В практике литейных цехов экспериментально определяют коэффициент газопроницаемости K , связанный с коэффициентом фильтрации k соотношением

$$K = \frac{60k}{\beta\gamma} = \frac{2QL}{Fz(p_2^2 - p_1^2)}, \quad (218)$$

где $z = \tau/60$ — время, мин.

Введение z вызвано тем, что в литейных цехах при использовании стандартного метода определения коэффициента газопроницаемости K время измеряется в минутах, а давление p_1 и p в см

Рис. 60. Схема прибора для определения коэффициента газопроницаемости K формовочных и стержневых смесей:

1 — исследуемая смесь; 2 — гильза; 3 — манометр

вод. ст. (гс/см²). Формула (218) для удобства использования может быть переписана в виде

$$K = \frac{2QL}{Fz(p_2 - p_1)(p_2 + p_1)}. \quad (219)$$

Схема прибора для экспериментального определения коэффициента газопроницаемости K дана на рис. 60.

В цилиндрическую гильзу 2 диаметром 5 см набивают (при затрате для всех опытов одинаковой работы) образец формовочной или стержневой смеси 1. Цилиндрический образец имеет высоту 5 см. Под этот образец в направлении, указанном стрелкой, подают воздух с избыточным давлением 10 см вод. ст. (0,01 ат) и с помощью секундомера определяют число минут z , затрачиваемых на протекание через образец 2000 см³ воздуха (количество воздуха измеряют специальным приспособлением). Вследствие того, что образец обладает газопроницаемостью, а также, что после подачи 2000 см³ воздуха дальнейшее поступление его под образец прекращается, избыточное давление под ним становится меньше 10 см вод. ст. и через 2—3 с устанавливается на некотором уровне p_2 (10 см вод. ст. $> p_2 > 0$), который зависит от газопроницаемости смеси. Это давление регистрируется манометром 3. Первоначальное абсолютное давление под образцом, составляющее 1010 гс/см², снижается до p_2 , причем $1010 > p_{\text{абс.}} > 1000$. Над образцом оно составляет 1 ат (1000 см вод. ст.).

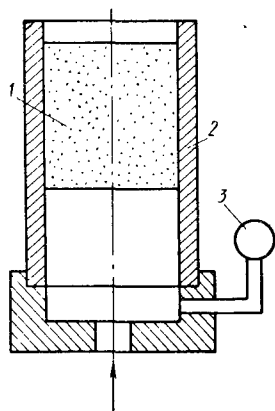
Подстановка в уравнение (219) значений всех параметров опыта, а также экспериментально замеренных z и p_2 позволяет найти коэффициент газопроницаемости в см⁴/(гс·мин):

$$K = \frac{QL}{Fz\Delta p}, \quad (220)$$

где $\Delta p = p_2 - p_1$ (исходя из того, что p_2 может составлять лишь 1,01—1,0 ат, сумма $p_2 + p_1 \approx 2$; $2 < p_2 + p_1 < 2,01$). Это дает возможность подставить в (219) величину $2/(1 + p_2) \approx 1$. Тогда коэффициент [в см⁴/(гс·мин)]

$$K = \frac{2000 \cdot 5}{\frac{\pi \cdot 5^2}{4} z \Delta p} = \frac{510}{z \Delta p}, \quad (221)$$

где $\frac{\pi \cdot 5^2}{4}$ — площадь сечения образца, через который протекает воздух, см².



При определении коэффициента газопроницаемости K был использован прибор с минимальной разницей давлений p_2 и p_1 ($p_2 - p_1 < 0,01$ кгс/м²). Это привело к неравенству $2,01 > p_2 + p_1 > 2,0$ и позволило считать, что $p_2 + p_1 \approx 2$. Таким образом, в конкретных условиях литейных цехов при использовании стандартной методики определяемый коэффициент газопроницаемости K практически равен коэффициенту фильтрации в уравнении Дарси. Однако формула (220) имеет лишь частное значение, так как для определения K другими нестандартными методами и для изучения процесса течения газа в пористой среде надо использовать значения K , определяемые по формуле (218). Коэффициент газопроницаемости в общем случае зависит от разности квадратов давления на конечных точках образца, а не от Δp в первой степени.

Экспериментальное определение коэффициентов Γ и K дает возможность перейти к вычислению газового давления, возникающего на границе поверхности раздела металл—форма. Сопоставив это давление с сопротивлением сплава внедрению в него газов можно с достаточной степенью точности определить возможность образования газовых раковин в отливке при каком-либо конкретном технологическом процессе ее производства.

Кроме того, аналитическое определение давления на границе металл—форма должно способствовать выявлению количественных связей между величиной давления и определяющими его факторами (Γ , K , Φ и др.) и тем самым указать пути для практического управления этим давлением.

Наиболее общее значение для изучения газообмена между отливкой и формой имело бы вычисление давления газа у поверхности отливки в функции времени $p = f(\tau)$. Однако с математической точки зрения вычислить такую функцию очень сложно [49], а с практической точки зрения не очень нужно.

Действительно, как было показано, количество газов, выделившихся в форме, пропорционально количеству теплоты поглощенной формой. Обе эти величины и каждая в отдельности, пропорциональны корню квадратному из времени, отсчитанного с момента начала контакта между металлом и формой [см. (192) и (193)].

Из этого следует, что скорости процессов газовыделения и теплообмена обратно пропорциональны величине $\sqrt{\tau}$ и \sqrt{z} :

$$\frac{\Delta G}{d\tau} = \frac{m}{2\sqrt{\tau}}, \quad (222)$$

$$\frac{dQ}{d\tau} = \frac{n}{2\sqrt{\tau}}. \quad (223)$$

Температуропроводность a_Φ разовых литейных форм очень мала, поэтому слой формы, вступающий в теплообмен с отливкой, расширяется очень медленно и форму в тепловом отношении в течение долгого времени можно рассматривать как полубесконечное тело.

Коэффициент фильтрации газов k через форму вследствие ее значительной пористости (30—40%) относительно велик, поэтому

ширина слоя, участвующего в газообмене (т. е. слоя, принимающего газы, вытесняемые из граничащей с металлом части формы), всегда больше ширины слоя, участвующего в теплообмене (т. е. слоя, в котором температура повышается выше исходной).

Сопоставление указанных фактов приводит к выводу, что первый момент контакта металла и формы, когда происходит мгновенное нагревание ее очень тонкого слоя и выделение в нем газов, является моментом наиболее высокого давления у поверхности отливки. В дальнейшем отдаваемая отливкой теплота $Q = n \sqrt{\tau}$ повысит температуру в узком слое формы X_Q , а выделившиеся в этом узком слое газы займут место в более широком слое X_1 , вследствие чего давление их будет понижаться. Эксперименты подтверждают этот вывод. На рис. 61 показана кривая изменения давления газов у поверхности отливки во времени для смесей ($\Gamma > 0$), практически применяемых в любом из литейных цехов. Штриховая линия на рис. 61 указывает на то, что в некоторых случаях после периода постепенного снижения газового давления у поверхности отливки наступает период повторного повышения этого давления.

Вторичное повышение давления вызывается не ускоренным газообразованием, а иными причинами. Газовые дефекты, связанные с повторным повышением давления, называют эндогенными газовыми раковинами II типа. Механизм их возникновения и методы предотвращения рассмотрены ниже.

Из рассмотрения рис. 61 видно, что максимальное давление газов, вызванное нагревом формы и выделением в ней газов, наблюдается в первый период контакта металла и формы. Для этого же периода характерна возможность наибольшего проникновения газов в отливку и образования раковины I типа, так как именно в это время на поверхности отливки может не быть твердой корки (вторая стадия охлаждения) и жидкий сплав обладает наименьшей вязкостью.

Таким образом, для практических целей достаточно определить давление p у поверхности отливки не как функцию времени $p = f(\tau)$, а как величину $p_{\tau=0}$, относящуюся только к первоначальному периоду контакта металла с формой.

Ниже использован расчет газового давления, возникающего в форме на границе раздела ее с отливкой, применительно к периоду времени, непосредственно следующему за началом контакта между формой и расплавленным металлом.

Расчет основан на ряде положений, которые были либо ранее доказаны, либо требуют дополнительных доказательств. В расчете приняты некоторые допущения.

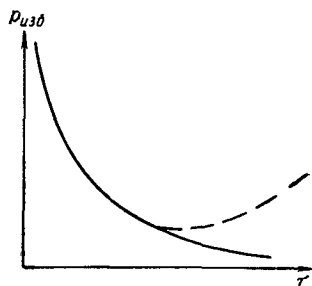


Рис. 61. Изменение избыточного давления газа в литейной форме вблизи от поверхности отливки

Используется ранее доказанное положение о том, что количество газов, образующихся в форме, пропорционально количеству теплоты, поглощенного формой.

При расчете по-прежнему исходят из предположения о том, что показатель политропности процесса $n = 1$. Это соответствует процессу, протекающему в изотермических условиях. Для доказательства справедливости этого положения были сделаны следующие опыты. На стандартном приборе (см. рис. 60) были отдельно определены коэффициенты газопроницаемости K для четырех случаев. В первом случае, как обычно, использовали образец комнатной температуры и ненагретый воздух; во втором — холодный образец, но продувавшийся через него воздух нагревали до 600°C ; в третьем случае через образец, нагретый до 600°C , проходил воздух нормальной температуры. И наконец, в четвертом случае и образец и воздух предварительно нагревали до 600°C .

В первых двух экспериментах получили практически одинаковые коэффициенты газопроницаемости; в третьем и четвертом — очень близкие, хотя и меньшие величины.

Из анализа проведенных опытов следует, что основное влияние на процесс фильтрации газа оказывает температура пористого тела (формы), а не температура проходящего через него газа. Теплосодержание газа относительно низкое, а поверхность его соприкосновения с каналами пористого тела достаточно большая, поэтому температура газа через очень небольшой промежуток времени становится такой же, как у пористого тела, нагревая его при этом очень незначительно.

Газ в начальный период течения от поверхности отливки в глубь формы имеет высокую температуру, однако масса формы почти не прогревается. Поэтому для периода $\tau \rightarrow 0$ процесс течения газа можно рассчитать при условии $n = 1$, $pV = \beta$ и $d^2p/dx^2 = 0$. Принято, что коэффициент фильтрации и коэффициент газопроницаемости во всех частях формы постоянны и равны величинам, определяемым при нормальной температуре.

В расчете принято, что форма является пористым телом произвольной конфигурации, все участки которого имеют одинаковую пористость.

Сделаны допущения, что в начальный период поток газов не достигает наружной поверхности формы и что форма заполняется металлом мгновенно.

Сделано также еще одно важное допущение, что все газы, выделяющиеся в расчетный период времени, концентрируются на поверхности раздела металл—форма (что приводит к некоторому преувеличению величины p_2).

Как было показано, движение газа в пористой среде при неустановившемся процессе характеризуется уравнением (205). Подставив в (205) показатель политропы $n = 1$, получим

$$\frac{\partial^2 P}{\partial x^2} = \frac{m}{k} P^{-1/2} \frac{\partial P}{\partial \tau}. \quad (224)$$

Граничные условия задачи найдем исходя из следующих соображений. Согласно принятой схеме процесса на некотором расстоянии L от поверхности отливки сохраняется точка, не вовлеченная в процесс теплообмена и сохраняющая первоначальное давление:

$$x = L, \quad p_1 = 1 \text{ ат}, \quad p_1 = 1, \quad P = p_1^2.$$

Тогда

$$\left[\frac{\partial P}{\partial x} \right]_{x=L} = 0. \quad (225)$$

Так как исследуется давление только для начального периода времени, можно принять, что

$$P_{x=0} = P_2 = p_2^2 = \text{const}. \quad (226)$$

Применительно к исследуемому процессу известно, что

$$p_2 > p_1; \quad P_2 > P_1.$$

Для начального момента

$$P_1 = 1 = \text{const}, \quad p_1 = 1 \text{ ат}.$$

Уравнения (205) и (224) в общем виде решения не имеют.

Воспользуемся методом расчета, разработанным академиком Л. С. Лейбензоном [33] для задачи, имеющей аналогичный и вместе с тем противоположный характер. Л. С. Лейбензон решил задачу о постепенном уменьшении давления в поверхностных пластах грунта, внутри которых первоначально сохраняется одинаковое для всех точек повышенное давление, снижающееся в связи с тем, что поверхность грунта была освобождена от покрывающих ее газонепроницаемых пород и оказалась в соприкосновении с наружной атмосферой. В разрешаемой задаче заложено обратное явление: все слои формы имеют одинаковое пониженное давление ($p_1 = 1$ ат), а над поверхностью формы поддерживается давление p_2 . Полное решение задачи Л. С. Лейбензон проводит методом постепенного

приближения. Вначале принимают, что $p^{\frac{n}{n-1}}$ в (204) и p^2 в (216) являются величинами постоянными, равными начальному давлению в пористой среде (p_1). Затем рассматривают случай, когда p является некоторой средней величиной, большей чем p_1 и меньшей чем p_2 .

Наконец, рассматривают функцию $p = F(x)$, от ее изучения можно отказаться, так как нас интересует не распределение давления газа по сечению формы, а лишь величина этого давления на границе с металлом, что упрощает расчет. Точно также нас не интересует изменение давления во времени; нашей задачей является определение p_2 в период, непосредственно следующий за концом заливки.

Расчет, сделанный акад. Л. С. Лейбензоном [33], здесь не приведен, дан лишь его конечный результат, пригодный для определения давления газов на поверхности отливок, которое возникает и поддерживается непродолжительное время после заливки формы.

$$p_2, x > 0, \tau \rightarrow 0 = \sqrt{\frac{0,89 \cdot 10^{-4} \Gamma b \Phi \theta_{\text{зал}}}{V K m}}. \quad (227)$$

Уравнение (227) справедливо для начального момента и небольшого периода времени после заполнения формы.

Анализ (227) подтверждает, что в реальной форме газы, находящиеся вначале у поверхности отливки, быстро протекают в глубину формовочного материала, обеспечивая при правильном режиме работы получение плотной отливки без газовых раковин несмотря

на то, что в самом поверхностном слое формы при первоначальном соприкосновении его с металлом происходит мгновенное образование газов, обладающих высоким давлением. Действительно, при слишком большом выделении газов, что может быть вызвано, например, высоким содержанием влаги на поверхности формы, и малой газопроницаемостью формовочного материала мгновенное выделение большого количества газов может привести к выбросу жидкого металла из формы в процессе ее заполнения (поэтому заливщики и присутствующие при заливке лица обязаны носить защитные очки). Вместе с тем, при правильном выборе соотношения $G/V \cdot K_{\text{т}}$ мгновенно образующиеся газы успевают столь же мгновенно распространиться в непрогретые

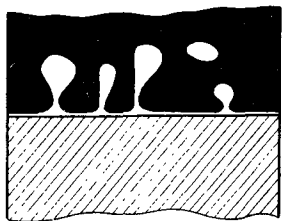


Рис. 62. Схема образования поверхностных (наружных) газовых раковин

слои формы, при этом сохраняется незначительное давление p_2 , не происходит выброса и образования газовых раковин. Предотвращению выброса в известной степени содействует и то, что сплав при возникновении контакта с формой затвердевает и вновь расплавляется лишь при наступлении стадии II затвердевания (см. гл. II). Предотвращению газовых раковин способствует внешнее давление на отливку $p_{\text{внеш}}$, масса столба металла над местом, где пузы-

рек газа стремится пройти в отливку ($H\gamma$) и поверхностное натяжение сплава, которое тоже должен преодолеть пузырек. Поверхностное натяжение сплава может измениться в связи с окислением поверхности отливки. Например, при литье алюминиевых сплавов на наружных гранях отливки обычно быстро образуется пленка окислов алюминия (Al_2O_3). При этом поверхностные силы, преодолеваемые пузырьком, будут определяться уже не величиной поверхностного натяжения сплава, с прочностью пленки окислов алюминия. На отливке из алюминиевых и других сплавов нередко можно наблюдать так называемые поверхностные газовые раковины, схематически показанные на рис. 62.

Образование таких раковин можно объяснить тем, что давление газовых пузырьков оказалось достаточным для преодоления внешнего и гидростатического давлений ($p_{\text{внеш}} + H\gamma$), а также растягивания пленки окисла. Однако этого давления не хватило для разрыва пленки и проникновения в находящийся под ней жидкий сплав.

Критическое давление p_2 , выше которого в отливке образуются газовые раковины, зависит от очень многих факторов: состава заливаемого сплава, его начальной температуры, конфигурации и положения отливки в форме, высоты вертикальных каналов литниковой системы, места подвода металла к полости формы и т. д. Давление $p_{2 \text{ крит}}$ должно быть установлено экспериментально, для каждой отливки, а затем использовано для оценки пригодности

или непригодности тех или иных разовых форм в технологическом процессе. Особо следует предостеречь от существующей системы оценки формовочной смеси только по величине газопроницаемости K без учета возможного изменения коэффициента удельного газовыделения Γ , коэффициента акумуляции теплоты b_{ϕ} , температуры заливки $\theta_{\text{зал}}$ и пористости m , которые также входят в (227). Приводимые в некоторых справочниках значения K , рекомендуемые без учета b_{ϕ} , $\theta_{\text{зал}}$ и m для отливок различного типа, могут быть использованы лишь для частного случая, при котором все эти параметры, входящие в (227), остаются постоянными.

Общий характер закономерности уравнения (227), не зависящей от конфигурации формы, иллюстрирует табл. 4.

В этой таблице приведены результаты, полученные при изготовлении цилиндрических отливок диаметром 10 см в форме, подобной тем, которые применяли при определении коэффициента удельного газовыделения Γ (см. выше). При этом можно было одновременно определить коэффициент Γ и получить опытную отливку.

Поочередно испытывали смеси, содержащие в качестве связующего материала глину, мочевиноформальдегидную смолу (крепитель М), олифу «оксоль», раствор силиката натрия (жидкое стекло). Опыты проводили при разных температурах заливки. Изменяя схему установки, изменяли и высоту стержня, находившегося под металлом. Для каждого опыта после экспериментального определения K , Γ , b_{ϕ} , m и с учетом $\theta_{\text{зал}}$, вычисляли p_2 , каждый опыт повторяли 3-5 раз. Отклонения значений p_2 , вычисленных для отдельных опытов, отличались от средней величины $p_{2\text{ср}}$ для данной серии опытов не более чем на 8%.

Из рассмотрения табл. 4 видно, что избыточное давление $p_2 \cdot p_1$ при изготовлении опытной отливки, составляющее менее 220 мм вод. ст., обеспечивает практически при любых составах формовочных смесей и разной высоте формы получение отливки, свободной от газовых дефектов экзогенного характера I типа. Ниже будут рассмотрены газовые экзогенные дефекты II типа, образующиеся при повторном подъеме газового давления у поверхности отливки (см. штриховую линию на рис. 61).

Таблица 4

Влияние начальной величины избыточного давления газа на качество опытной сплав—форма на качество опытной отливки
[давление рассчитано по (227)]

№ опыта	Избыточное давление, кг см ²	Результат опыта
1	500	Брак—раковина
2	370	
3	480	
4	401	
5	400	
6	400	
7	320	Годная отливка, раковины нет
8	220	
9	190	
10	100	
11	80	
12	80	

Давление p_2 в цеховых условиях регулируют практически изменением значений Γ/\sqrt{Kt} . Использовать в качестве регулирующих другие параметры ($\vartheta_{\text{зал}}$, $b_{\text{ф}}$) в большинстве случаев нецелесообразно. Температура $\vartheta_{\text{зал}}$ не должна быть ниже установленного предела, так как для большинства сплавов она всегда превышает температуру ликвидуса лишь настолько, чтобы обеспечить заполнение формы и воспроизведение отливкой всех очертаний модели. Уменьшение $b_{\text{ф}}$, также входящей в числитель правой части (227), связано с замедлением охлаждения отливки, что в большинстве случаев ухудшает кристаллическую структуру сплава, оптимальный характер которой обусловлен условиями эксплуатации отливки.

Наилучшие результаты получают при уменьшении давления снижением коэффициента удельного газовыделения Γ . Для большинства технологических процессов этого можно достигнуть использованием связующих материалов, которые в расчете на каждый процент их расхода придают формам и стержням наибольшую прочность (связующие материалы с высокой удельной прочностью).

С этой целью целесообразно применять бентонит вместо глины, различные искусственные смолы вместо обычных естественных связующих веществ и т. д. При этом надо учитывать экономические факторы. Снижению коэффициента Γ способствует также уменьшение влаги в смесях, используемых без просушки. Однако количество влаги в большинстве случаев регулируют выбором связующего материала (например, при применении бентонита надо в 1,5—3,0 раза меньше влаги, чем при применении глины; относительно мало воды содержат смеси с самотвердеющими искусственными смолами и т. д.).

Большое значение для снижения p_2 имеет увеличение K и t . Весьма благоприятное влияние на снижение p_2 оказывает правильное использование формовочных материалов с высокой пористостью t . Наибольшей пористостью обладают формовочные пески, состоящие из зерен примерно одинаковой величины. В этом случае малые зерна не располагаются между крупными, и пористость возрастает. В литейных цехах используют пески только с однородным гранулометрическим составом. Поперечники не менее 70% зерен крупных и мелких песков должны различаться не более чем в 2 раза. Если представить себе пески в виде сыпучего материала, состоящего из шаров одинакового диаметра, то при наиболее плотной упаковке этих шаров вне зависимости от их диаметра пористость равна 26%. Практически вследствие неправильной формы песчинок процент пористости был бы иным. Однако из-за того, что плотной упаковки, особенно при зернах неправильной формы, трудно достигнуть, пористость всегда превышает 26% и составляет 30—40%.

Таким образом, для уменьшения p_2 целесообразна высокая пористость формы, но она должна обуславливаться большим чис-

лом мелких пор, а не малым числом пор большого размера. В последнем случае возможно проникновение в поры металла и образование на внешней поверхности отливки слоя приставшего к ней формовочного материала (этот приставший слой называется пригарным слоем или пригаром, см. гл. VII). Изложенные соображения привели к тому, что в литейных цехах всегда применяют пески с максимальной однородностью и минимальной величиной зерен. Применяют пески с наименьшими размерами зерен, способными обеспечить необходимый коэффициент газопроницаемости K .

Коэффициент фильтрации k пористых тел быстро повышается с увеличением размеров пор, а следовательно, и размеров зерен, из которых состоит пористое тело. Применительно к сферическим зернам и к их плотной упаковке соотношение между диаметром зерен и коэффициентом фильтрации можно выразить уравнением

$$k = c \frac{d^2}{\eta}, \quad (228)$$

где c — коэффициент; η — вязкость газа.

Для определения c предложено много эмпирических зависимостей (Газена, Зельгейна, Сликтера, Казени и др.), причем многие из них учитывают и степень плотности упаковки шаров.

Как показали специальные опыты, для формовочных смесей наиболее приемлемо уравнение Казени

$$c = 8,2 \frac{m^3}{(1-m)^2}, \quad (229)$$

где m — пористость смеси.

Еще более близкие результаты к практическим получают при внесении в уравнение Казени поправку на влажность смесей:

$$c = 8,2 \frac{m^{3+0,1W}}{(1-m)^{2+0,5W}}, \quad (230)$$

где W — влажность смеси в частях по массе.

При использовании (230) коэффициент фильтрации смеси определяют из выражения

$$k = 8,2 \frac{d^2}{\eta} \frac{m^{3+0,1W}}{(1-m)^{2+0,5W}}. \quad (231)$$

Таким образом, коэффициент фильтрации k , а следовательно, после соответствующего пересчета по (218) и коэффициент газопроницаемости K возрастают пропорционально квадрату диаметра зерна. Это обстоятельство приводит к тому, что для повышения коэффициента газопроницаемости K применяют крупнозернистые пески. Однако увеличение размеров зерен песка допустимо лишь в тех пределах, которые не ухудшают состояния поверхности отливок (шероховатость, пригар).

На практике для уменьшения d делают следующее. Вначале принимают меры для возможно большего снижения коэффициента Γ (выбор связующего материала, установление оптимальной влажности, постоянный контроль за влажностью смесей). Затем устанавливают необходимое значение K и в соответствии с этим — оптимальную крупность песка, используемого для приготовления смеси. При определении необходимой крупности песка учитывают, что необходимого значения K для выбранного песка можно достигнуть при достаточной степени однородности его гранулометрического состава. В этой связи контролируют гранулометрический состав и соответствие ГОСТу каждой прибывающей на завод партии песка, а коэффициент газопроницаемости K определяют для каждой отдельно приготовленной порции готовой формовочной или стержневой смеси.

Отметим, что применительно к песку определенного гранулометрического состава коэффициент K понижается вместе с увеличением степени уплотнения песка. В этом случае пропорционально уменьшается и пористость смеси m .

Таким образом, для песка с определенными размером и конфигурацией зерен

$$K = sm, \quad (232)$$

где s — коэффициент пропорциональности.

Входящее в (227) выражение

$$\sqrt{Km} = \sqrt{sK^2} \approx \sqrt{s}K = aK, \quad (233)$$

где $a = \sqrt{s}$ — коэффициент.

Уменьшение газопроницаемости за счет увеличения степени уплотнения смеси и уменьшения ее пористости приводит к повышению теплоаккумулирующей способности формы b_ϕ (см. рис. 31, 32). Таким образом, для увеличения степени уплотнения смесей нужно в соответствии с (227) сохранять равенство

$$\frac{\Gamma b_\phi}{\sqrt{Km}} \approx \frac{\Gamma b_\phi}{aK} = \text{const.} \quad (234)$$

Иными словами, при увеличении степени уплотнения смеси коэффициент Γ (определяемый количеством связующих материалов, влаги и т. д.) должен уменьшаться быстрее, чем уменьшается коэффициент газопроницаемости K . Смесей с большим уплотнением должны содержать пониженное количество воды и связующих материалов.

Следует учесть, что в большинстве случаев (особенно в стальном литье) при увеличении степени уплотнения смеси улучшается кристаллическое строение отливки и уменьшается пригар. В связи с этим для поддержания нужной газопроницаемости приходится использовать пески с увеличенным размером зерен.

Переходим к рассмотрению экзогенных газовых раковин второго типа. На рис. 61 штриховая линия соответствует повтор-

ному повышению газового давления, развивающегося у границы раздела формы и отливки.

Это повторное повышение давления наблюдается лишь в тех случаях, когда на пути движения газа, перемещающегося от поверхности отливки во внешнюю среду цеха, возникает дополнительное и достаточно большое гидравлическое сопротивление. В этом случае в объеме формы, расположенном между поверхностью отливки и этим гидравлическим сопротивлением, скапливается газ, давление которого постепенно начинает возрастать. Применительно к стержням дополнительное гидравлическое сопротивление может возникнуть в связи с небольшим числом и малым сечением знаков. При палиции таких знаков в первое мгновение после заливки у поверхности сплава образуется максимальное давление, постепенно снижающееся, так как отвод газов от поверхности отливки будет происходить быстрее, чем прогрев и газифицирование стержня. После того, как движущиеся газы достигнут узких знаков, их течение замедлится и в объеме стержня вследствие накопления газов давление повысится, так же как у поверхности стержня, непосредственно прилегающей к отливке. Описанный процесс особенно явно проявится, если один из знаков стержня будет случайно залит металлом, проникшим к знаку. Давление непосредственно в основной части формы (а не в стержне) может повторно повыситься и по другой причине.

При использовании влажных формовочных смесей в той области формы, которая расположена между поверхностью отливки и изотермой 100°C , перемещающейся в глубь формы, вода испаряется и водяные пары вместе с другими газами двигаются к внешней поверхности опоки. Однако достигнув глубинных частей формы, еще не прогретых до 100°C , водяные пары конденсируются, причем выделившаяся вода заполняет поры между зернами песка. По мере протекания процесса количество конденсированной влаги возрастает и может наступить момент, когда эта влага настолько снизит газопроницаемость слоя смеси, непосредственно прилегающего к изотермической поверхности (100°C), что дальнейшее течение газов окажется невозможным или очень затрудненным. В этом случае, как и при недостаточно больших знаках у стержней, между поверхностью отливки и слоем смеси с повышенным гидравлическим сопротивлением начнут накапливаться газы и во всем этом слое, включая участок, прилегающий к отливке, начнет повышаться давление.

Повторно повысившееся давление, так же как и начальное, может привести к развитию газовых раковин. Такие раковины экзогенного характера называются раковинами II типа. Разделение раковин на два типа имеет большое значение, так как методы борьбы с ними различны. С раковинами I типа, как говорилось, можно бороться только путем изменения состава и свойств формовочных или стержневых смесей [см. (227)], с раковинами II типа — в большинстве случаев изменением конструкции формы. Спе-

циалисты стремятся к конструированию стержней с увеличенным сечением знаков. В тех случаях, когда это невозможно, внутрь стержня закладывают шпур из сгораемого материала (например, фитиль из парафина и стеарина). После выжигания фитиля внутри стержня остается канал, который свободно пропускает газы.

Вместо фитилей иногда используют металлические трубки с большим числом отверстий по их образующей поверхности. Эти трубки образуют каналы, облегчающие отвод газов. Внутри крупных стержней и форм иногда делают специальные полости (опустошения), в которых могут скапливаться газы, не вызывающие возрастания давления. В непросушенных песчано-глинистых формах обязательно делают наколы, т. е. относительно широкие каналы, которые непосредственно связывают слои формы, близко расположенные к отливке, с внешней поверхностью формы, т. е. с внешней средой цеха.

Глава VI

Линейная усадка затвердевающих и охлаждающихся отливок. Напряжения и трещины

1. Общие сведения

Объем сплава, залитого в форму, изменяется на всех этапах его охлаждения и при агрегатных и фазовых превращениях.

Основным изменением объема сплава является его уменьшение, называемое усадкой. Условия развития усадки и ее последствия целесообразно рассмотреть отдельно для каждого этапа формирования отливки. Усадка жидкого сплава снижает уровень жидкости в занимаемой ею полости, что соответствует началу развития усадочной раковины в отливке.

Усадка, происходящая при кристаллизации сплава, вызывает уменьшение объема жидкости, сосредоточенной в межзерновых пространствах затвердевающей двухфазной области отливки, что также способствует развитию усадочной раковины и является причиной образования усадочных пор.

Следствием усадки сплава при кристаллизации, как это будет показано, может быть сокращение линейных размеров отливки и образование в ней трещин.

Усадка металла продолжается и после полного затвердевания отливки. Сокращение объема твердого металла вызывает развитие в отливке внутренних напряжений, может быть причиной ее деформации (искажения размеров) и способствовать, так же как и усадка при кристаллизации, образованию трещин в отливке.

Для оценки величины усадки жидкого и кристаллизующегося сплава используют соответствующие объемные коэффициенты сжатия, равные и обратные по знаку коэффициентам расширения.

Коэффициент объемного термического сжатия (усадки) жидкого сплава характеризует относительное уменьшение объема расплава при охлаждении на 1°:

$$\alpha_{\text{ж}} = \frac{V_0 - V_{\text{ликв}}}{V_0 (t_{\text{зал}} - t_{\text{ликв}})},$$

где V_0 — объем жидкости при температуре заливки $t_{\text{зал}}$; $V_{\text{ликв}}$ — объем жидкости при температуре ликвидуса $t_{\text{ликв}}$.

Таким образом, общее относительное уменьшение объема жидкости в интервале от температуры заливки до температуры ликвидуса

$$\varepsilon_{\text{ж}} = \frac{V_0 - V_0 [1 - \alpha_{\text{ж}} (t_{\text{зал}} - t_{\text{ликв}})]}{V_0} = \alpha_{\text{ж}} (t_{\text{зал}} - t_{\text{ликв}}), \quad (235)$$

где $\alpha_{\text{ж}}$ — среднее значение коэффициента сжатия для температур $t_{\text{зал}} - t_{\text{ликв}}$.

Коэффициент объемного сжатия $\alpha_{\text{кр}}$ кристаллизующегося чистого металла или эвтектического сплава характеризует относительное уменьшение объема этого металла или сплава при затвердевании:

$$\alpha_{\text{кр}} = \frac{V_{\text{ж}} - V_{\text{тв}}}{V_{\text{ж}}}.$$

Применительно к сплавам, затвердевающим в интервале температур, коэффициент термического сжатия $\alpha_{\text{кр, эфф}}$ для температур, находящихся в пределах $t_{\text{ликв}} - t_{\text{сол}}$, получаем из соотношения

$$\alpha_{\text{кр, эфф}} = \frac{V_{\text{ликв}} - V_{\text{сол}}}{V_{\text{ликв}} (t_{\text{ликв}} - t_{\text{сол}})}.$$

Тогда усадка при затвердевании составит

$$\varepsilon_{\text{затв}} = \frac{V_{\text{ликв}} - V_{\text{ликв}} [1 - \alpha_{\text{кр, эфф}} (t_{\text{ликв}} - t_{\text{сол}})]}{V_{\text{ликв}}} = \alpha_{\text{кр, эфф}} (t_{\text{ликв}} - t_{\text{сол}}). \quad (236)$$

Изменение объема отливки в температурной области, расположенной ниже температуры, при которой она затвердевает, удобнее характеризовать не коэффициентом объемного сжатия (его дают без индекса), а коэффициентом линейного термического сжатия $\alpha_{\text{лин}}$.

Академик А. А. Бовчар [5] показал, что отливку можно рассматривать как тело, обладающее сформировавшейся внешней конфигурацией с момента, когда на поверхности этого тела образовался твердо-жидкий каркас с температурой $t_{\text{н. л. у}}$ внутри интервала кристаллизации. С этого момента начинается линейная усадка отливки. Из указанного следует, что усадка каждого из

линейных размеров отливки ($\epsilon_{ТВ}$) к моменту ее полного охлаждения составит

$$\epsilon_{\text{лив. ТВ}} = \frac{l_{\text{н. л. у}} - l_{\text{н. л. у}} [1 - \alpha_{\text{ТВ}} (t_{\text{н. л. у}} - t_0)]}{l_{\text{н. л. у}}} \alpha_{\text{ТВ}} (t_{\text{н. л. у}} - t_0), \quad (237)$$

где $l_{\text{н. л. у}}$ — начальный линейный размер отливки в каком-либо направлении в момент достижения температуры начала линейной усадки $t = t_{\text{н. л. у}}$; $\alpha_{\text{ТВ}}$ — среднее значение коэффициента термического сжатия в интервале температур $t_{\text{н. л. у}} - t_0$.

Для большинства металлов и сплавов коэффициент термического сжатия увеличивается с повышением их температуры. Для железа коэффициент объемного термического сжатия при 100, 400 и 600° С составляет соответственно $\alpha_{\text{ТВ}} = 12,7 \cdot 10^{-6}$, $\alpha_{\text{ТВ}} = 14,8 \cdot 10^{-6}$, $\alpha_{\text{ТВ}} = 16 \cdot 10^{-6}$. Для жидкого железа этот коэффициент приблизительно на порядок выше $[(1,0 \div 1,6) 10^{-4}]$. Коэффициенты объемного сжатия изменяются при аллотропических изменениях сплава, например при переходе аустенита в перлит.

Наряду с усадкой на различных этапах формирования отливки может быть и увеличение объема сплава.

Так, перед началом усадки большинство затвердевающих литейных сплавов характеризуется кратковременным предкристаллизационным или так называемым предусадочным расширением.

Это расширение часто связывают с уменьшением растворимости газов или газосодержащих соединений в период кристаллизации и с выделением этих веществ в субмикроскопическом состоянии. Например, в недостаточно раскисленной стали из раствора может выделяться закись железа, которая затем при взаимодействии с углеродом образует закись углерода. Действительно, из плохо раскисленной стали получают «растущие» отливки.

Не отрицая воздействия газов на предусадочное расширение, нельзя забывать и низкой плотности твердого сплава в непосредственной близости от температуры перехода его из жидкого в твердое состояние. Из физики твердого тела известно, что в любой кристаллической решетке есть незаполненные места и что число вакансий $n_{\text{вак}}$ в решетке твердого тела возрастает при повышении температуры:

$$n_{\text{вак}} = N e^{-\frac{E_V}{kT}}, \quad (238)$$

где E_V — энергия активации; k — постоянная Больцмана.

Влияние температуры на число вакансий, а следовательно, и на плотность твердого металла можно оценить, например, исходя из того, что в алюминии при нормальной температуре одна вакансия приходится на 10^{12} атомов, а при температуре, близкой к $T_{\text{пл}}$, одна вакансия — на каждую тысячу атомов (разница

в 10^9 раз). Эти цифры соответствуют относительно равновесному состоянию решеток. При процессе кристаллизации, видоизмененном кинетическими факторами, число вакансий должно быть еще больше и плотность твердого металла в этих условиях может оказаться ниже плотности расплава. Понятно, что при понижении плотности увеличивается объем вещества.

Существенным фактором, вызывающим увеличение объема сплава при его охлаждении и формировании отливки, является протекание в этом сплаве вторичных фазовых превращений.

Например, переход γ -железа (гранцентрированная решетка) в α -железо (объемноцентрированная кубическая решетка) связано с увеличением объема стали, которое зависит от полноты распада аустенита. Оно будет наибольшим, если углерод (цементит) выделится из раствора, но останется внутри решетки железа, вызвав ее деформацию (мартенсит); увеличение объема будет наименьшим, если выделившийся из раствора цементит и железо образуют самостоятельные фазы (см. табл. 5).

Таблица 5

Удельный вес и удельный объем различных структурных составляющих стали

Параметр	Структурная составляющая				
	Феррит (железо)	Цементит	Аустенит	Мартенсит	Перлит
Плотность, г/см ³	7,864	7,670	7,843	7,633	7,778
Удельный объем, см ³ /г	0,1271	0,1304	0,1275	0,1310	0,1286

Увеличение объема сплава при фазовых превращениях могут хоть и в незначительной степени компенсировать вредные последствия усадки. Однако это расширение является фактором, создающим дополнительные трудности при изготовлении отливок.

Вторичные фазовые превращения, например, в стали, происходят в разное время в различных частях отливки и могут в разных слоях сплава заканчиваться при разной степени распада матричной фазы. Это нередко служит источником дополнительных внутренних напряжений, развивающихся в отливке.

Для иллюстрации процесса изменения объема охлаждающейся и затвердевающей отливок на рис. 63 дана диаграмма, характеризующая изменение удельного объема железа и сталей с различным содержанием углерода (0; 0,25 и 0,8%) при изменении температуры. На кривой, относящейся к чистому железу, особенно ясно видно уменьшение удельного объема при $\delta \rightarrow \gamma$ -превращении и увеличении его при переходе γ - в α -железо. Предусадочное расширение на кривых не отмечено.

На рис. 64 приведена для стали диаграмма в координатах усадка — температура (по Ч. Бриггсу), на которой показано предусадочное расширение. Рассмотрим усадку кристаллизую-

щегося сплава в части, относящейся к развитию напряжений и деформаций в отливках, а также последствия усадки уже затвердевшей отливки. При изложении материала, относящегося к рассматриваемой теме, примем во внимание расширение сплава при протекании в нем вторичных фазовых превращений.

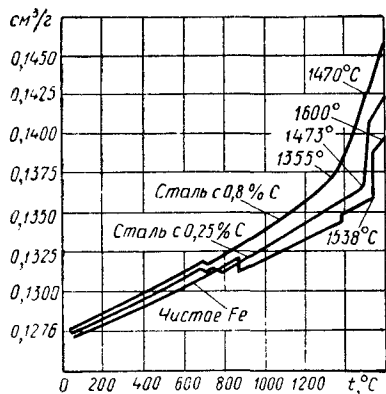


Рис. 63. Удельный объем железа и сталей, содержащих 0,25% С и 0,8% С при разных температурах

После охлаждения жидкого сплава настолько, что отливка приобретает поверхностный каркас и заданные геометрические очертания, дальнейшее охлаждение и усадка отливки всегда сопряжены с преодолением сил, мешающих этой усадке. Необходимость преодоления сил, препятствующих усадке, вызывает развитие в металле внутренних напряжений.

Напряжения, возникающие в отливке, в зависимости от причин их появления, могут быть подразделены на три группы.

1. Напряжения, связанные с тем, что усадке отливки препятствует литейная форма или отдельные ее части. Например, при охлаждении внешний и внутренний диаметры полый цилиндриче-

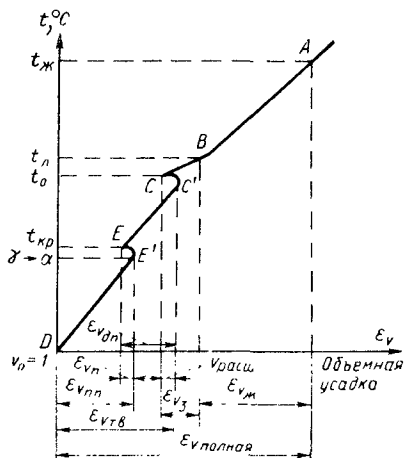


Рис. 64. Объемная усадка стали при охлаждении:

$C-C'$ — предсадочное расширение; $E-E'$ — расширение, вызванное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением; $AD = \epsilon_{v_{\text{полная}}}$ — полная объемная усадка, протекающая с момента заливки стали до полного ее охлаждения; $AB = \epsilon_{v_{\text{ж}}}$ — усадка стали в жидком состоянии; $BC = \epsilon_{v_{\text{затв}}}$ — усадка стали при затвердевании; $CC' = \epsilon_{v_{\text{расп}}}$ — предкристаллизационное расширение; $C'E = \epsilon_{v_{\text{дп}}}$ — доперлитная усадка стали; $EE' = \epsilon_{v_{\text{п}}}$ — расширение при перлитном превращении; $E'D = \epsilon_{v_{\text{пп}}}$ — послеперлитная усадка стали; $BC' = \epsilon_{v_{\text{тв}}}$ — усадка стали в твердом состоянии

ской отливки должны уменьшаться. Уменьшению внутреннего диаметра цилиндра препятствует стержень, диаметр которого не только остается постоянным, но с течением времени может и увеличиваться, так как стержневая смесь нагревается и расширяется. Аналогично получается в случаях, когда отливка на одной из своих граней имеет две выступающих части, между кото-

рыми находится соответствующая часть формы, меняющая усадке отливки, т. е. сближению выступающих ее частей (простейший пример рассмотрен ниже, см. рис. 65).

В результате сопротивления формы усадке в отливке возникнут растягивающие напряжения, которые обычно называют усадочными напряжениями (термин не совсем правильный, так как другие виды напряжений также связаны с развитием усадки).

2. Напряжения, связанные с неодновременным охлаждением тонких и массивных частей отливки или с неодновременным охлаждением разных ее слоев. Тонкие стенки и выступы отливки охлаждаются быстрее, чем массивные ее части, имеющие малую поверхность охлаждения при большой концентрации массы ме-

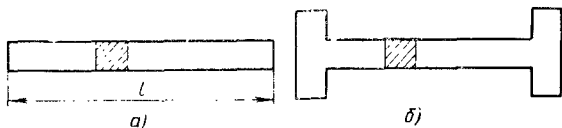


Рис. 65. Схема для рассмотрения свободной и затрудненной усадок

талла. Естественно, что при жесткой связи между частями отливки медленнее охлаждающиеся и претерпевающие малое изменение объема массивные части будут задерживать усадку быстро охлаждающихся участков. Это вызовет образование внутренних напряжений в отливке.

Напряжения, вызванные разной скоростью охлаждения сплава в разных частях отливки, принято называть термическими (термин тоже не совсем точный, так как термические условия процесса, т. е. условия изменения температурного поля отливки, влияют и на усадочные напряжения).

3. Напряжения, связанные с фазовыми превращениями. Вторичные фазовые превращения в твердом охлаждающемся сплаве протекают не одновременно во всем объеме отливки, а сначала в тонких быстро охлаждающихся ее частях, а затем в медленно охлаждающихся массивных частях. Степень полноты распада первичной фазы также может быть различной. Эти обстоятельства могут быть причиной разного относительного изменения объема в различных местах отливки, а следовательно, причиной развития внутренних напряжений. Напряжения, связанные со вторичными фазовыми превращениями, принято называть фазовыми (термин условный).

Подразделение развивающихся в отливке напряжений на перечисленные три группы помогает систематизировать причины, вызывающие напряженное состояние сплава.

Любой вид напряжения в сплаве может вызвать либо деформацию отливки или отдельных ее частей (растяжение, сжатие, изгиб и т. д.), либо нарушение целостности отливок (трещины).

Деформации, вызванные напряжениями в сплаве, могут быть упругими, т. е. существующими только в период действия внешней силы и исчезающими при ее снятии, или пластическими, т. е. необратимыми. Пластическая деформация является результатом того, что сила, вызвавшая появление напряжения в металле, произвела работу сдвига одних слоев металла относительно других, причем в результате этой работы металл получил новые внешние очертания, а сила, совершившая эту работу, перестала действовать. Таким образом, пластическая деформация уменьшает, т. е. релаксирует, напряжение в сплаве.

Рассмотрим отдельно последствия развития в отливках напряжений различных типов.

2. Усадочные напряжения. Горячие трещины

Воздействие усадочных напряжений легко уяснить из рассмотрения простейшего примера. На рис. 65 показаны две отливки, одна из которых представляет собой брус квадратного сечения (рис. 65, а), другая — такой же брус, но с поперечинами на концах (рис. 65, б). Если представить себе, что полости внутри песчано-глинистых форм для этих отливок имели в первоначальном виде одинаковую длину $l = 1020$ мм, что эти формы были залиты сталью при одинаковом перегреве над температурой ликвидуса, что затем отливки были охлаждены до нормальной температуры по одинаковому режиму, то охлажденные отливки должны были бы быть одинаковой длины. В действительности же окажется, что длина бруса без поперечин в холодном состоянии составляет 1000 мм, а длина бруса с поперечинами, например 1008 мм. Принято говорить, что в первом случае была свободная усадка, во втором — затрудненная усадка. Затруднение усадки бруса с поперечинами возникает вследствие того, что их приближенно мешает та часть формы, которая находится между ними. Для усадки формовочная смесь, находящаяся между выступающими частями отливки, должна быть сжата. В зависимости от силы сопротивления этому сжатию затрудненная усадка будет в большей или меньшей степени приближаться к свободной усадке. Разумеется, разница между свободной и затрудненной усадками будет зависеть от сжимаемости (податливости) формовочной смеси.

Рассмотрим физический смысл того факта, что усадка бруса с поперечинами оказалась меньше, чем усадка простого бруса, изображенного на рис. 65, а. Отметим, что большая конечная длина бруса с поперечинами ($l_0 \approx 1008$ см) сохраняется и после извлечения отливки из формы.

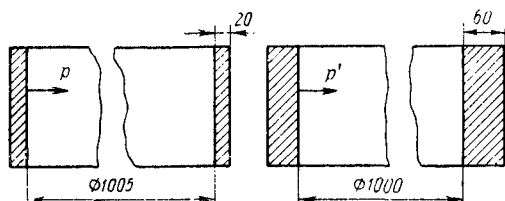
Учитывая это можно сделать вывод о том, что брус с поперечинами (см. рис. 65, б) претерпел пластическую деформацию. Иными словами, можно прийти к выводу, что линейная усадка, вызванная уменьшением параметра кристаллической решетки сплава при понижении температуры, в обоих отливках одинакова

и составляла $\sim 2\%$. Наряду с этим в отливке (см. рис. 65, б) из-за воздействия формы произошло пластическое удлинение, равное приблизительно $\sim 0,8\%$. В результате пластической деформации затрудненная усадка составила $2,0 - 0,8 = 1,2\%$.

Естественно ожидать, что силы, вызывающие сжатие формовочного материала, будут возрастать в случаях, когда основное сечение бруса увеличивается, а размеры поперечни остаются прежними. Для пластической деформации массивного бруса нужны большие усилия, чем для деформации бруса малого сечения. Такие усилия возникнут при большей сжатии формовочной смеси.

Если такие брусья охлаждать с одинаковой интенсивностью, то затрудненная усадка массивных брусьев (с большим сечением)

Рис. 66. Затрудненная усадка при охлаждении цилиндров с большой (60 мм) и малой (20 мм) толщинами стенок



будет в большей степени приближаться к свободной усадке, чем затрудненная усадка тонких брусьев. На рис. 66 показаны два полых цилиндра со стенками толщиной 20 и 60 мм, отлитых в одинаковых условиях (в том числе со стержнями, имевшими вначале одинаковые размеры и прочность). После охлаждения внутренний диаметр тонкостенного цилиндра был больше ($d_{\text{вн}} = 1005$ мм), чем внутренний диаметр массивного цилиндра ($d'_{\text{вн}} = 1000$ мм). Сжимающее воздействие на стержень большей массы кристаллизующегося и охлаждающегося сплава в толстостенном цилиндре превысило сжимающее воздействие, оказываемое на стержень тонкостенным цилиндром. Таким образом, массивные отливки легче преодолевают сопротивление усадке, оказываемое формой, чем тонкие отливки. Вместе с тем, прочность в тонкостенных отливках возрастает быстрее, чем в массивных. Тонкостенные отливки раньше остывают, а образующиеся на их поверхностях корки быстрее становятся прочными. Прочность сплавов при температурах, близких к $t_{\text{пл}}$, ничтожна и при $t_{\text{сол}}$ мала. При дальнейшем охлаждении отливки прочность быстро возрастает главным образом за счет охлаждения и упрочнения поверхностной корки.

На рис. 67 приведены результаты экспериментов [41]: пределы прочности и относительное удлинение цилиндрических отливок диаметрами 25 и 40 мм в функции от температуры, измеренной в их центре. Из сравнения кривых видно, что прочность и пластические свойства менее массивной отливки диаметром 25 мм вследствие возрастания прочности поверхностной корки повышаются быстрее, чем у более массивной отливки диаметром 40 мм.

Г. Холл на основе экспериментальных исследований, установил предел прочности и относительное удлинение при охлаждении цилиндрических образцов диаметром 25 мм, отлитых из стали, содержащей 0,20% С, 0,30% Si, 0,60% Mn, 0,05% S и 0,05% P.

Результаты этих экспериментов сведены в табл. 6.

Большое влияние на прочность отливок, в частности в горячем состоянии, оказывают примеси, содержащиеся в сплаве. Например, сравнительно небольшое количество серы в стали вследствие образования легкоплавкой эвтектики FeS—FeO—F, располагающейся на поверхностях зерен, в несколько раз уменьшает прочность отливки в горячем состоянии.

Температурная зависимость механических свойств образцов стали с повышенным содержанием серы, приведена в табл. 7. Состав стали: 0,17% С, 0,20% Si, 0,65% Mn, 0,14% S, 0,05% P.

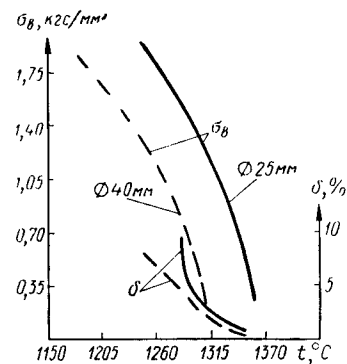


Рис. 67. Изменение предела прочности при растяжении σ_B и относительного удлинения δ при охлаждении образцов различного сечения

Если внутренние напряжения, возникающие в затвердевающей и охлаждающейся отливке, не превзойдут предел прочности сплава, то эти напряжения релаксируются пластической деформацией

Таблица 6

Предел прочности и относительное удлинение цилиндрических образцов

№ образца	Время после заливки, с	Температура при охлаждении отливки, °C		Предел прочности, кгс/мм ²	Удлинение, %
		в наружной зоне	в центре		
1	20	1342	1432	0,3	0
2	28	1336	1424	0,5	0
3	34	1328	1412	0,5	0
4	39	1322	1398	0,95	0
5	44	1306	1356	1,05	0
6	50,4	1282	1330	1,30	3
7	57,5	1254	1298	1,65	29

отливки и ее лишние размеры окажутся большими, чем в том случае, когда внутренние напряжения не возникали (сравните затрудненную и свободную усадку отливок на рис. 65, а и 65, б). Если усадочные напряжения в отливке превзойдут предел прочности сплава, то в ней образуются трещины.

Трещины, вызванные усадочными напряжениями, часто называют горячими трещинами, так как они образуются при высоких температурах.

Образование горячих трещин, по-видимому, происходит всегда в температурном интервале $t_{ц.п.у} - t_{сол}$, когда прочность и пластические свойства сплава очень низки. Развитие образовавшейся трещины может происходить и после полного затвердевания поверхностной корки, т. е. после охлаждения ее ниже температуры солидуса.

Отдельно должен быть рассмотрен вопрос о взаимосвязи между вероятностью образования трещин и скоростью охлаждения отливки.

При малой скорости охлаждения усадка отливок развивается медленно. Этому соответствует медленное нарастание усадочных напряжений, что облегчает протекание пластической деформации и релаксацию напряжений. Этот положительный фактор сочетается с фактором, действующим в противоположном направлении при медленном охлаждении на поверхности отливки, позже образуется прочная твердая корка, и предел прочности отливки в течение продолжительного периода остается низким.

Высокая скорость охлаждения, наоборот, способствует указанному развитию напряжений и затрудняет их релаксацию. Вместе с тем, при быстром охлаждении на отливке скорее образуется прочная корка, способная противостоять усадочным напряжениям. Из изложенного следует, что для каждой из отливок должна существовать оптимальная скорость охлаждения.

Рассмотренные механизмы развития усадочных напряжений и образования горячих трещин позволяют придти к некоторым общим выводам.

Можно считать, что опасность образования горячих трещин тем выше, чем больше эффективный коэффициент сжатия при кристаллизации $\alpha_{затв.эф}$ и термический коэффициент сжатия металла в твердом состоянии при высоких температурах.

Горячие трещины образуются тем легче, чем меньше прочность и пластичность сплава при температурах, близких к температуре солидуса. Это делает особо опасным содержание в сплаве примесей, которые самостоятельно или в результате взаимодействия с основным металлом или другими примесями образуют не растворимую в сплаве легкоплавкую фазу, затвердевающую в последнюю

Таблица 7

Предел прочности и относительное удлинение цилиндрических образцов, отлитых из стали с повышенным содержанием серы

№ образца	Время после заливки, с	Температура на ружной зоне отливки, °С	Предел прочности, кгс/мм ²	Удлинение, %
1	20	1408	0,09	0
2	28	1394	0,19	0
3	34	1380	0,19	0
4	41,5	1346	0,40	0
5	50,5	1290	0,62	0
6	59	1240	1,0	0
7	60	1200	0,93	0

очередь и поэтому концентрирующуюся на поверхностях зерен. Горячие трещины практически всегда образуют межкристаллитный излом.

Прочность и пластичность поверхностного слоя отливки при постоянной скорости развития усадки возрастают, когда отводимая формой теплота выделяется тонкой вполне затвердевшей коркой, а не металлом, рассредоточенным внутри затвердевающей непластичной и непрочной двухфазной области. Поэтому сплавы с большим температурным интервалом кристаллизации, при прочих равных условиях, более склопны к образованию горячих трещин, чем сплавы с малым интервалом кристаллизации или эвтектические сплавы и чистые металлы.

— Низкие значения теплофизических параметров заливаемого сплава (λ , c_p , ρ_p), как это было показано в гл. II, способствуют увеличению температурного градиента по сечению отливки в стадии III ее охлаждения (эта стадия особенно опасна для развития горячих трещин) и в связи с этим приводят к утолщению и упрочнению наружной корки. Таким образом, сплавы с пониженными значениями λ , c_p и ρ_p , при неизменном коэффициенте сжатия менее склопны к образованию горячих трещин, чем сплавы с большой теплопроводностью, теплоемкостью и теплотой кристаллизации. Большое влияние на образование горячих трещин оказывает скорость охлаждения отливки.

В соответствии с приведенными ранее соображениями в большинстве цехов для борьбы с трещинами используют замедленное охлаждение отливок. Реже горячие трещины устраняют быстрым охлаждением отливок, например переводом их на литье в кокиль. Для подтверждения высказанных соображений интересно отметить, что, если в кокильных отливках все же образуются трещины, то они практически всегда расположены не в тех местах, где они находились при использовании разовых форм.

По-видимому, наибольшую опасность для образования горячих трещин представляют средние скорости охлаждения отливок (абсолютные значения этих скоростей различны для разных конфигураций отливок).

Очень большое влияние на возникновение горячих трещин оказывает сжимаемость (податливость) форм и стержней. Податливость форм возрастает при уменьшении степени уплотнения формовочных и стержневых смесей (при увеличении их пористости), однако это связано с ухудшением поверхности отливок. Для увеличения податливости иногда изготавливают полые формы и стержни или применяют формовочные и стержневые смеси, содержащие примеси, которые выгорают и образуют дополнительные поры при сушке (в смеси добавляют, например, древесные опилки).

Влияние температуры заливки на образование горячих трещин равноценно влиянию скорости охлаждения.

Возможность образования горячих трещин в значительной степени зависит от конструкции отливки. Этот вопрос в данной

книге не рассматривается. Отметим лишь, что конструктор должен предпринимать меры, обеспечивающие минимальные усадочные напряжения при изготовлении отливки. Аналогичные меры должен предпринимать и специалист, разрабатывающий конструкцию литейной формы.

3. Термические и фазовые напряжения. Холодные трещины

Термические напряжения. Переходим к рассмотрению термических напряжений в отливках и к оценке вызываемых ими последствий.

В качестве примера рассмотрим развитие термических напряжений в жесткой отливке (рис. 68, а).

Отливка состоит из массивного 2 и двух симметрично расположенных тонких 1 цилиндрических прутков, соединенных между

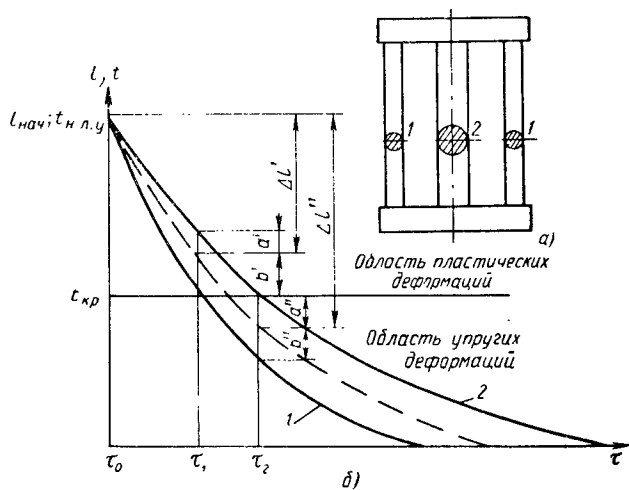


Рис. 68. Схема к исследованию развития внутренних напряжений в отливках

собой поперечными брусками, которые не допускают изгиба при напряжениях разного знака, возникающих в массивном и тонких прутках.

На рис. 68, б) даны кривые охлаждения тонких и массивной частей отливки. Благодаря большей удельной поверхности тонкие прутки охлаждаются быстрее (кривая 1), чем массивный прутки (кривая 2).

Усадку отливки оценим исходя из следующих соображений. Сделаем предположения, что температура начала линейной усадки $t_{л.у}$ достигается во всей отливке одновременно, фазовые превращения в охлаждаемой отливке отсутствуют, коэффициент

линейной усадки $\alpha_{\text{лин}}$ постояннен. Длина отливки l_t при некоторой температуре t , лежащей ниже $t_{\text{н. л. у}}$, должна составлять

$$l_t = l_0 [1 - \alpha_{\text{лин}} (t_{\text{н. л. у}} - t)]. \quad (239)$$

Этому соответствует линейная усадка

$$\varepsilon_t = \frac{l_0 - l_t}{l_0} = \alpha_{\text{лин}} (t_{\text{н. л. у}} - t) = \alpha_{\text{лин}} \Delta t. \quad (240)$$

Формула (240) показывает, что усадка ε_t пропорциональна изменению температуры $\Delta t = (t_{\text{н. л. у}} - t)$ и что, следовательно, кривые охлаждения при выборе соответствующего масштаба должны являться кривыми, характеризующими уменьшение длины отливки. Это даст право отложить на оси ординат (рис. 68, б) не только температуру t , но в соответствующем масштабе и пропорциональный ей линейный размер отливки l . Из рассмотрения рис. 68, б видно, что если бы тонкий прутки не был связан с массивным, то он вследствие быстрого охлаждения подвергнулся усадке быстрее массивного прутка (кривые 1 и 2). Усадка массивного прутка, наоборот, в начальный период происходила бы медленнее.

Учитывая, что отливка представляет собой жесткое тело, приходится предположить, что при разных скоростях охлаждения все три прутка (широкий и два узких) фактически подвергаются усадке с течением времени одинаково, это связано с возникновением в отливке внутренних напряжений. Кривая фактической усадки дана на рис. 68, б штриховой линией.

В конце прошлого столетия Э. Гейн, проанализировав воздействие тонких и массивных частей друг на друга, пришел к следующим интересным выводам. Э. Гейн учел, что механические свойства металла в областях высоких и низких температур различны. Он сделал допущение, что существует некоторая критическая температура, ниже которой в отливке фактически развиваются только упругие деформации и выше которой, наоборот, упругие деформации вообще невозможны и все внешние силы вызывают только пластическую деформацию. Для углеродистой стали и чугуна была принята условная критическая температура, равная $t_{\text{кр}} = 620^\circ \text{C}$. Допущение Э. Гейна является очень условным, однако оно позволяет с достаточной степенью точности дать качественную оценку явлений.

Используя допущение Э. Гейна, обратимся к исследованию рис. 68, б. Как видно из этого рисунка, до момента τ_1 тонкие и массивные звенья отливки находятся в области только пластических деформаций. Тонкие части отливки при свободной усадке сократились бы до l_{τ_1} . Фактическая же усадка этих частей (см. штриховую линию) была меньше на величину b' и длина их в момент τ_1 составила $l_{\tau_1} + b'$ или $l_{\text{нач}} - \Delta l'$. Так как упругие деформации в рассматриваемом интервале температур невозможны, следует заключить, что к моменту τ_1 тонкие части оказались пла-

стически растянутыми на величину b' . По аналогичным причинам массивный прут отливки оказался пластически сжатым на величину a' . После окончания пластической деформации всех частей отливки в ней не осталось напряжений.

В период $\tau_1 - \tau_2$ тонкие прутки охлаждаются в области развития упругих деформаций, в то время как массивный пруток продолжает сохранять способность к пластической деформации. Ускоренное сжатие массивного прутка вызывает в нем напряжения, которые релаксируются пластическим его укорачиванием. Снятие напряжения в массивном прутке и сохранение напряжений в упругодеформированных тонких прутках нарушит равновесие системы, которое затем восстановится за счет дополнительного пластического сжатия центрального прутка отливки. Таким образом, в момент τ_2 , так же как и в момент τ_1 , тонкие стержни будут пластически растянуты на некоторую изменившуюся величину b'' , а широкое звено пластически сжато на величину a'' . Длина всех участков составит $l_{нач} - \Delta l''$. Напряжения при $\tau = \tau_2$ в отливке по-прежнему не будет. Положение изменится при $\tau > \tau_2$, когда все части отливки окажутся в низкотемпературной области упругих деформаций. Если бы в момент τ_2 отливка была разрезана, то тонкие стержни с менее высокой температурой в момент τ_2 , чем температура центрального прутка, при окончательном остывании сократились бы меньше по сравнению с более горячим центральным прутком. Этот последний при нормальной температуре оказался бы короче, чем боковые тонкие прутки. Однако вследствие того, что отливка представляет собой единое жесткое целое тело, три составляющие ее части окажутся одинаковой длины, причем тонкие прутки будут упруго сжаты на b'' (это компенсирует ранее происшедшее пластическое растяжение на ту же величину b''), а центральный пруток — упруго растянут на a'' (что компенсирует предварительное пластическое расширение). Таким образом, в период, начинающийся в момент $\tau = \tau_2$ и оканчивающийся при полном охлаждении отливки, знак напряжений становится обратным по сравнению с периодом $\tau_0 - \tau_2$. Однако напряжения, возникающие после $\tau = \tau_2$, вызывают не пластические, а упругие деформации.

Заметим, что в период $\tau > \tau_2$ толстый пруток охлаждается быстрее тонкого. Если холодную отливку разрезать, то длина тонких ее частей увеличится, а широкой — уменьшится. Таким образом, в охлажденной отливке сохранятся внутренние напряжения. Сумма сил, действующих в отливке, согласно законам механики, будет равна нулю. Соответственно сумма проекций этих сил на любую ось также равна нулю:

$$\sum P_x = F_1 \sigma_1 + 2F_2 \sigma_2 = 0,$$

где F_1 и F_2 — соответственно площади сечения широкого и узких цилиндрических прутков; σ_1 и σ_2 — соответственно напряжения в широком и узких прутках.

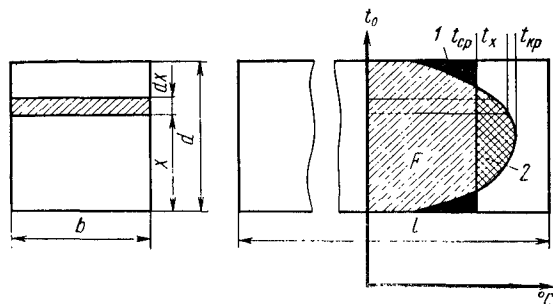
Отсюда

$$\sigma_1 = -\frac{2F_2}{F_1} \sigma_2, \quad (241)$$

т. е. напряжение в широком прутке обратно по знаку напряжениям в узких прутках, а величина этого напряжения зависит от соотношения площадей сжатой и растянутой частей отливки.

Для того чтобы внутри отливки сохранилось равновесие всех действующих в ней сил должен быть удовлетворен и другой закон механики: сумма моментов этих сил относительно произвольно выбранной точки также должна быть равна нулю. В приведенном примере (см. рис. 68) это требование было выполнено симметрич-

Рис. 69. Схема к расчету внутренних напряжений в прямоугольном брусе



ным расположением узких прутков с обеих сторон широкого прутка. Если представить себе, что одного из тонких прутков нет, то другой упругосжатый узкий пруток растянется, последнее приведет к уменьшению упругорастянутого широкого прутка. В результате этого отливка изгибается до тех пор, пока моменты сил, действующих в этих прутках, не уравновесятся. Следовательно, если отливка не симметрична, что обеспечивает взаимное уравновешивание моментов сил, связанных с развитием термических напряжений, конфигурация ее изменится и очертания исказятся.

Внутренние напряжения, сохранившиеся в отливке, могут привести к следующему. Если эти напряжения превосходят предел прочности, то отливка разрушается (возникают трещины). Иногда к одной из деталей какой-либо машины достаточно приложить незначительную внешнюю нагрузку, чтобы в результате сложения приложенной силы с ранее действовавшими внутренними силами вывести ее из строя. Внутренние напряжения, как указывалось, могут вызвать значительное искажение конфигурации отливок.

Отметим, что внутренние напряжения развиваются не только в сложных отливках с тонкими и массивными частями, но и в равностенных отливках даже простейшей конфигурации. Дадим количественную оценку этих напряжений.

На рис. 69 схематично показан брус с сечением параллелепипеда. Длина бруса l , ширина b и толщина d в см. Предположим, что брус охлаждается только сверху и снизу, его боковые стенки — теплоизолированы. Предположим, что в момент τ_2 , когда все точки охлаждаемой отливки перешли в температурную область, в которой возможны только упругие деформации, температурное поле в сечении бруса характеризуется кривой $t = f(x)$. Функция эта известна. Кривая $t = f(x)$ приведена справа на рис. 69. Текущую координату x отсчитываем параллельно размеру d .

Выделим в сечении bd некоторый бесконечно малый элемент сечения шириной b и толщиной dx . Этот элемент в случае свободной усадки должен был бы при полном охлаждении сократиться на величину

$$\epsilon_x = \alpha_{\text{лин}} (t_x - t_0) l,$$

где t_x — температура рассматриваемого элемента в момент, когда вся отливка перешла в температурную область, лежащую ниже $t_{\text{кр}}$, где возможны только упругие деформации; t_0 — температура окружающей среды (температура цеха).

Однако вследствие того, что рассматриваемый элемент составляет лишь часть всей отливки, он уменьшится, как все другие слои, на некоторую среднюю величину $\epsilon_{\text{ср}}$.

Разница между свободной и средней усадками приведет к возникновению напряжения, которое в рассматриваемом элементе на основании закона Гука составит

$$\sigma_x = E \epsilon = E \frac{\alpha_{\text{лин}} (t_x - t_0) l - \epsilon_{\text{ср}}}{l}, \quad (242)$$

где E — модуль упругости сплава; ϵ — относительная деформация (величина, на которую упругодеформирован рассматриваемый элемент, отнесенная ко всей длине отливки l). Сила, которая будет действовать в слое bdx ,

$$P_x = b \sigma_x dx = b E \frac{\alpha_{\text{лин}} (t_x - t_0) l - \epsilon_{\text{ср}}}{l} dx. \quad (243)$$

Силы, действующие в разных слоях отливки, должны взаимно уравновешиваться. Это соответствует условию

$$\sum P_x = 0$$

или

$$\sum P_x = b E \int_0^d \frac{\alpha_{\text{лин}} (t_x - t_0) l - \epsilon_{\text{ср}}}{l} dx = 0. \quad (244)$$

Так как $bE \neq 0$, то уравнение (244) упрощается:

$$\int_0^d \left[\alpha_{\text{лит}} (t_x - t_0) - \frac{\varepsilon_{\text{ср}}}{l} \right] dx = 0,$$

$$\alpha_{\text{лит}} \int_0^d (t_x - t_0) dx - \frac{\varepsilon_{\text{ср}}}{l} \int_0^d dx = 0. \quad (245)$$

Первый интеграл равен площади F , заключенной между линией, характеризующей t_0 , и кривой $t = f(x)$, характеризующей температурное поле отливки в момент τ_2 ; кривая $t = f(x)$ по условиям задачи известна. На рис. 69 площадь F заштрихована.

Следовательно, после интегрирования (245) получим

$$\alpha_{\text{лит}} F - \frac{\varepsilon_{\text{ср}}}{l} d = 0, \quad (246)$$

откуда

$$\varepsilon_{\text{ср}} = \frac{\alpha_{\text{лит}} F l}{d}, \quad (247)$$

где $\frac{F}{d} = t_{\text{ср}} - t_0$ — по построению.

После подстановки значения $\varepsilon_{\text{ср}}$ из (247) в (242) получим

$$\sigma_x = E \alpha_{\text{лит}} \left((t_x - t_0) l - \frac{(t_{\text{ср}} - t_0) l}{l} \right)$$

или

$$\sigma_x = E \alpha_{\text{лит}} (t_x - t_{\text{ср}}). \quad (248)$$

В момент τ_2 полного перехода отливки в область упругих деформаций, с которого начинается развитие остаточных напряжений, температура ее наружных слоев была сравнительно низкой, поэтому они оказались сжаты:

$$t_x - t_{\text{ср}} < 0$$

и

$$\sigma'_x = E \alpha_{\text{лит}} (t_x - t_{\text{ср}}) < 0.$$

Для внутренних слоев

$$t_x - t_{\text{ср}} > 0,$$

поэтому центральная область отливки после окончательного охлаждения оказывается растянутой:

$$\sigma''_x = E \alpha_{\text{лит}} (t_x - t_0).$$

Область и величины сжимающих напряжений характеризуются участком 1, область и величины растягивающих напряжений — участком 2 (рис. 69).

Таким образом, при отливке бруса с постоянным прямоугольным сечением наружные его слои выполняют роль тонких частей

отливки (например, роль тонких прутков, рис. 68), а внутренние слои бруса — роль массивных частей отливки (например, центрального прутка на рис. 68).

Приведенный вывод говорит о том, что внутренние напряжения создаются в любых отливках, в том числе имеющих простую конфигурацию. Это разумеется, не исключает того факта, что в отливках сложных конфигураций эти напряжения больше.

Как отмечалось, внутренние напряжения тем больше, чем больше пластические деформации, успевшие произойти при высоких температурах. Внутренние напряжения компенсируют эти пластические деформации, вызывая в низкотемпературной области упругие напряжения обратного знака.

Учитывая это, методы уменьшения внутренних напряжений в отливках сводятся главным образом к изысканию возможностей снижения пластических деформаций в горячем сплаве. Чаще это достигают замедленным охлаждением металла. Действительно, при малой скорости отвода теплоты от отливки расстояние между кривыми 1 и 2 на рис. 68 может быть значительно уменьшено. Расстояние каждой из этих кривых от штриховой линии, характеризующее величину деформации сплава, при этом также значительно уменьшается.

Ограничение скорости охлаждения отливки для уменьшения внутренних напряжений в сплаве, как правило, неблагоприятно влияет на кристаллическую структуру сплава и ширину области, в которой распространены усадочные поры, поэтому скорость охлаждения отливки следует ограничивать лишь в строго необходимой степени.

В этой связи особого внимания заслуживают работы, дополняющие и углубляющие представления Э. Гейна, о которых говорилось выше.

Проф. Л. С. Константинов установил, что в области высоких температур литейные сплавы, как правило, имеют достаточно высокий предел упругости и что поэтому не все силы, действующие на отливку, вызывают пластическую деформацию [22].

В. И. Самсонов установил, что формирование остаточных напряжений в отливке следует рассматривать как сложный процесс, состоящий из нескольких стадий. В первой стадии упругие напряжения развиваются в той степени, в какой это возможно в горячем металле. Упругие напряжения непрерывно уменьшаются вследствие протекания процесса релаксации. Эта стадия продолжается до возникновения максимального перепада температур в частях отливки различной толщины или по сечению какой-либо ее стенки.

Во второй стадии упругие напряжения уменьшаются вследствие уменьшения перепада температур и продолжающейся релаксации напряжений. Конец второй стадии характеризуется наличием в отливке разности температур и отсутствием напряжений. Указанное соответствует предложенной Э. Гейном схеме раз-

вития напряжений, но разница в том, что температура, при которой уменьшаются напряжения, зависит не только от состава сплава, но также и от конфигурации отливки и условий ее охлаждения. В третьей стадии процесса знак упругих напряжений изменяется на противоположный, и они также уменьшаются вследствие релаксации.

Из работы В. И. Самсонова следует, что величина остаточных напряжений тем больше, чем менее полно протекает релаксация упругих напряжений в первых двух стадиях и чем более полно протекает она в третьей стадии охлаждения. Ускоренное охлаждение отливки в течение первых двух стадий снижает остаточные напряжения, особенно, если эти напряжения возникают вследствие разности температур между стенками различной толщины. Один из выводов этой работы сводится к тому, что следует различать напряжения, возникающие вследствие перепада температур между частями отливок различной толщины, и напряжениями, развивающимися вследствие перепада температур в сечении какой-либо стенки. Разностенные отливки рекомендуется охлаждать в высокотемпературной области предельно быстро, не допуская, однако, возникновения горячих трещин. Для массивных отливок со сравнительно мало изменяющимися площадями сечений рекомендуется медленное охлаждение.

Работа В. И. Самсонова, с одной стороны, открывает пути для оптимизации процесса охлаждения сплава, который обеспечит благоприятное его строение с незначительно развитыми в нем внутренними напряжениями, с другой стороны, позволяет сформулировать рекомендации конструкторам отливок и литейных форм.

Необходимо, чтобы конструкции отливки и формы (т. е. место подвода горячего жидкого сплава к полости форм, расположение прибылей, влияющих на температурное поле отливки и т. д.) обеспечивали минимальный перепад температур по сечению отливки и чтобы возникший температурный перепад начал снижаться как можно раньше. Конструкторы отливок должны помнить о том, что возникающие в отливке силы могут вызвать ее искривление.

Внутренние напряжения могут быть устранены или практически сняты термической обработкой отливок. В новейших работах Л. А. Тимофеева и И. Д. Шумова отмечается, что отжиг снимает напряжения, но не восстанавливает тех высоких механических свойств металла, которые он мог бы иметь, если бы напряжения отсутствовали с самого начала.

Фазовые напряжения. Вторичные фазовые превращения в сплавах, в частности, в стали и чугуне, как указывалось, связаны с увеличением объема отливки. Опасные напряжения могут возникнуть, если эти фазовые превращения происходят одновременно или при различной для разных мест отливки степени распада первичной фазы.

Из гл. I известно, что скорость отвода теплоты от отливок с течением времени уменьшается. Уменьшение интенсивности охлаждения (т. е. уменьшение критерия Vi) приводит к выравниванию температуры по сечению отливки. Надо стремиться к тому, чтобы к началу вторичных фазовых превращений температурное поле отливки оказывалось бы достаточно равномерным и чтобы опасность последствий фазовых напряжений была минимальной.

Выше рассмотрены условия развития упругих напряжений в низкотемпературной области, в которой, по представлениям Э. Гейна, пластические деформации не протекают, а по представлениям современных исследователей, протекают в ограниченной степени. Если величина напряжений превысит предел прочности сплава, то они могут вызвать трещины в отливках. Эти трещины в соответствии с температурной областью их образования часто называют холодными трещинами.

Для предупреждения возникновения холодных трещин принимают меры, направленные к снижению напряжений, о чем говорилось выше. Следует учитывать, что нередки случаи, когда действие внутренних упругих напряжений сказывается не в период охлаждения отливок, а в период эксплуатации изготовленных из этих отливок деталей машин.

Глава VII

Формирование поверхности отливки.

Развитие пригара

1. Общие сведения

Отливка формируется во взаимодействии с внешней средой. Этой внешней средой для отливки является литейная форма. Важнейшим и первым видом взаимодействия является теплообмен, регулирование которого изменением свойств формы позволяет управлять кристаллизацией сплава, развитием в нем ликвации, усадочных раковин и усадочных пор (гл. II—IV). Вторым видом взаимодействия является газообмен между металлом и формой, он предопределяет степень вероятности возникновения в отливке газовых дефектов (гл. V). В предыдущей главе был рассмотрен третий вид — механическое взаимодействие металла и формы, вызывающее в некоторых случаях возникновение трещин в сплаве, искривление отливок и развитие в них внутренних напряжений.

К четвертому виду взаимодействия отливки с литейной формой относятся физико-химические процессы, происходящие непосредственно на поверхностях раздела сплава и формы. В большинстве случаев стремятся к предотвращению химических ре-

акции между металлом и материалом формы, а также проникновения металла в форму, что позволяет получить отливки с высококачественной поверхностью. При отсутствии физико-химического взаимодействия состояние поверхности отливок, изготовленных в разовых литейных формах, зависит от зернового строения формовочных песков, так как рельеф зерен, а также межзерновые поры благодаря тесному контакту жидкого металла с формовочным материалом отпечатываются на поверхностях готовых отливок. Очевидно, что чем крупнее зерна песка, тем ниже качество поверхности наружной корки отливки.

Развитие физико-химического взаимодействия на границе металл — форма оказывает положительное влияние в пока еще мало применяющемся технологическом процессе изготовления поверхностно-легированных отливок (см. гл. II).

В большинстве случаев физико-химические процессы, протекающие на границе металл—форма, ухудшают качество поверхности отливки. Практически все отливки, изготавливаемые в разовых литейных формах, приходится очищать, так как их поверхности бывают загрязнены коркой формовочного материала, которую принято называть пригарной коркой или пригаром.

Остающаяся на поверхности отливки после ее извлечения из формы корка представляет собой зерна формовочного материала, сцементированные жидкостью, проникшей в пространства между этими зернами и затем затвердевшей. Жидкость, цементирующая пригарную корку, может быть различного состава и происхождения. В зависимости от природы этой жидкости пригар на отливках разделяется на три вида.

Механическим пригаром называется пригар, сцементированный залитым в форму металлом. Этот металл в жидком состоянии проникает в поры литейной формы, окружает отдельные зерна песка и затем после затвердевания образует металлокерамическую корку, трудно удаляемую с поверхности отливки.

Химическим пригаром называют корку формовочного материала, сцементированную жидкостью, которая образуется вследствие химического взаимодействия между металлом и формой и затвердевает после того, как охлаждение пригарной корки достигло температуры затвердевания этой жидкости. Температура, при которой заканчивается формирование химического пригара, может быть значительно ниже температуры затвердевания сплава, поэтому толщина корки химического пригара, как правило, значительно больше толщины корки механического пригара.

Химическое соединение, цементирующее пригар, неизбежно менее прочно связано с отливкой, чем струи металла, непосредственно вытекшие из пес. Поэтому химический пригар всегда легче отделяется от отливки, чем механический, хотя на очистку отливки в этом случае требуются значительные усилия.

Термический пригар сцементирован жидкостью, возникающей внутри формовочного материала без участия материала отливки.

Появление такой жидкости объясняется тем, что два или несколько тугоплавких веществ, содержащихся в формовочной смеси, могут при высокой температуре образовать новое сложное легкоплавкое соединение или легкоплавкий сплав, например эвтектического типа. Как правило, термический пригар не связан с отливкой и легко от нее отделяется.

Таким образом, причины образования пригара могут быть различными. Для полной характеристики пригара нужно знать состав, цементирующий пригар жидкости, а также степень ее связи после затвердевания с материалом отливки.

Заслуживает внимания тот факт, что во многих случаях целесообразнее допустить образование относительно большой пригарной корки, уменьшив силы сцепления между пригаром и отливкой.

Возможность образования механического пригара обуславливается размером пор в формовочном материале, продолжительностью периода, в течение которого поверхностные слои отливки остаются жидкими, величиной гидростатического давления металла на том участке формы, где развивается пригар, а также глубиной прогревающегося слоя формы, в который металл, не затвердевая, может проникать.

Механический пригар в чистом виде встречается редко, так как литейные сплавы и составляющие их металлы, как правило, не смачивают формовочный материал, и гидростатический напор сплава должен преодолеть не только силы трения, но и капиллярное давление, имеющее в связи с этой несмачиваемостью знак, противоположный знаку гидростатического напора.

Положение изменяется, если металл на поверхности отливки окисляется кислородом воздуха, находящегося в порах формы. Окислы большинства металлов не только смачивают, но и способны вступать в соединения с материалом формы (например, при литье стали или чугуна, при использовании песчано-глинистых форм могут образоваться силикаты железа).

Очень часто пригар представляет собой металлокерамическую корку, цементированную затвердевшими прожилками металла с окисленной поверхностью. Механизм образования такого пригара сводится к тому, что струйки металла при движении внутри формы окисляются с поверхности, что изменяет знак капиллярного давления и приводит к увеличению сил, вызывающих впитывание металла в поры формы. В дальнейшем, в зависимости от того, сохранилась ли окислительная атмосфера формы или приобрела восстановительный характер (см. ниже) происходит полное окисление струи и химическое взаимодействие образовавшихся окислов с материалом формы либо окислы металла восстанавливаются. Если для протекания химических реакций времени было недостаточно, то после охлаждения на отливке образуется механический пригар в чистом виде или в виде, при котором поверхность прожилок цементирующего пригара сплава окислена.

Таким образом, из рассмотрения механизма развития механического пригара следует, что этот вид пригара не является самостоятельным, а представляет собой первую стадию общего процесса образования сложной пригарной корки.

Химический пригар, как отмечалось, в подавляющем большинстве случаев является результатом химического взаимодействия окислов заливаемого сплава с формовочным песком, глиной и другими составляющими формовочной или стержневой смеси. Пригар образуется в том случае, если в результате такого взаимодействия образуется жидкость, способная в дальнейшем после затвердевания цементировать пригарную корку.

При литье стали и чугуна закись железа способна реагировать с кварцевым песком, образуя жидкие силикаты железа переменного состава. Температура затвердевания такой жидкости окажется тем ниже, чем больше попадет в нее примесей, способных понизить температуру ее плавления. Флюсоующими примесями применительно к силикатам железа являются окислы щелочных и щелочноземельных металлов (Na_2O , K_2O , CaO , MgO). Эти примеси попадают в формовочный песок в виде составных частей полевого шпата или слюды, содержащихся в большем или меньшем количестве в каждом песке.

ГОСТ 2138—74 подразделяет формовочные пески на сорта, причем для каждого сорта установлено предельное содержание вредных примесей.

Уместно отметить, что цементирующая химический пригар жидкость весьма напоминает металлургический шлак, температура затвердевания которого также зависит от количества содержащихся в нем флюсов.

Глубина проинкновения пригарной жидкости в литейную форму, а следовательно, и толщина пригарной корки тем больше, чем ниже температура затвердевания цементирующей пригар жидкости. Жидкость с низкой температурой плавления при движении встретит слой формы, способный вызвать ее затвердевание на большем расстоянии от отливки, чем жидкость с высокой температурой плавления.

Кинетика образования химического пригара сводится к следующему [7]. Струйки сплава с окисленной поверхностью, вступающая во взаимодействие с формовочным материалом, образуют новую шлакоподобную жидкость со сравнительно низкой температурой плавления. Эта жидкость будет постепенно растворять в себе, с одной стороны, дополнительное количество окиси металла, а с другой — новые количества кремнезема (кварцевых зерен) и содержащихся в песке флюсов (полевого шпата, слюды и др.). Количество образующей пригар жидкости возрастает, и она заполняет поры смеси в том слое, в котором температура будет превышать температуру ее затвердевания. Таким образом, образование химического пригара является второй стадией формирования сложной пригарной корки.

Термический пригар образуется в тех местах формы, к которым металл и его окислы проникнуть не успевают. Проникающие в эти места жидкие силкаты растворяют в себе составные части формовочной смеси, и если эти растворы имеют низкую температуру затвердевания, новая легкоплавкая жидкость образует термический пригар. Этот пригар составляет внешний слой пригарной корки и образуется в тех случаях, когда к моменту извлечения отливки из формы цементирующая термический пригар жидкость успела затвердеть. Термический пригар в большинстве случаев непрочен.

Кинетика развития термического пригара дает право рассматривать его как результат третьей последней стадии общего процесса формирования пригарной корки.

Рассмотрим средства, которые можно использовать для предотвращения или уменьшения вредных последствий пригара. Отметим, что в среднем 12–15% времени, затрачиваемого в литейных цехах на изготовление отливок, расходуется на очистку их поверхностей от пригарных корок.

Меры, предпринимаемые для борьбы с пригаром, можно подразделить на две основные группы: направленные на уменьшение возможности образования пригарных корок и на снижение сил сцепления между пригарной коркой и отливкой и тем самым уменьшение трудоемкости очистки отливок.

Меры, относящиеся к первой группе, многообразны. Рассмотрим их отдельно.

При литье чугуна, бронзы, латуней и других сплавов очень часто стремятся к предотвращению окисления поверхности отливок.

Для этого при литье чугуна в состав формовочных смесей, используемых для приготовления форм, не подвергающихся перед заливкой сушке, вводят 2–4% (по массе) легко газифицируемого угольного порошка (например, полужирный уголь). Вследствие того, что в порах формы вблизи отливки содержится относительно малое количество кислорода и что при высоких температурах реакция Бодуара $\text{CO}_2 + \text{C} = 2\text{CO}$ протекает преимущественно в правую сторону, воздушная окислительная атмосфера быстро замещается восстановительной атмосферой закиси углерода. Добавка угольного порошка уменьшает окисление металла, а следовательно, и развитие пригара.

При литье бронзовых сплавов с той же целью используют угольный порошок или мазут. Применение мазута вследствие более низкой, чем у угля, температуры начала газификации позволяет раньше получить восстановительную атмосферу. Однако выделяемое при этом большое количество газов вызывает опасность образования в форме высокого газового давления и возникновения в отливках газовых раковин. В связи с тем, что плотность медных сплавов выше, чем у чугуна, и что поэтому гидростатический напор, препятствующий проникновению газов в металл, у меди больше,

чем у железа, мазут применяют только в первом случае и очень редко при изготовлении отливок из чугуна.

При литье стали в формовочные смеси добавлять уголь и мазут нельзя, так как такие добавки вызывают науглероживание поверхности стальной отливки, понижают температуру затвердевания и увеличивают подвижность стали, что, в свою очередь, облегчает развитие пригара.

Особое значение имеет борьба с окислением при изготовлении отливок из магниевых сплавов. Магний может окисляться не только в результате реакций с кислородом или углекислым газом, но и в результате взаимодействия с водяными парами. К формовочной смеси для отливок из магниевого сплава всегда добавляют специальные защитные присадки сложного состава, содержащие сильные восстановители, а также вещества которые в результате реакции с магнием образуют на поверхности отливки защитную пленку.

При изготовлении отливок из любых сплавов защитные вещества, добавляемые в состав формовочных смесей, должны газифицироваться при возможно более низких температурах, так как только при этом они относительно быстро создадут восстановительную атмосферу вблизи отливки. Указанное делает невозможным использование таких добавок в смесях, служащих для приготовления форм и стержней, подвергающихся сушке. В процессе

Таблица 8

Состав газов, выделяющихся в стержне после заливки формы сталью

Состав стержневой смеси и защитных добавок, нанесенных на поверхность стержней	Время от начала заливки, мин	Содержание в газе, об. %				
		CO ₂	O ₂	CO	H ₂	N ₂
Неокрашенная, жидкоподвижная самотвердеющая на основе жидкого стекла	0 0,5	2,9	17,6	3,3	8,7	67,5
	0,5—1,0	11,3	6,5	14,7	39,3	28,2
	1—3	15,8	0,6	19,6	59,9	4,1
	3—5	21,0	0,6	20,4	52,5	5,5
	5—10	18,8	0,5	20,4	57,8	2,5
Та же смесь, но стержни окрашены пылевидным кварцем	10—15	14,3	0,5	22,4	60,8	2,0
	0—0,5	2,5	17,1	1,9	9,2	69,3
	0,5—1,0	17,8	3,9	12,2	37,2	28,8
	1—2	19,6	2,1	17,9	54,1	6,2
	2—5	22,9	1,1	23,1	50,8	2,0
Та же смесь, но стержни окрашены графитом	5—10	20,9	0,6	20,0	56,6	1,9
	10—15	17,0	0,4	17,1	64,1	1,4
	0—0,5	1,2	17,1	8,6	8,7	64,4
	0,5—1,0	5,9	4,1	15,7	37,3	37,1
	1—1,5	8,1	0,7	29,3	55,5	5,4
	1,5—5,5	13,4	0,4	26,3	54,0	5,9
	5,5—10	18,9	0,1	32,1	46,0	2,8
	10—15	20,8	0,2	29,7	47,5	1,8

Примечание. Диаметр стержня 55 мм.

сушки добавки частично газифицируются, и их последующее защитное действие становится невелико.

В этой связи такие формы и стержни после сушки покрывают слоем защитного покрытия. Защитные покрытия выполняют ту же роль, что и восстановительные добавки.

Во всех случаях метод введения защитных добавок на поверхность формы или в состав формовочных и стержневых смесей имеет большие достоинства и одновременно недостаток.

Специальные эксперименты показали, что замена окислительной среды, в которой первоначально находится отливка (если только заливают не в вакууме или не в среде инертных газов), восстановительной атмосферой требует времени, в течение которого сплав все же успевает окислиться. В табл. 8 представлены результаты опытов, проведенных Э. С. Лодейниковой, из рассмотрения которых видно, что много кислорода в составе газа сохраняется в течение 1—2 мин после заливки. Отметим, что указанная в таблице продолжительность окислительного периода после заливки завышена, так как газы отбирались с помощью присоединения газоотводной трубки к знаку стержня, образующему полость цилиндрической отливки. При этом регистрировалось вытеснение кислорода не из области, прилегающей к поверхности отливки, а из всего объема стержня диаметром 55 мм. Однако, несмотря на эту поправку следует констатировать *, что у рабочей поверхности формы при использовании любых добавок в начале процесса всегда имеется окислительная среда, которая затем может через более или менее короткий период времени смениться окислительно-восстановительной атмосферой.

Табл. 8 позволяет судить не только о времени полного удаления чистого кислорода из опытного стержня, но и о составе газов, которые в окислительно-восстановительный период процесса окружают отливку.

Окислительный и окислительно-восстановительный периоды процесса практически наблюдаются при литье всех видов сплавов (стали, чугуна, сплавов на медной, алюминиевой и магниевой основе и др.). Данные, приведенные в табл. 8, относятся к литью стали.

Таким образом, защитные углеродистые добавки, применяемые в формовочных и стержневых смесях или наносимые на поверхность форм и стержней, значительно сокращают развитие пригарных корок, но, как правило, не уничтожают их. Избежать пригара при литье в обычные песчано-глинистые формы можно, лишь применяя комплекс мероприятий.

Одним из возможных мероприятий для устранения пригара может быть покрытие поверхности формы металлопроницаемым слоем защитного материала (например, при литье стали краской, содержащей очень тонко измолотый кварц или природный кварце-

* Подтверждено экспериментами канд. техн. наук А. В. Овчинникова, отбиравшего пробы газа непосредственно у стенки отливки.

вый порошок — маршалит). От этого мероприятия получают эффект, если металлонепроницаемое и газонепроницаемое покрытие не являются источником образования газов и если отливка недостаточно массивна для того, чтобы вызвать перед образованием твердой корочки растрескивание этого покрытия (что, естественно, связано с возможностью последующего проникновения металла под защитный слой).

Другим мероприятием, уменьшающим пригар, является увеличение вязкости и уменьшение подвижности жидких силикатных шлаков, образующихся при взаимодействии закиси железа с материалом формы. Вязкость образующихся в результате этого взаимодействия соединений тем больше, чем меньше они содержат флюсующих элементов. Как отмечалось, понижение температуры затвердевания, а также уменьшение вязкости жидкости, цементирующей химический пригар, происходит при наличии в формовочном песке избыточных количеств слюды и полевого шпата, содержащих окислы щелочных и щелочно-земельных металлов. В этой связи, ГОСТ 2138—74 устанавливает предельное содержание этих окислов для песков разных сортов, причем каждый сорт может быть использован для изготовления отливок определенного типа.

На развитие пригара влияет скорость охлаждения отливок. При изготовлении очень тонкостенных отливок или при быстром охлаждении отливок со стенками, средняя толщина которых 6—20 мм, пригар может быть практически устранен полностью. Объясняется это уменьшением периода контакта между формой и неуспешным затвердеть сплавом, а также отсутствием времени на то, чтобы поверхностный слой формы прогрелся до температур, при которых жидкий металл даже в окисленном состоянии смог бы проникнуть в этот слой. При литье магниевых сплавов добавка в формовочную смесь порошка ферросилиция, содержащего 45% Si и обладающего высокой теплопроводностью, позволяет получить неокисленные отливки (в отдельных случаях без защитных присадок).

Развитие пригарных корок в значительной степени зависит от размеров пор в поверхностном слое формы. Естественно, что в крупные поры струи металла и образовавшиеся при взаимодействии с формой силикаты проникают легче, чем в мелкие поры.

Уменьшение пор достигается использованием мелкозернистых песков и увеличением степени уплотнения смеси. При высокой степени уплотнения увеличивается теплопроводность формы и ускоряется охлаждение сплава.

При литье стали для уменьшения пригара (защитные углеродистые материалы вводить нельзя) и получения благоприятной кристаллической структуры всегда используют максимально уплотненные формы. При этом применяют песок с зерновой структурой, обеспечивающей газонепроницаемость смеси, которая бы исключила образование газовых раковин.

2. Расчет пригара

Значение всех факторов, определяющих условия развития пригарной корки, можно приближенно оценить, основываясь на приведенном расчете.

Количество металла q , проникающего за время τ в тонкие каналы, которые образованы порами формовочной смеси на единице поверхности соприкосновения ее с отливкой, можно определить по формуле Пуазейля:

$$q = \frac{\pi r_{\text{ср}}^4 (p_1 - p_2) n \tau}{8 \eta l}, \quad (249)$$

где η — вязкость цементирующей пригар жидкости; l — непрерывно изменяющаяся длина отдельного канала среднего радиуса $r_{\text{ср}}$; n — число каналов, берущих свое начало на поверхности соприкосновения отливки и формы. Приращение количества жидкости, содержащейся в каналах, должно быть связано с увеличением длины заполненной части этих каналов:

$$dq = \pi r_{\text{ср}}^2 dl. \quad (250)$$

С другой стороны, согласно формуле Пуайзейля

$$dq = \frac{\pi r_{\text{ср}}^4 (p_1 - p_2) n}{8 \eta l} d\tau. \quad (251)$$

Приравнявая (250) и (251), получим

$$l dl = \frac{cr_{\text{ср}}^2 (p_1 - p_2)}{8 \eta} d\tau. \quad (252)$$

Интегрируя (252), получим

$$\frac{l^2}{2} = \frac{cr_{\text{ср}}^2 (p_1 - p_2) \tau}{8 \eta} + C.$$

Постоянную интегрирования C находим из условия, что при $\tau = 0$, $q = 0$ и $l = 0$. Следовательно, $C = 0$.

Таким образом,

$$\frac{l^2}{2} = \frac{cr_{\text{ср}}^2 (p_1 - p_2) \tau}{8 \eta}; \quad l = \frac{r_{\text{ср}}}{2} \sqrt{\frac{c(p_1 - p_2) \tau}{\eta}}. \quad (253)$$

Подставляя l в (249), получим

$$q = \frac{\pi r_{\text{ср}}^3 n}{4} \sqrt{\frac{c(p_1 - p_2) \tau}{\eta}}. \quad (254)$$

Суммарная площадь всех каналов $\pi r_{\text{ср}}^2 F$, начинающихся на поверхности F соприкосновения металла и формы, равна некоторой доле m этой поверхности:

$$\pi r_{\text{ср}}^2 F = mF, \quad (255)$$

$$0 < m < 1.$$

Вводя (255) в (254), получим

$$q = \frac{r_{\text{ср}} m}{4} \sqrt{\frac{c(p_1 - p_2) \tau}{\eta}}. \quad (256)$$

После преобразования (256)

$$q = \sqrt{\frac{cr_{\text{ср}}^2 m}{8\eta_{\text{в}}}} \cdot \sqrt{\frac{m(p_1 - p_2)\tau\eta_{\text{в}}}{2\eta}}. \quad (257)$$

Легко доказать, что первый корень в (257) представляет собой квадратный корень из величины газопроницаемости K .

Действительно, если принять, что вязкость воздуха $\eta_{\text{в}}$, то через n каналов, начинающихся на поверхности формы, за время τ пройдет

$$Q_{\text{в}} = \frac{\pi r_{\text{ср}}^4 \Delta p_{\text{в}} n \tau}{8\eta_{\text{в}} l},$$

где $\Delta p_{\text{в}}$ — разность давлений воздуха на внутренней и наружной поверхностях формы.

Используя (255),

$$Q_{\text{в}} = \frac{cmF r_{\text{ср}}^2 \Delta p_{\text{в}} \tau}{8\eta_{\text{в}} l}$$

или

$$Q_{\text{в}} = \frac{cmr_{\text{ср}}^2 \Delta p_{\text{в}} \tau F}{8\eta_{\text{в}} l}. \quad (258)$$

Из (258) следует, что

$$\frac{cmr_{\text{ср}}^2}{8\eta_{\text{в}} l} = \frac{Q_{\text{в}} l}{\Delta p_{\text{в}} F \tau} = K. \quad (220')$$

Подставляя K в (257), можно получить

$$q = \sqrt{K} \sqrt{\frac{m(p_1 - p_2)\tau\eta_{\text{в}}}{2\eta}}. \quad (259)$$

Пригарная корка возрастает при увеличении пористости смеси, гидростатического напора, степени окисленности поверхности металла (два последних фактора определяют суммарное гидростатическое и капиллярное давления $p_1 - p_2$), времени τ , в течение которого цементующая пригар жидкость еще не затвердевает. Развитию пригара способствует большое значение коэффициента газопроницаемости K . Пригар уменьшается с возрастанием вязкости пригарной жидкости η .

3. Легкоотделимый пригар

Было отмечено, что существует вторая группа мероприятий, позволяющих уменьшить затраты труда на очистку поверхности отливок от пригара. Осуществление этих мероприятий уменьшает силы сцепления между пригарной коркой и поверхностью отливки.

Механический пригар с отливкой всегда прочно связаны. Эта связь уменьшается по мере увеличения окисленности струй сплава, проникающего в форму.

Силы сцепления химического пригара с отливкой определяются в значительной мере степенью соответствия кристаллических решеток залитого и затвердевающего сплава, с одной стороны, и вещества, образующего пригарную жидкость, с другой. Если

это соответствие велико, то кристаллы затвердевающей жидкости, содержащейся в пригарном слое, растут на кристаллах основного сплава, и корка пригара оказывается прочно связанной с отливкой.

Одна из теорий легкоотделимого пригара основывается на том, что эта прочность уменьшается по мере снижения степени соответствия кристаллических решеток контактирующих веществ. Наибольшее несоответствие структуры сплава и пригара может быть в том случае, если жидкость внутри пригара затвердевает не в кристаллическом, а в стеклообразном виде. В этом случае пригар очень хрупок и скалывается с поверхности отливки даже при легких ударах ручным молотком.

В гл. I указывалось, что многие виды расплавов, в том числе жидкие металлургические шлаки, при большом переохлаждении, в результате сильного возрастания вязкости теряют способность образовывать кристаллы и затвердевают в аморфном состоянии в виде стекла (нитриховая липия на рис. 3). Эта особенность жидкостей, состав которых близок к составу шлаков была и использована для подбора формовочных смесей такого состава, который способствовал бы развитию стекловидного легкоотделимого пригара. Было выяснено [35], что растворы силикатов натрия или калия (жидкое стекло), являющиеся хорошим средством для упрочнения формовочных смесей, могут и при сравнительно низких скоростях охлаждения сообщить пригару высокую хрупкость. Одно из объяснений влияния растворов силикатов щелочных металлов на пригар объясняется тем, что содержащиеся в них молекулы Na_2O или K_2O , растворяясь в силикате железа, значительно снижают температуру затвердевания цементирующей пригар жидкости, делая ее состав близким к эвтектическому составу. Такая жидкость уже при малых величинах переохлаждения, достигаемых даже при сравнительно медленном отводе теплоты в глубь формы, становится столь вязкой, что движение в ней молекул, необходимых для построения кристаллов сложного силиката, становится невозможным. В конечном итоге эта жидкость при последующем охлаждении отвердевает в результате дальнейшего повышения вязкости и в холодном твердом состоянии продолжает представлять собой аморфную переохлажденную жидкость, часто называемую стеклом.

Таким образом, даже из-за небольшой примеси Na_2O или K_2O (6% по массе), содержащейся в полевом шпате или слюде, песок может быть забракован, так как такая примесь содействует развитию пригара, иногда трудно отделимого от отливки. В то же самое время значительное количество окислов щелочных металлов (Na_2O и K_2O в % по массе), вводимых в смесь в составе жидкого стекла, хотя и продолжает увеличивать толщину пригарной корки, делает ее стекловидной и легко удаляемой.

Жидкое стекло широко распространено вследствие того, что при сушке форм и стержней или при обработке их струей углекис-

КЛАССИФИКАЦИЯ ПРИГАРА

Степень развития	Способ удаления	Механический	Химический	Термический
		Пригарная корка цементирована металлом, проникшим в поры формы (1-я стадия образования сложной пригарной корки)	Пригарная корка цементирована соединениями типа шлаков, образовавшимися при взаимодействии отливки и формы (2-я стадия образования пригарной корки)	Пригарная корка цементирована оплавленными составными частями формовочной смеси или легкоплавкими силикатами, образовавшимися в форме (3-я стадия образования пригарной корки)
0	Легко отделяется, удаляется при выбивке (толщина слоя не ограничена)	—	Пригарная корка не связана с отливкой. Хрустка, легко скалывается с отливки (стекловидный пригар)	Пригарная корка не связана с отливкой. Легко отделяется от отливки в виде кусков спекшейся формовочной смеси, сохранившей зернистое строение
1	Отделяется, удаляется при очистке литья (толщина слоя не ограничена)	—	Пригарная корка от рассыпчатой до монолитной. Четкая граница между пригаром и металлом. Во всех случаях умеренная связь с отливкой	Наружная часть пригарной корки рассыпчатая. Поверхность отливки умеренно связана с пригарной коркой. Четкая граница между пригаром и металлом
2	Тонкий слой трудно отделяется, удаляется при вырубке (толщина слоя до 4 мм)	Пригарная корка состоит из металла и зерен формовочного материала, прочно соединена с отливкой. Толщина пригарного слоя до 4 мм	Пригарная корка монолитная и прочная. Нет четкой границы между пригаром и металлом. Прочная связь пригара с отливкой. Толщина пригарного слоя до 4 мм	—
3	Толстый слой трудно отделяется, удаляется при вырубке (толщина слоя более 4 мм)	Пригарная корка состоит из формовочного материала. Прочно соединена с отливкой. Толщина пригарного слоя больше 4 мм	То же, но толщина пригарного слоя больше 4 мм	—

Примечания: 1. Возможно существование сложной пригарной корки, содержащей у границы с отливкой механический пригар, в середине корки — химический пригар, снаружи — термический пригар.

2. Если 1-я стадия образования пригара успела закончиться, то имеются слои химического или химического и термического пригара.

3. Степень развития пригара дана по прочности его связи с отливкой и по толщине пригарного слоя.

лого газа способствует повышению их прочности, а также в связи с тем, что добавка его обеспечивает легкое удаление пригара. Противопригарное действие жидкого стекла повышается с увеличением температуры заливки и массивности отливок, так как при этом создаются лучшие условия для образования силикатов, затвердевающих в аморфном виде. Поэтому применение жидкого стекла приводит к устранению пригара при изготовлении крупного стального литья, оно оказывается малоэффективным при производстве чугунных отливок.

Силы сцепления между отливкой и пригарным слоем могут быть уменьшены и другими способами.

Новейшие теории легкоотделимого пригара учитывают, что пригарную корку легко удалить при ослаблении связей между поверхностью металлической отливки и слоем покрывающих ее оксидов.

Ю. П. Васиш [7] предложил при изготовлении стальных отливок вместо восстановителей применять сильные окислители, которые способствуют окислению железа на поверхности отливки в окисел Fe_2O_3 . Слой окалны (Fe_2O_3) плохо связан с отливкой, поэтому вся пригарная корка, соединенная с окисью железа, легко отделяется от отливки по границе раздела отливка—окисел. В качестве окислителя Ю. П. Васиш предложил вводить в состав формовочной смеси марганцовистую руду, содержащую MnO_2 .

И. В. Валнсовский, наоборот, считает, что наиболее рыхлые и наименее прочные слои между пригарной коркой и отливкой создаются тогда, когда железо успевает образовать лишь нижний окисел FeO .

В табл. 9 дана классификация видов пригара, позволяющая оценить качество поверхности отливки и облегчающая разработку оптимального технологического процесса.

Список литературы

1. **Абрамов О. В.** Кристаллизация металлов в ультразвуковом поле. М., «Металлургия», 1972, 254 с.
2. **Баладин Г. Ф.** Формирование кристаллического строения отливок. М., «Машиностроение», 1973, 287 с.
3. **Берг П. П.** Качество литейной формы. М., «Машиностроение», 1971, 291 с.
4. **Блантер М. Е.** Фазовые превращения при термической обработке стали. М., Металлургиздат, 1962, 268 с.
5. **Бочвар А. А.** Металловедение. Изд. 5-е. М., Металлургиздат, 1956, 495 с.
6. **Бочвар А. А.** Перспективы изыскания новых легких литейных сплавов. «Изв. АН СССР, ОТН», 1942, № 9, с. 31—42.
7. **Васин Ю. П., Расулов А. Я.** Окислители — новые противопригарные материалы. Челябинск, Южно-Уральское книжное изд-во, 1969, 91 с.
8. **Вейник А. И.** Тепловые основы теории литья. М., Машгиз, 1953, 381 с.
9. **Вейник А. И.** Расчет отливки. М., «Машиностроение», 1964, 403 с.
10. **Гиршович Н. Г.** Чугунное литье. М., Металлургиздат, 1949, 709 с.
11. **Гиршович Н. Г.** О взаимосвязи между процессами затвердевания и кристаллизации. «Литейное производство», 1959, № 7, с. 31—34.
12. **Гуляев Б. Б.** Затвердевание и однородность стали. М., Металлургиздат, 1950, 227 с.
13. **Гуляев Б. Б.** Литейные процессы. М., «Машиностроение», 1966, 416 с.
14. **Данилов В. И.** Некоторые вопросы кинетики кристаллизации жидкостей. Проблемы металловедения и физики металлов. Сб. 1, М., Металлургиздат, 1949, с. 7—45.
15. **Данков П. Д.** Кристаллохимический механизм взаимодействия поверхности кристалла с чужеродными элементарными частицами.— ЖФХ. Вып. 8, 1946, с. 853—867.
16. **Добаткин В. И.** Непрерывное литье и литейные свойства сплавов. М., Оборонгиз, 1948, 155 с.
17. **Дохов М. П., Задумкин С. Н.** Об одной новой оценке межфазной энергии на границе твердый кристалл—расплав.— «Металлы», 1969, № 4, с. 63—66.
18. **Ефимов В. А.** Стальной слиток. М., Металлургиздат, 1961, 356 с.
19. **Затвердевание металлов.** Труды 2-го Совещания по теории литейных процессов. Под ред. Б. Б. Гуляева. М., Машгиз, 1958, 533 с.
20. **Иванцов Г. П.** Теплообмен между слитком и изложницей. М., Металлургиздат, 1951, 40 с.
21. **Колмогоров А. Н.** К статистической теории кристаллизации металлов. «Изв. АН СССР», 1937, № 3, с. 355—360.
22. **Константинов Л. С.** Механизм возникновения температурных напряжений и деформаций в отливках.— «Литейное производство», 1963, № 11, с. 25—32.
23. **Крецаповский Н. С., Сидоренко М. Ф.** Модифицированные стали. М., «Металлургия», 1970, 296 с.
24. **Куманин И. Б.** Затвердевание отливок в разовых формах и образование усадочной пористости.— В сб.: «Вопросы теории литейных процессов», М., Машгиз, 1960, с. 482—533.
25. **Куманин И. Б.** Некоторые вопросы теории получения высококачественных чугунных отливок. НТО Машпром. М., Машгиз, 1960, с. 115.
26. **Куманин И. Б., Матвиевский Л. Г.** Движение жидкого металла внутри затвердевающей отливки.— «Изв. высших учебных заведений. Черные металлы», 1966, с. 162—166.

27. Куманин И. Б., Матвиевко Л. Г. О зональной ликвиции в фасонных отливках.— «Изв. высших учебных заведений. Черные металлы», 1966, № 7, с. 170—174.
28. Куманин И. Б., Беспалов Н. С. Причина дендритной кристаллизации металла.— «Литейное производство», 1971, № 10, с. 34—40.
29. Куманин И. Б., Беспалов Н. С. Исследование дендритной кристаллизации бинарного сплава в отливках.— «Изв. высших учебных заведений», 1972, № 3, с. 146—149.
30. Куманин И. Б. Формирование структуры и свойств литого сплава.— В сб.: Проблемы металлургии. М., «Металлургия», 1968, с. 531—546.
31. Курдюмов А. В., Пикунов М. В., Бахтияров Р. А. Плавка и затвердевание сплавов цветных металлов. М., «Металлургия», 1968, 228 с.
32. Леви Л. И., Кантеник С. К. Литейные сплавы. М., «Высшая школа», 1967, 435 с.
33. Лейбензон Л. С. Движение природных жидкостей и газов в пористой среде. М., Техтеориздат, 1947, 244 с.
34. Литейное производство. Уч. под ред. И. Б. Куманина. М., «Машиностроение», 1971, 319 с. Авт.: Б. В. Бауман, Б. Н. Благов, И. Б. Куманин и др.
35. Лясс А. М. Быстрозатвердевающие формовочные смеси. М., «Машиностроение», 1965, 330 с.
36. Медведев Я. И. Газы в литевой форме. М., «Машиностроение», 1965, 240 с.
37. Михайлов А. М., Серебряков М. И. Поверхностное легирование фасонных отливок.— «Литейное производство», 1957, № 6, с. 18—22.
38. Михайлов А. М., Ахметов Г. Ш. Тепловые условия формирования поверхностно легированных отливок.— В сб.: Проблемы металлургии. М., «Металлургия», 1968, с. 394—405.
39. Михайлов А. М., Самсонов В. И., Сидохин А. Ф. О распределении легирующих элементов в поверхностно-упрочненных отливках.— «Изв. высших учебных заведений. Черная металлургия», 1969, № 5, с. 153—157.
40. Михайлов А. М., Беспалов Н. С., Сарлин М. К. Особенности кристаллизации двухслойных отливок.— «Литейное производство», 1973, № 7, с. 26—28.
41. Нехендзи Ю. А. Стальное литье. М., Металлургиздат, 1948, 766 с.
42. Новицов И. И., Золотаревский В. С. Дендритная кристаллизация сплавов. М., «Наука», 1966, 156 с.
43. Оболенцев Ф. Д. Качество литых поверхностей. М., Машгиз, 1961, 183 с.
44. Петриченко А. М. Теория и технология кокильного литья. «Техніка», Киев, 1967, 250 с.
45. Прибыль И. Некоторые вопросы литевой теории. Пер. с чеш. М., Машгиз, 1961, 139 с.
46. Поппель С. И. Теория металлургических процессов. Итоги науки и техники. 1969. ВИНИТИ, 1971, 52 с.
47. Портной К. И., Лебедев А. А. Магнитные сплавы. М., Металлургиздат, 1952, 736 с.
48. Раддл Р. У. Затвердевание отливок. Пер. с англ. М., Машгиз, 1960, 391 с.
49. Рыжиков А. А. Теоретические основы литейного производства. М., Машгиз, 1954, 331 с.
50. Рыжиков А. А. Технологические основы литейного производства. М., Машгиз, 1962, 527 с.
51. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. Изд. 5-е. М., «Металлургия», 1970, 374 с.
52. Саратовкин Д. Д. Дендритная кристаллизация. Изд. 2-е. М., Металлургиздат, 1957, 127 с.
53. Сирота Н. Н. Влияние включений на процесс кристаллизации.— В сб.: Кристаллизация и фазовые переходы. Изд-во АН БССР, 1962, с. 82—106.
54. Спасский А. Г. Основы литейного производства. М., Металлургиздат, 1950, 318 с.
55. Уманский Я. С., Финкельштейн Б. М., Блантер М. Е. Физические основы металловедения. М., Металлургиздат, 1949, 541 с.
56. Усадочные процессы в металлах. Труды 3-го Совещания по теории литейных процессов. Под ред. Б. Б. Гуляева. Изд-во АН СССР, 1961, 284 с.

57. Физическое металловедение. Т. 2. Под ред. Р. Кана. Пер. с англ. М., «Мир», 1968, 490 с.
58. Френкель Я. И. Введение в теорию металлов. Гостехиздат, 1948, 291 с.
59. Френкель Я. И. Кинетическая теория жидкостей. Изд-во АН СССР, 1946, 424 с.
60. Хворинов Н. И. Кристаллизация и неоднородность стали. Пер. с чеш. М., Машгиз, 1958, 392 с.
61. Чалмерс Б. Теория затвердевания. Пер. с англ. М., «Металлургия», 1968, 288 с.
62. Чернов Д. К. Исследования, относящиеся до структуры стальных литых болванок.— В сб.: Д. К. Чернов и наука о металлах. М., Metallurgizdat, 1950, 164—195 с.
63. Чурсин В. М., Бидуля П. Н. Технология цветного литья. М., «Металлургия», 1967, 252 с.
64. Шестопап В. Н. Развитие литейного производства СССР в период научно-технического прогресса. «Знание», 1973, 32 с.

Оглавление

Предисловие	3
-----------------------	---

Глава I

Первичная кристаллизация литых сплавов в условиях переменной скорости отвода теплоты от отливок	5
1. Общие условия кристаллизации сплавов в отливках	5
2. Спонтанная кристаллизация сплава в отливках	6
3. Кристаллизация на примесях. Воздействие примесей на кристаллическую структуру отливки	13
4. Рост кристаллов	20
5. Первичная кристаллизация в отливке в зависимости от тепловых условий процесса	26
6. Дополнительные сведения о факторах, обеспечивающих равновесие между количеством отведенной теплоты кристаллизации и количеством образовавшейся твердой фазы. Дендритная кристаллизация	33

Глава II

Затвердевание отливок	52
1. Общие сведения	52
2. Процесс и стадии затвердевания отливок. Температурное поле по сечению плоской отливки	61
3. Эпоха изменения функции U по сечению плоской отливки	69
4. Формирование кристаллической структуры сплава в отливках	90
5. Управление процессом формирования кристаллической структуры сплава в отливках	97
6. Затвердевание поверхностно-легированных отливок	110

Глава III

Движение жидкости внутри затвердевающих отливок. Ликвация в отливках	112
1. Общие сведения	112
2. Сопоставление скоростей диффузии ликвидирующих элементов и перемещения к центру отливки двухфазной зоны кристаллизующегося сплава	115
3. Циркуляция жидкого сплава внутри двухфазной переходной области	119
4. Прямая ликвация по сечению отливки	124
5. Обратная ликвация	127
6. Внутрикристаллическая ликвация	132

Глава IV

Усадочные раковины и поры в отливках	133
1. Усадка сплавов при охлаждении	133
2. Усадочные раковины	133
3. Усадочные поры	137

4. Методы борьбы с развитием усадочных пор в отливках	142
5. Взаимосвязь между кристаллической структурой литого сплава, зональной ликвацией и пористостью в отливках	144

Глава V

Газовые дефекты в отливках. Газообмен между отливкой и литейной формой	147
1. Общие сведения	147
2. Газовые раковины эндогенного характера	147
3. Газовые раковины экзогенного характера	160

Глава VI

Линейная усадка затвердевающих и охлаждающихся отливок. Напряжения и трещины	180
1. Общие сведения	180
2. Усадочные напряжения. Горячие трещины	186
3. Термические и фазовые напряжения. Холодные трещины	191

Глава VII

Формирование поверхности отливки. Развитие пригара	199
1. Общие сведения	199
2. Расчет пригара	207
3. Легкоотделимый пригар	208
Список литературы	212

Игорь Борисович Куманин

ВОПРОСЫ ТЕОРИИ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ

Редактор издательства Ю. Л. Маркиз
 Технический редактор А. Ф. Уварова и Л. Т. Зубко
 Переплет художника Л. А. Бабаджаняна Корректор А. П. Озерова

Сдано в набор 19/III 1976 г. Подписано к печати 31/V 1976 г. Т-08962
 Формат 60×90^{1/16} Бумага типографская № 2 Условн. печ. л. 13,5 Уч.-изд. л. 14,95
 Тираж 8500 экз. Заказ № 592 Цена 63 коп.

Издательство «Машиностроение», 107835, Москва, Б-78,
 1-й Басманный пер., 3

Ленинградская типография № 6 Союзполиграфпрома
 при Государственном комитете Совета Министров СССР
 по делам издательств, полиграфии и книжной торговли
 193144, Ленинград, С-144, ул. Моисеенко, 10