

**ДЛЯ ВУЗОВ**

---

*Е.А. Чернышов, А.И. Евстигнеев*

**ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ  
ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА.  
ТЕОРИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ОТЛИВКИ**

*Допущено учебно-методическим объединением вузов по университетскому политехническому образованию в качестве учебника для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению подготовки 150700 «Машиностроение» и 150400 «Металлургия»*



---

**МОСКВА  
«МАШИНОСТРОЕНИЕ»  
2015**

УДК 621.7

ББК 34

Ч-45

РЕЦЕНЗЕНТЫ:

*Заслуженный деятель науки РФ, доктор технических наук,  
профессор Колокольцев Валерий Михайлович*

*(ФГБОУ ВПО МГТУ им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск);*

*заслуженный деятель науки РФ, доктор технических наук,  
профессор Ри Хосен, зав. кафедрой «Литейное производство  
и технология металлов» Тихоокеанского государственного  
университета (г. Хабаровск)*

**Чернышов Е.А., Евстигнеев А.И.**

Ч-45 Теоретические основы литейного производства. Теория формирования отливки: учебник / Е.А. Чернышов, А.И. Евстигнеев (НГТУ им. Р.Е. Алексеева, КиАГТУ). — М.: Машиностроение, 2015. — 480 с.

ISBN 978-5-94275-757-1

Изложены основы теории формирования отливок, начиная от приготовления расплава до получения готовой отливки. Приведены физические и литейные свойства металлов и сплавов, вопросы кристаллизации, затвердевания и охлаждения, теоретические и практические аспекты, оказывающие влияние на качество отливок.

Для студентов машиностроительных и металлургических направлений и специальностей высших учебных заведений. Может быть использован инженерно-техническими работниками, аспирантами и преподавателями в практической и учебной работе.

УДК 621.7

ББК 34

ISBN 978-5-94275-757-1

© Чернышов Е.А., Евстигнеев А.И., 2015

© ООО «Издательство Машиностроение», 2015

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, опубликованных в данной книге, допускаются только с разрешения издательства и со ссылкой на источник информации.

# Оглавление

Предисловие .....	7
Введение .....	10

## РАЗДЕЛ I

<b>Глава 1. Физические свойства металлов и сплавов .....</b>	<b>13</b>
1.1. Температура плавления .....	13
1.2. Плотность металлов .....	15
1.3. Температура кипения и давление пара металлов .....	17
1.4. Тепловые и электрические свойства металлов и сплавов .....	18
1.5. Диффузия в жидких металлах .....	21
1.6. Вязкость жидких металлов и сплавов .....	24
1.7. Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов .....	27
Контрольные вопросы .....	34
<b>Глава 2. Строение металлов и сплавов в жидком и твердом состояниях .....</b>	<b>36</b>
2.1. Общие сведения .....	36
2.2. Особенности электронного строения металлов .....	37
2.3. Кристаллическое строение металлов .....	40
2.4. Тепловые колебания в металлах .....	43
2.5. Дефекты кристаллического строения металлов .....	45
2.6. Основные особенности строения металлических сплавов .....	48
2.7. Основные положения жидкого состояния металлов .....	54
2.8. Экспериментальное изучение строения жидких металлов дифракционными методами .....	62
Контрольные вопросы .....	64

## РАЗДЕЛ II

<b>Глава 3. Основы технологии плавки металлов .....</b>	<b>65</b>
3.1. Тепло- и массоперенос в расплавах .....	65
3.2. Взаимодействие металлических расплавов с газами .....	67

3.3. Взаимодействие металлических расплавов с огнеупорными материалами . . . . .	76
3.4. Защита расплава от взаимодействия с атмосферой при плавке . .	80
3.5. Рафинирование металлических расплавов . . . . .	87
3.6. Раскисление металлических расплавов . . . . .	95
3.7. Общие положения плавки . . . . .	97
Контрольные вопросы . . . . .	99

### РАЗДЕЛ III

<b>Глава 4. Гидромеханические явления процесса формирования отливок . .</b>	<b>101</b>
4.1. Приложения законов гидростатики к поведению расплавов металлов в литейных печах, ковшах, разливочных устройствах, литейных формах . . . . .	101
4.2. Приложения законов гидродинамики к процессам течения металлов и сплавов . . . . .	105
4.2.1. Истечение металла из печей и ковшей . . . . .	105
4.2.2. Закономерности течения металла по литниковой системе и в полости литейной формы . . . . .	108
4.2.3. Анализ особенностей течения металла в литниковых системах и методика расчета минимального сечения . . .	113
4.2.4. Гидродинамические явления после заполнения формы . .	120
4.3. Жидкотекучесть сплавов и заполняемость литейной формы . .	121
Контрольные вопросы . . . . .	136
<b>Глава 5. Кристаллизация металла при формировании отливок . . . . .</b>	<b>138</b>
5.1. Основы теории кристаллизации . . . . .	139
5.1.1. Термодинамическая теория кристаллизации . . . . .	139
5.1.2. Самопроизвольное зарождение центров кристаллизации . .	143
5.1.3. Скорость роста зародившихся кристаллов . . . . .	146
5.1.4. Вынужденное зарождение центров кристаллизации . . . . .	149
5.2. Типы кристаллических структур и морфологические схемы кристаллизации сплавов . . . . .	152
5.3. Управление кристаллизационными процессами . . . . .	164
5.3.1. Модифицирование металлических расплавов . . . . .	165
5.3.2. Другие способы управления кристаллическим строением металла отливок . . . . .	173
Контрольные вопросы . . . . .	175
<b>Глава 6. Затвердевание отливок . . . . .</b>	<b>177</b>
6.1. Методы исследования процесса затвердевания . . . . .	177
6.2. Расчетная схема процесса затвердевания . . . . .	180
6.3. Затвердевание отливок в сухих песчаных формах . . . . .	183
6.3.1. Тепловые особенности формы . . . . .	183
6.3.2. Расчет общей продолжительности затвердевания отливки . . . . .	186
6.3.3. Затвердевание отливки в песчаной форме с облицовочным слоем . . . . .	221

6.4. Расчет продолжительности затвердевания во влажной песчаной форме . . . . .	228
6.4.1. Особенности тепломассопереноса в форме . . . . .	228
6.4.2. Расчет общей продолжительности затвердевания отливки . . . . .	232
6.5. Затвердевание отливки в металлооболочковой форме . . . . .	251
6.6. Затвердевание отливки в кокиле . . . . .	277
6.7. Затвердевание отливки в раздвижном кокиле . . . . .	296
6.8. Затвердевание отливки в облицованном кокиле . . . . .	301
6.9. Влияние конфигурации отливки на ее затвердевание . . . . .	306
6.10. Управление процессом затвердевания . . . . .	314
Контрольные вопросы . . . . .	320

#### РАЗДЕЛ IV

<b>Глава 7. Усадка металла в отливках . . . . .</b>	<b>322</b>
7.1. Общие сведения об усадочных процессах . . . . .	322
7.2. Усадочная пористость . . . . .	324
7.3. Формирование усадочной раковины . . . . .	335
Контрольные вопросы . . . . .	339
<b>Глава 8. Прибыли на отливках . . . . .</b>	<b>341</b>
8.1. Назначение и классификация прибылей . . . . .	341
8.2. Выбор места расположения прибылей . . . . .	343
8.3. Расчет размеров прибылей . . . . .	344
8.4. Радиус действия прибылей . . . . .	367
8.5. Зона действия и расчет холодильника в сочетании с прибылью . . . . .	370
8.6. Анализ и способы повышения эффективности работы прибылей . . . . .	376
Контрольные вопросы . . . . .	392
<b>Глава 9. Ликвационные явления при формировании отливок . . . . .</b>	<b>393</b>
9.1. Дендритная ликвация . . . . .	393
9.2. Зональная ликвация . . . . .	395
9.3. Основные меры по снижению ликвации . . . . .	399
Контрольные вопросы . . . . .	405
<b>Глава 10. Газы в отливках . . . . .</b>	<b>406</b>
10.1. Общая характеристика газов в металле отливок . . . . .	406
10.2. Газовые дефекты в отливках . . . . .	409
Контрольные вопросы . . . . .	418
<b>Глава 11. Неметаллические включения в металле отливок . . . . .</b>	<b>419</b>
Контрольные вопросы . . . . .	423
<b>Глава 12. Охлаждение отливок в форме . . . . .</b>	<b>424</b>
12.1. Продолжительность выдержки отливки в форме . . . . .	424

---

12.2. Литейные напряжения в отливках . . . . .	429
12.3. Коробление и трещины . . . . .	440
Контрольные вопросы . . . . .	444
<b>Глава 13. Суспензионное литье . . . . .</b>	<b>445</b>
13.1. Общие сведения . . . . .	445
13.2. Способы и устройства для ввода микрохолодильников . . . . .	448
13.3. Определение оптимальных параметров суспензионной заливки . . . . .	462
13.4. Особенности кристаллизации и затвердевания отливок при суспензионном литье . . . . .	467
13.5. Формирование качества фасонных отливок в условиях суспензионной заливки . . . . .	471
Контрольные вопросы . . . . .	476
Список литературы . . . . .	477

## Предисловие

Содержание предлагаемого учебника соответствует структуре курса «Теория формирования отливок» («Теория литейных процессов»). Методической основой служат требования системы подготовки бакалавров и магистров по профессиональным дисциплинам, рекомендованные Федеральным государственным образовательным стандартом третьего поколения высшего профессионального образования по направлению 150700 — Машиностроение (150400 — Metallургия).

Главной задачей и целью освоения данной дисциплины является формирование и развитие у студентов компетенций, связанных с формированием качественных отливок, начиная от приготовления расплава до получения готовой продукции, физическими и литейными свойствами жидкого и твердого металла и взаимосвязи отдельных параметров, оказывающих влияние на качество готовой продукции.

Изложение теоретических вопросов базируется на компетенциях, приобретенных студентами при изучении таких дисциплин базовой части математического и естественно-научного цикла, как математика, физика, теплофизика, химия, физическая химия, так и базовой части профессионального цикла — металлургическая теплотехника, материаловедение, сопротивление материалов.

Материал курса формирует компетенции, необходимые при дальнейшем изучении профессиональных дисциплин, выполнении курсовых проектов и курсовых работ, выпускной квалификационной работы (ВКР) бакалавра и магистра и в профессиональной деятельности. При выполнении ВКР, опираясь на полученные

знания по данной дисциплине, обучающиеся должны профессионально излагать материал, аргументированно отстаивать свою точку зрения, применять методы математического анализа и моделирования, владеть методами теоретического и экспериментального исследования, методикой обработки и анализа результатов, обладать навыками работы с компьютером и способностью к систематизации отечественной и зарубежной информации, самостоятельно решать задачи в области своей профессиональной деятельности и др.

По окончании изучения курса студент должен владеть информацией о физических и литейных свойствах и строении металлов и сплавов, приготовлении жидкого металла, процессах, происходящих в периоды заливки, кристаллизации, затвердевания и охлаждения отливки, навыками инженерных расчетов и их анализом.

В дополнение к традиционным формам обучения (лекции, практические и лабораторные занятия) рекомендуется использовать целенаправленное внедрение в учебный процесс активных и интерактивных форм обучения: дискуссии, занятия в микрогруппах, мозговой штурм, компьютерные симуляции, интернет-тренажеры, мультимедийные средства и др.

Необходимо учитывать, что роль преподавателя по новым требованиям кардинально меняется. Она заключается в том, чтобы не только дать обучающемуся определенный объем знаний, но и научить студента учиться. Поэтому для более глубокого изучения материала и систематизации знаний акцент в учебе делается на самостоятельную работу. Для этого рекомендуется использовать:

- профессиональные научно-технические журналы;
- научно-технические издания: монографии, сборники научных трудов, конференций и съездов литейщиков;
- учебники и учебные пособия;
- патенты на изобретения и полезные модели;
- интернет-ресурсы;
- контрольные вопросы.

Для максимального приближения системы оценки и контроля компетенций студентов к условиям их будущей профессиональной деятельности в качестве внешних экспертов желательно привлекать преподавателей, читающих смежные дисциплины, и представителей работодателей.

---

Авторы с благодарностью и признательностью примут все предложения и критические замечания по улучшению настоящего учебника, которые следует направлять по адресу: 603950, Нижний Новгород, ул. Минина, 24. E-mail: [nl\\_st@nntu.nnov.ru](mailto:nl_st@nntu.nnov.ru), а также 681013. Комсомольск-на-Амуре, просп. Ленина, 27, КНАГТУ, кафедра «Машины и технологии литейного производства». E-mail: [kmtlp@knastu.ru](mailto:kmtlp@knastu.ru).

*Авторы*

*Посвящается основателю Нижегородской (Горьковской) школы литейщиков доктору технических наук, профессору, заслуженному деятелю науки и техники РСФСР Рыжикову Антону Абрамовичу (1909—1992) и доктору технических наук, профессору, заслуженному деятелю науки и техники РСФСР Тимофееву Геннадию Ивановичу (1933—2007)*

## Введение

Современное литейное производство представляет собой совокупность сложных физических, химических и тепловых процессов от приготовления жидкого расплава до получения готовой продукции в виде фасонных отливок. Решение задач повышения качества отливок невозможно без знания и понимания теоретических аспектов перечисленных процессов.

В соответствии с этим материал, представленный в настоящем издании, включает пять взаимосвязанных разделов, которые изложены в следующей последовательности.

Большое разнообразие литейных сплавов, используемых в различных областях промышленности, и необходимость получения отливок с требуемыми свойствами предполагает знание основных физических свойств и строения металлов в жидком и твердом состояниях. Эти вопросы рассмотрены в первом разделе и включены в первые две главы.

Приготовление расплава из металлической шихты с вопросами тепло- и массообмена, основные понятия физической химии, взаимодействия расплава с газами, огнеупорными материалами и атмосферой плавильной печи, а также раскисления и рафинирования приведены во втором разделе (гл. 3).

Центральным звеном всей теории литейных процессов является теория формирования отливки, которая включает в себя процессы заполнения формы жидким металлом, кристаллизации и затвердевания отливки. Эти вопросы изложены в третьем разделе.

Заполнение формы расплавом (гл. 4) рассмотрено с учетом гидростатики расплава в литейных печах, разливочных ковшах и

литейных формах, а также законов гидродинамики при заливке и течении жидкого металла с учетом его жидкотекучести и заполняемости литейной формы.

Особенно важным звеном в теории формирования отливки является переход металла из жидкого состояния в твердое. Важность этого процесса заключается в том, что именно в этот период формируется первичная кристаллическая структура с зарождением и ростом кристаллов, т.е. происходит кристаллизация металла (гл. 5) и нарастание твердой фазы с поверхности отливки — процесс затвердевания (гл. 6). Важность этих процессов заключается еще и в том, что от них во многом зависит макро- и микроструктура металла, вероятность образования большинства возможных дефектов, оказывающих влияние на качество литья.

Вопросы кристаллизации металлов и сплавов в литейной форме представлены традиционно: сначала описана термодинамика процесса, затем зарождение и рост кристаллов. Цель этой главы — познакомить читателя с основными положениями формирования первичной кристаллизации.

Шестая глава написана, в основном, по материалам книги Г.А. Анисовича «Затвердевание отливок», в которой, на наш взгляд, наиболее полно учтены факторы, влияющие на тепловые процессы и затвердевание разнообразных по конфигурации отливок в песчаных, металлических и металлооболочковых формах.

Материал, посвященный вопросам кристаллизации и затвердевания металла, заканчивается способами управления кристаллическим строением и затвердеванием отливок.

В четвертом разделе (гл. 7—11) главное внимание уделено механизму питания отливок из прибылей и причинам образования таких дефектов, как усадочные, ликвационные, газовые и неметаллические включения.

Здесь же приведены сведения о литейных напряжениях охлаждающейся в твердом состоянии отливки. Эти вопросы рассмотрены с учетом термопластичности и термоупругости и связанными с ними горячими и холодными трещинами и короблением отливок.

Показаны способы, позволяющие снизить рассматриваемые дефекты.

В пятом разделе кратко изложены общие сведения о сравнительно новом способе получения отливок — суспензионном литье —

и показаны возможности его воздействия на кристаллизацию, за-  
твердевание и в целом на качество металла отливок.

Такая последовательность изложения материала, по мнению ав-  
торов, вполне логична и является системным подходом к общей те-  
ории литейных процессов, направленных на получение качествен-  
ного литья.

Являясь учениками и продолжателями Нижегородской школы  
литейщиков, основоположником которой длительное время был  
профессор А.А. Рыжиков, авторы настоящего издания в методи-  
ческом плане за основу взяли его книгу «Теоретические основы  
литейного производства», 2-е издание, 1961 г., в которой, как от-  
мечает Г.Ф. Баландин, рассмотрены практически все идеи, состав-  
ляющие основу современной теории формирования отливки.

Кроме того, при написании данного учебника использованы  
работы известных ученых-литейщиков, внесших большой вклад в  
теорию и практику литейного производства: Б.Б. Гуляева, Г.Ф. Ба-  
ландина, А.И. Вейника, Г.И. Тимофеева, Г.А. Анисовича, М.В. Пику-  
нова, А.В. Курдюмова, В.А. Ефимова, М. Флемингса, Н.И. Хворино-  
ва, А. Ветишки и др.

Авторы с благодарностью примут все замечания по содержанию  
учебника в целом и отдельных его разделов.

Особую признательность выражаем рецензентам за вниматель-  
ное и доброжелательное отношение при рецензировании настоя-  
щего учебника.

# РАЗДЕЛ I

## ГЛАВА ПЕРВАЯ

---

### Физические свойства металлов и сплавов

Для производства отливок необходимы сплавы заданного химического состава в жидком состоянии. Технология приготовления металлических расплавов должна обеспечивать прежде всего высокое качество отливок, быть простой и надежной, осуществляться с минимальным расходом металлов, энергии, различных материалов, трудовыми затратами, с наименьшим ущербом здоровью работающих и состоянию окружающей среды.

Создание такой технологии невозможно без знаний физических и физико-химических свойств металлов и сплавов, как в твердом, так и в жидком состояниях. Последние особенно важны, так как позволяют прогнозировать, кроме вышеперечисленного, возможные процессы взаимодействия расплавов с газами, с огнеупорными и формовочными материалами и т.д.

Физические свойства чистых металлов, входящих в состав тех или иных сплавов, которые находят широкое применение в литейном производстве, приведены в табл. 1.1.

#### 1.1. Температура плавления

Температура плавления металла во многом определяет способ его плавки, вид топлива и энергии. От температуры плавления зависит выбор материала футеровки плавильной печи или тигля, а также материала литейной формы. При этом необходимо учитывать, что расплав обычно перегревают выше точки плавления металла или выше точки ликвидуса сплава примерно на 100...200 °С.

1.1. Физические свойства чистых металлов

Металл	Атомная масса	Температура, °С		Плотность металла, кг/м <sup>3</sup>		Изменение плотности при кристаллизации, %	Давление пара при температуре плавления, Па	Удельная теплоемкость жидкого металла, Дж/(кг·К)	Удельная теплота плавления, кДж/кг
		плавления	кипения	твердого при 20 °С	жидкого при температуре кристаллизации				
Fe	55,86	1539	2900	7870	7000	5	1,3	800	270
Al	26,98	660	2500	2700	2310	5	$1 \cdot 10^{-6}$	1080	400
Cu	63,55	1083	2500	8960	8000	5,5	0,13	500	205
Sn	118,69	232	2600	7300	7000	3,5	$1 \cdot 10^{-21}$	250	60
Pb	207,19	327	1900	11350	10680	3,5	$1 \cdot 10^{-6}$	150	24
Zn	65,37	419	910	7150	6570	4	13,3	480	110
Mg	24,80	650	1100	1740	1590	5	520	1360	370
Mn	54,94	1243	2060	7440	7050	2	150	800	270
Si	28,09	1410	3200	2350	2530	-10	0,13	1050	1800
Ni	58,71	1455	2900	8900	7900	5,3	1,3	620	290
Ti	47,90	1670	3100	4500	4100	5	1,3	700	390
Cr	52,00	1875	2500	7150	6300	5	$10^3$	780	400
Mo	95,94	2620	4600	10200	9300	5	1,3	570	340

Температура плавления сплавов может быть определена по соответствующей диаграмме состояния. Это довольно просто сделать для двойных и тройных сплавов. В случае же многокомпонентных сплавов с небольшим содержанием добавок необходимо прибегать к практическим замерам.

Температура плавления и другие физические свойства некоторых литейных сплавов приведены в табл. 1.2.

**1.2. Физические свойства литейных сплавов**

Сплав	Температура, °С		Плотность сплава, кг/м <sup>3</sup>		Удельная теплоемкость жидкого сплава, Дж/(кг·К)	Удельная теплота плавления кДж/кг
	ликвидуса	солидуса	твердого	жидкого		
Сталь углеродистая	1500	1460	7500	7000	920	258
Чугун серый (3% С)	1300	1150	7200	6900	838	268
Бронза (10% Sn)	990	825	8800	8100	500	257
Латунь (10% Zn)	1050	1035	8600	8000	410	221
Алюминиево-кремниевые сплавы-силумины	597	567	2500	2200	1275	170

При приготовлении сплавов желательно, чтобы температура плавления вводимых добавок была близка к температуре расплава. При введении тугоплавких добавок затягивается плавка, увеличиваются потери металла в результате его окисления. Слишком низкая температура плавления добавок вызывает затруднения при плавке. Так как эти добавки могут затеряться в шлаке, стремятся подобрать такой вид добавки, чтобы разница их температур плавления и расплава была наименьшей, для этого применяют лигатуры.

## 1.2. Плотность металлов

Плотность металлов, измеряемая массой в единице объема, необходима для вычисления массы отливок по их геометрическим размерам, обозначаемым на чертеже. Вычисление массы расплава, заключенной в плавильной ванне или в тигле, также невозможно

без знания плотности этого расплава. В некоторых случаях приходится решать обратную задачу — определить объем расплава по его массе. Данные о плотности необходимы и для определения количества расплава, нужного для заполнения литейной формы. Знание плотностей расплава и всех добавок, которые вводят в расплав, позволяет предвидеть их поведение и рационально проводить плавку. Если добавки обладают значительно меньшей плотностью, чем расплав, они будут плавать на поверхности, окисляться и ошлаковываться. Добавки тяжелее расплава будут погружаться на дно плавильной ванны, поэтому не всегда удастся надежно проверить, насколько полно они растворились.

С повышением температуры плотность металлов и сплавов снижается вследствие теплового расширения, которое характеризуется температурными коэффициентами линейного и объемного расширения. Переход металла в жидкое состояние (при плавлении) сопровождается у большинства металлов увеличением объема или уменьшением плотности, которое составляет 3...5 %. Существует, однако, несколько металлов, у которых наблюдается обратное изменение, так кремний, висмут, сурьма, германий, гелий при плавлении уменьшаются в объеме, т.е. ведут себя подобно воде.

Ориентировочно можно считать, что плотности обычных металлов в жидком состоянии вблизи точки начала кристаллизации составляют 0,9 плотности при 20 °С, т.е.  $\rho_{\text{ж}}^{\text{н.кр}} = 0,9_{\text{ТВ}}^{20^\circ\text{C}}$ .

Плотность сплавов  $\rho_{\text{спл}}$  в жидком и твердом состояниях может быть в первом приближении вычислена по плотности чистых компонентов, входящих в состав расплава, по правилу аддитивности исходя из равенства

$$\frac{100}{\rho_{\text{спл}}} = \frac{X_a}{\rho_a} + \frac{X_b}{\rho_b} + \dots + \frac{X_i}{\rho_i},$$

где  $X_a, X_b, \dots$  — содержание компонентов в сплаве при заданной температуре, %;  $\rho_b, \rho_b, \dots$  — их плотность.

Повышение температуры всех жидких металлов и сплавов сопровождается монотонным снижением плотности вследствие теплового расширения. Экспериментальные данные обычно аппроксимируются прямолинейными зависимостями, особенно если рассматриваются изменения в небольшом температурном интерва-

ле, поэтому в справочниках приводят зависимость  $\rho_T = \rho_0(1 - K\Delta T)$ , где  $K$  — постоянная величина.

Изменение плотности металлов и сплавов с изменением температуры имеет очень большое значение для технологии получения литых заготовок. Увеличение плотности при охлаждении расплава и его кристаллизации, выражающееся в уменьшении объема, определяет важнейшее литейное свойство — объемную усадку, которая проявляется в понижении уровня сплава в литейной форме и образовании в отливке пустот в виде усадочных раковин и пористости. Рост плотности металлов сплава в твердом состоянии при охлаждении приводит к сокращению линейных размеров отливки, т.е. к линейной усадке. Правильно разработанная технология получения отливки должна обеспечивать отсутствие в ней пустот и заданные линейные размеры.

### 1.3. Температура кипения и давление пара металлов

Температура кипения металлов не связана с их температурой плавления. Так цинк, более тугоплавкий, нежели олово, кипит при более низкой температуре ( $T_{\text{кип}} = 910^\circ\text{C}$ ), тогда как олово кипит при очень высокой температуре ( $T_{\text{кип}} = 2600^\circ\text{C}$ ), превышающей температуру кипения меди ( $T_{\text{кип}} = 2500^\circ\text{C}$ ). Температура кипения — это температура, при которой давление пара вещества (металла) достигает атмосферного давления ( $1,01 \cdot 10^5$  Па).

Для оценки поведения металла при плавке большее значение, чем  $T_{\text{кип}}$ , имеет величина давления при  $T_{\text{пл}}$ , так как именно она предопределяет величину потерь в результате испарения. Некоторые металлы обладают очень большими значениями давления пара при температуре плавления, например Zn, Mg, Mn, Cr. Их плавка характеризуется значительными потерями из-за испарения, которое становится особенно интенсивным при плавке в вакууме. Давление пара сплава складывается из суммы парциальных давлений, входящих в его состав компонентов. Парциальное давление пара любого компонента или примеси  $P_i$  определяется законом Рауля:

$$P_i = p_i^0 N_i,$$

где  $p_i^0$  — давление пара чистого компонента;  $N_i$  — его атомная доля в сплаве.

Общее давление пара над расплавом определяется по выражению

$$P_{\text{общ}} = \sum p_i^0 \gamma_i N_i,$$

где  $\gamma_i$  — коэффициент активности данного компонента в растворе.

Давление пара жидких металлов в зависимости от температуры ( $T$ ) выражается уравнением  $\lg p = -A/T + B - C/\lg T$ , где  $A$ ,  $B$  и  $C$  — постоянные величины.

Давление пара металла предопределяет не только величину потерь вследствие испарения при плавке. Значительные трудности возникают при плавке сплавов, в состав которых входят компоненты с различным давлением пара. Компоненты, обладающие большим давлением пара, испаряются более интенсивно. Из-за этого расплав обедняется ими, и заданный состав сплава не выдерживается. Поэтому приходится всегда вводить избыток подобных компонентов в процессе плавки. Этот избыток, как правило, определяют опытным путем. Количество загружаемых в расплав легколетучих компонентов может превышать оговоренное ГОСТом или ТУ в 1,5...2 раза.

Введение в расплав летучих добавок, т.е. обладающих большим давлением пара при данной температуре, приводит не только к потерям вследствие усиленного испарения, но может сопровождаться выбросами расплава. Поэтому обычно летучие добавки стремятся вводить в жидкий расплав в виде лигатур.

#### 1.4. Тепловые и электрические свойства металлов и сплавов

Очень большое значение для процессов приготовления и затвердевания отливок имеют теплота плавления, теплоемкость и теплопроводность и в ряде случаев теплота образования.

Теплота плавления и теплоемкость жидкого и твердого металла определяют количество энергии, которое необходимо для получения расплава и его нагрева до заданной температуры. Эти характеристики необходимы для тепловых расчетов плавильного оборудования. Тепловые расчеты литейной формы основаны на учете теплосодержания расплава, определяемого его теплоемкостью и теплотой плавления. В табл. 1.1 приведены значения теплоемко-

сти жидких металлов вблизи точки кристаллизации. В среднем эти значения на 10...15 % больше, чем теплоемкость твердых металлов около точки плавления. Удельная теплота плавления металлов колеблется в очень широких пределах: от  $24 \cdot 10^3$  Дж/кг у свинца до  $1800 \cdot 10^3$  Дж/кг у кремния. Теплоемкость и теплота плавления сплавов в первом приближении могут быть рассчитаны по свойствам компонентов с учетом их содержания.

Теплопроводность определяет скорость прогрева металла. У жидких металлов она примерно в два раза меньше, чем у твердых.

Теплота образования жидких сплавов измеряется той энергией, которая поглощается или выделяется при взаимном растворении двух жидких металлов, взятых при одинаковой температуре. В термодинамике принято считать положительной энергию, поглощенную системой (эндотермический эффект), и приписывать ей знак «+». Энергия, выделившаяся из системы (экзотермический эффект), считается отрицательной. Количество энергии, поглощенное или выделенное при образовании сплавов, относят к 1 молю сплава и называют интегральной молярной теплотой смешения или образования.

В табл. 1.3 приведены наибольшие значения теплоты образования  $\Delta H_{\max}$  для некоторых систем.

Из приведенных данных можно сделать следующие выводы. Теплота образования сплавов близка к нулю или имеет небольшую величину в том случае, если в системе наблюдаются непрерывные твердые растворы от *A* до *B*. Примером таких систем могут служить Au—Cu, Bi—Sb. Если же в системе при переходе в твердое состояние образуются два ограниченных твердых раствора с простым эвтектическим или перитектическим превращением, то  $\Delta H_{\max}$  может иметь как положительный, так и отрицательный знак, а абсолютное значение может доходить до нескольких килоджоулей на моль. В табл. 1.3 к подобным системам относятся Ag—Cu и Al—Si. Наконец, если в системе в твердом состоянии имеются промежуточные фазы, то теплота образования жидких сплавов всегда отрицательна и может быть очень большой. В табл. 1.3 к таким системам относятся Mg—Sn и все, расположенные ниже ее. Рекордной в этом отношении является система Y—Si, где  $\Delta H_{\max}$  достигает величины 80 кДж/моль.

Необходимо помнить, что отрицательный знак теплоты образования свидетельствует о выделении тепла при сплавлении. Так, при

## 1.3. Теплота образования двойных жидких сплавов

Система А—В	T, °С	$\Delta H_{\text{max}}$ кДж/моль	Тип системы
Au—Cu	1150	0	Неограниченные растворы
Bi—Sb	800	+1,3	То же
Ag—Cu	1200	4...3,8	Простая эвтектическая система
Bi—Sn	350	-2,0	То же
Pb—Sn	500	+1,3	»
Al—Si	1450	-3,8	»
Mg—Sn	800	-14	Система с промежуточными фазами
Al—Cu	1150	-19	То же
Fe—Si	1600	-38	»
Al—Y	1600	-50	»
Ni—Si	1600	-59	»
Y—Si	1600	-80	»

введении в жидкую медь твердого алюминия или в жидкий никель твердого кремния в количестве 10...20 % отмечается саморазогрев расплава, причем температура повышается на 100...200 °С.

Электрическое сопротивление металлов и сплавов приходится принимать во внимание при плавке в индукционных печах, где тепловая энергия выделяется в самом расплаве при прохождении электрического тока. Электрическое сопротивление вещества характеризуется удельным электросопротивлением  $\rho$ . В табл. 1.4 приведены его значения для ряда металлов.

Электросопротивление у большинства твердых металлов с ростом температуры возрастает. К моменту достижения температуры плавления электросопротивление большинства металлов увеличивается в 2...10 раз по сравнению со значением при комнатной температуре. Плавление металла сопровождается существенным увеличением электросопротивления металлов: примерно в 1,2...2,2 раза. Металлы, у которых между атомами в решетке частично действуют ковалентные связи, при плавлении показывают снижение электросопротивления. Это снижение сравнительно невелико у сурьмы и висмута (в 1,5...4,5 раза). У германия и кремния, решетки которых целиком удерживаются ковалентными силами, это снижение очень значительно (в 15...30 раз). Падение электросопротивления у этих элементов объясняется появлением свободных электро-

## 1.4. Удельное электрическое сопротивление металлов

Металл	Твердый металл при 20 °С	Твердый металл при $T_{пл}$	Жидкий металл при $T_{пл}$	Металл	Твердый металл при 20 °С	Твердый металл при $T_{пл}$	Жидкий металл при $T_{пл}$
Sn	11	23	50	Ag	1,6	8	17
Bi	110	500	150	Cu	1,7	10	21
Pb	19	50	100	Si	$10^3 \dots 10^6$	$10^2 \dots 10^3$	80
Zn	6	17	40	Ni	8	65	85
Sb	40	185	115	Fe	10	130	140
Mg	4	15	27	Ti	40	80	175
Al	2,6	11	24	Mo	5	85	—
Ge	$10^8$	$10^3$	70	W	5	100	130

нов. Повышение температуры вызывает у всех жидких металлов возрастание электросопротивления.

Кроме свойств, указанных в табл. 1.1, большое значение для качества литых изделий имеют динамическая вязкость и диффузия металлов и сплавов, поверхностное натяжение и жидкотекучесть расплава.

## 1.5. Диффузия в жидких металлах

Диффузионные процессы в жидких металлах определяют такие явления, как дендритная и зональная ликвация, растворение тугоплавких металлов при плавке, возникновение газоусадочной пористости, поверхностное легирование отливок и др.

В металлических расплавах имеет место диффузия — самопроизвольное перемещение атомов (ионов). Диффузионный массоперенос в металлических расплавах характеризуется коэффициентом диффузии  $D$ , который в соответствии с первым законом Фика связывает поток вещества  $J$  и градиент концентрации  $dc/dx$ ,

$$J = -D \frac{dc}{dx}.$$

Диффузия в жидких металлах рассматривается на основе модели квазикристаллического строения расплава. Активационная модель явления диффузии представляется в виде следующего механизма.

Тепловое движение в металлах представляется в виде колебаний атомов относительно положений равновесия, а также в виде перескоков отдельных атомов в соседний вакантный узел квазикристалла.

Время оседлого нахождения атома в положении равновесия  $\tau$  можно представить в виде вероятностного закона:

$$\tau = \tau_0 \exp U_a / KT,$$

где  $\tau_0$  — период колебания атома в положении равновесия;  $U_a$  — энергия активации, равная сумме энергий образования вакансии и преодоления энергетического барьера;  $K$  — константа Больцмана;  $T$  — температура.

Тогда коэффициент диффузии можно представить в виде скорости перемещения атома на фиксированное расстояние  $\delta$ , как расстояние перескока атома:

$$D = \frac{\delta^2}{6\tau}.$$

Цифра «6» в знаменателе означает перемещение атома в направлении плюс и минус трехкоординатной декартовой системы.

После подстановки величины  $\tau$  выражение коэффициента диффузии принимает вид:

$$D = \frac{\delta^2}{6\tau} \exp \frac{-U_a}{kT}.$$

Часто энергию активации относят к одному молю вещества  $U_a = Q_M$ , тогда  $k = R$  — газовая постоянная.

Тогда выражение коэффициента диффузии упростится:

$$D = D_0 \exp \frac{-Q_M}{RT},$$

где  $D_0$  постоянная,  $D_0 = \delta^2 / (6\tau_0)$ .

Для практического расчета коэффициента диффузии необходимо знание энергии активации  $Q_M (U_a)$ . Согласно активационной модели диффузии, энергия активации  $Q_M$  должна быть близка молярной теплоте испарения:  $Q_M \approx \Delta H_{\text{исп}}$ . Другими словами, энергия перескока атома как бы приравнивается к энергии перехода атома из конденсированной фазы в газовую (паровую). Однако сопоставление расчетных данных коэффициента диффузии по вышеприве-

## 1.5. Коэффициенты диффузии некоторых металлов в расплавах

Диффундирующее вещество	Диффузионная среда	Температура, °C	Коэффициент диффузии $D \cdot 10^{-9}$ , м <sup>2</sup> /с
Магний	Алюминий	700	7,5
Кремний	Железо	1480	2,4
Золото	Свинец	500	3,7
Серебро	Олово	500	4,8
Углекислый газ	Вода	20	1,4
Цинк	Медь (жидкое состояние)	1100	5,0
Цинк	Медь (твердое состояние)	1000	$4,0 \cdot 10^{-12}$

денной методике с экспериментальными показываает, что величина  $Q_m$  для большинства металлов в 5...8 раз меньше молярной теплоты испарения. Следовательно, на эту величину должна быть сделана поправка при выборе величины энергии активации. Отмеченное ранее соотношение между теплотой испарения и энергией активации для перескока атома свидетельствует, что для перескока атома из одного положения узла решетки в другое энергия в 5...8 раз меньше, чем для выхода атома из конденсированной фазы в паровую.

В табл. 1.5 представлены экспериментальные величины коэффициентов диффузии некоторых металлов в расплавах других металлов (для сравнения выделен коэффициент диффузии двуокиси углерода в воде). В нижней части таблицы для сравнения приведено значение коэффициента диффузии цинка в жидкой меди при температуре 1100 °C и в твердой меди при температуре 1000 °C. Разница в значениях коэффициентов диффузии в жидкой и твердой меди приближается к трем порядкам. Такая большая разница в значениях коэффициентов диффузии не может быть объяснена ни действием температуры, поскольку разница в температурах 1000 и 1100 °C невелика, ни различиями в величине энергии активации — эта величина в соответствии с вышеприведенным анализом может различаться не более чем в несколько раз, но не на три порядка.

Наиболее достоверное объяснение разницы коэффициентов диффузии представляется таким, что в расплавах происходит перемещение не отдельных атомов, а целых групп атомов в виде кластеров или ячеек. Коллективное перемещение атомов может

представляться в виде дрейфа группы атомов в поле тепловых гидродинамических флуктуации, и коэффициент диффузии представляется в виде суммы неравных величин коэффициентов диффузии:

$$D = D_{\text{инд}} + D_{\text{кол}},$$

где  $D_{\text{инд}}$  — коэффициент диффузии отдельных атомов;  $D_{\text{кол}}$  — коэффициент диффузии группы (коллектива) атомов.

$$D_{\text{кол}} = \frac{kT}{15\pi\mu\sqrt{\tau_p}\vartheta},$$

где  $k$  — константа Больцмана;  $\mu$  и  $\vartheta$  — коэффициенты динамической и кинематической вязкости соответственно;  $\tau_p$  — время «оседлой жизни» кластера или группы атомов.

Фактические величины массопереноса в расплавах усиливаются конвекцией — тепловой и вынужденной.

### 1.6. Вязкость жидких металлов и сплавов

Вязкость (внутреннее трение) — это свойство жидкости, характеризующее сопротивление действию внешних сил, вызывающих ее течение.

Различают динамическую и кинематическую вязкости. Динамическая вязкость  $\mu$  является характеристикой сопротивления жидкости смещению одного слоя относительно другого и имеет размерность Па·с. Кинематическая вязкость  $\vartheta$  — это отношение динамической вязкости к плотности жидкости  $\vartheta = \mu/\rho$ , ее размерность м<sup>2</sup>/с.

Одним из отличительных свойств жидкостей, в том числе и металлических расплавов, является свойство текучести. Основное реологическое уравнение текучести вязкой жидкости описывается уравнением Ньютона:

$$\tau = \mu \frac{Dv}{dn},$$

где  $\tau$  — касательное напряжение (напряжение сдвига);  $Dv/dn$  — градиент скорости в поперечном сечении потока, обусловленный внутренним трением в жидкостях ( $v$  — скорость потока,  $n$  — чис-

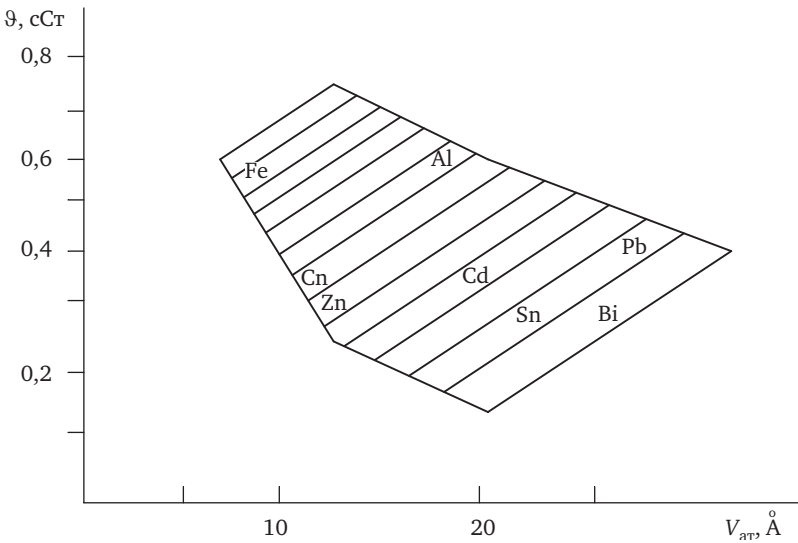


Рис. 1.1. Коэффициент кинематической вязкости жидких металлов

ло условных слоев жидкости, претерпевающих сдвиг относительно друг друга).

Вязкость чистых жидких металлов при одинаковом небольшом перегреве над температурой плавления ( $\sim 10 \dots 15$  °С) связывают с атомным объемом металлов.

На рис. 1.1 представлены экспериментальные значения кинематической вязкости металлов в виде зависимости от их атомного объема. Заштрихованная область представляет функциональную зависимость кинематической вязкости от атомного объема, близкую к гиперболической (обратно пропорциональной):

$$\eta = k \frac{1}{V_{\text{ат}}},$$

где  $V_{\text{ат}}$  — атомный объем.

Зависимость эта приближенная, во всяком случае, чем больше атомный объем металла, тем меньше его вязкость при одинаковом перегреве.

Зависимость вязкости от состава сплавов более сложная и неоднозначная. Установлены некоторые общие закономерности зависимости вязкости сплава от типа диаграммы состояния и положения

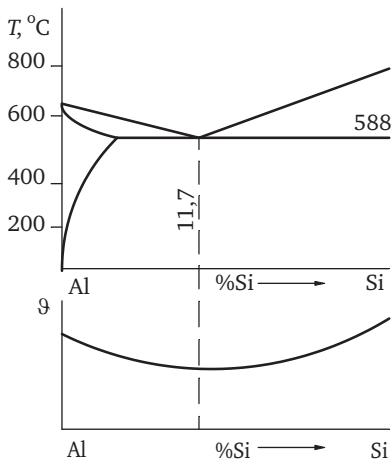


Рис. 1.2. Кинематическая вязкость эвтектических сплавов (Al—Si)



Рис. 1.3. Кинематическая вязкость сплавов, образующих химическое соединение (Mg—Sn)

сплава на диаграмме состояния. Сплавы эвтектического состава обладают минимальной вязкостью, а сплавы, компоненты которых образуют химические соединения (интерметаллиды), характеризуются максимальной вязкостью. На рис. 1.2 это положение иллюстрируется примером сплавов системы алюминий—кремний. Чисто эвтектический сплав, содержащий 11,7% Si, обладает минимальной вязкостью и, соответственно, максимальной текучестью, определяющей технологическое свойство жидкотекучести.

На рис. 1.3 для сплавов магний—олово, образующих устойчивое химическое соединение  $Mg_2Sn$ , максимум вязкости отвечает именно этому химическому составу, а для эвтектического состава сплавов этой системы также имеет место минимум вязкости.

Зависимость вязкости жидких металлов и сплавов от температуры подчиняется экспоненциальной зависимости:

$$\mu = A \exp\left(\frac{U_a}{RT}\right), \quad (1.1)$$

где  $A$  — предэкспоненциальный коэффициент, не зависящий от температуры;  $U_a$  — энергия активации вязкого течения;  $R$  — газовая постоянная;  $T$  — абсолютная температура.

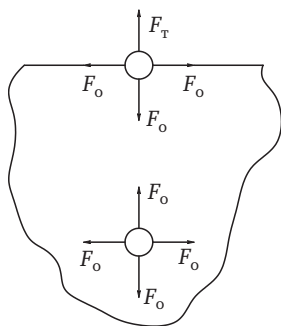
Ввиду сложности определения энергии активации, пользование вышеприведенной формулой (1.1) ограничено. Удовлетворительное совпадение для расчетов вязкости на основе имеющихся экспериментальных данных имеет место для сравнительно узкого интервала температур. Например, для известной вязкости чугуна определенного химического состава при 1380 °С можно рассчитать с достаточной точностью вязкость этого чугуна при температурах 1360, 1370, 1390 и 1400 °С. Но расчет вязкости для температур 1280 и 1450 °С даст значительную ошибку. Поэтому основным методом определения вязкости жидких металлов и сплавов является экспериментальный.

Устройства для определения вязкости расплавленных металлов — вискозиметры вакуумные — позволяют исключить влияние пленки оксидов. По аналогии с вискозиметрами для определения вязкости обычных жидкостей (воды, масла, глицерина) измерение вязкости металлических расплавов основано на затухании вращательных колебаний: чем больше вязкость, тем быстрее происходит затухание.

От вязкости расплава в первую очередь зависит способность жидкого металла заполнять полость литейной формы, т.е. жидкотекучесть. С понижением температуры вязкость расплава увеличивается, а следовательно, уменьшается жидкотекучесть расплава.

## 1.7. Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов

Поверхностное натяжение жидкостей выражает поверхностную энергию, поверхностную активность компонентов и их способность сгущаться (повышать концентрацию) в поверхностных слоях. При рассмотрении природы поверхностного натяжения сравнивают соотношение сил межчастичного взаимодействия в объеме жидкости и на ее поверхности (рис. 1.4). Сила взаимодействия (притяжения) молекулы (атома) жидкости к молекуле газа  $F_T$  значительно меньше силы межатомного притяжения жидкости  $F_0$  ( $F_T \ll F_0$ ), что и образует поверхностный слой жидкости, находящийся в особом энергетическом состоянии по сравнению со всем объемом жидкости. Благодаря тому что частицы жидкости как бы стремятся втянуться внутрь объема, жидкие вещества обладают хорошо известным свойством уменьшать свою поверхность, и мелкие



**Рис. 1.4.** Схема межатомного взаимодействия и поверхностного натяжения

капли ртути и других жидких металлов приобретают сферическую форму. Этим же объясняются капиллярные явления в жидкостях. С рассмотренных позиций жидкость ведет себя так, как если бы она была заключена в упругую растянутую пленку, стремящуюся сжаться. Соответственно поверхностное натяжение  $\sigma$  измеряется в двух разновидностях размерностей: 1) работа (энергия) на единицу площади поверхности — Дж/м<sup>2</sup>; 2) сила на единицу длины — Н/м.

Из описанной выше природы поверхностного натяжения следует, что количественная величина  $\sigma$  для конкретных жидкостей определяется всецело величиной межчастичного (межмолекулярного, межатомного, межионного) взаимодействия. Для металлов, как известно, специфичной является так называемая металлическая связь, при которой между положительными ионами металла расположены в относительном беспорядке отщепившиеся электроны («электронный газ»). Эти электроны играют роль «цемента», удерживая положительные ионы, между которыми действуют силы отталкивания. В свою очередь и электроны удерживаются действием положительных зарядов ионов металла.

Металлическая связь характеризуется более высокими величинами сил и энергий межчастичного взаимодействия по сравнению с другими видами межчастичной связи веществ (ионной, молекулярной), чем и объясняется высокая прочность металлов. Но эта связь присуща не только твердым, но и жидким металлам. Именно по причине более высоких уровней энергии металлической связи, по сравнению с молекулярной, поверхностное натяжение металли-

ческих расплавов существенно выше, чем у молекулярных жидкостей (воды, керосина).

Поверхностное натяжение металлов рассматривается как электростатическая энергия двойного электрического слоя, возникающего на поверхности металла благодаря тому, что «электронный газ», покидая металл с поверхности, обладает энергией, отличной от энергии электронов внутри объема металла. Используют понятие обобщенного момента, выражающего энергетические свойства иона металла:

$$m = eL/r,$$

где  $m$  — обобщенный момент;  $e$  — заряд электрона;  $L$  — валентность иона;  $r$  — радиус иона.

Поверхностное натяжение рассматривают пропорциональным величине обобщенного момента.

В табл. 1.6 приведены экспериментальные данные поверхностного натяжения наиболее распространенных металлов при перегреве  $\sim 20$  °C; для сравнения приведено значение поверхностного натяжения воды при 20 °C.

**1.6. Поверхностное натяжение металлов при перегреве в 20 °C над температурой плавления (данные эксперимента)**

Металл	$\sigma$ , Н/м	Металл	$\sigma$ , Н/м	Металл	$\sigma$ , Н/м
Al	0,49	Pb	0,44	Hg	0,46
Cu	1,10	Fe	1,20	Ag	0,91
Zn	0,55	Ni	1,32	H <sub>2</sub> O	0,10
Sn	0,52	Mg	0,56		

Из табл. 1.6 видно, что поверхностное натяжение расплавов металлов в несколько раз (до 12...13 раз) выше, чем у воды.

Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов зависит от температуры и состава. С повышением температуры поверхностное натяжение снижается, что дает подтверждение зависимости величины поверхностного натяжения от природы металлической связи. Математически не удастся установить зависимость поверхностного натяжения от температуры, но очевидно, что с повышением температуры происходит ослабление сил межатомного

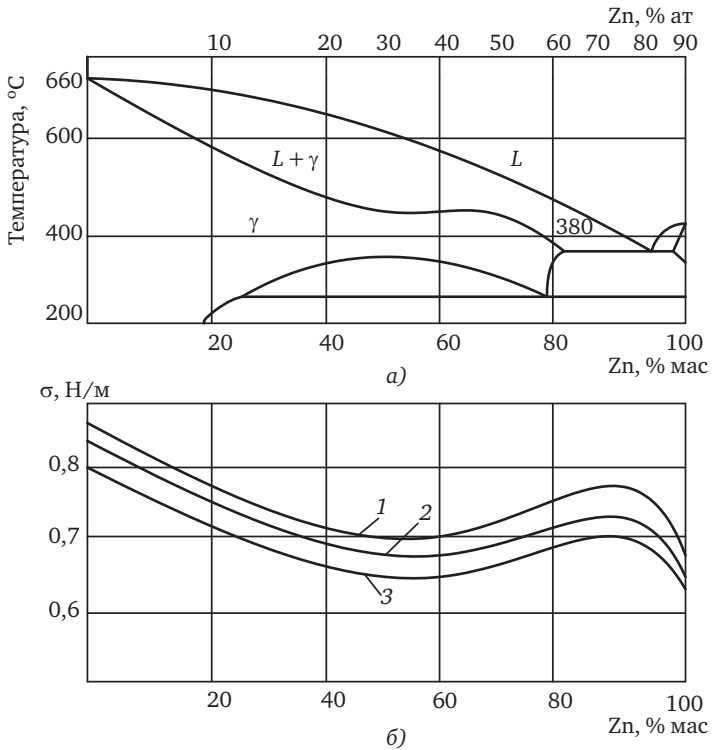


Рис. 1.5. Диаграмма состояния сплава Al—Zn (а) и зависимость поверхностного натяжения от состава и перегрева над температурой ликвидуса (б), °С: 1 — 50; 2 — 100; 3 — 150

взаимодействия, что и служит причиной уменьшения поверхностного натяжения.

Зависимость поверхностного натяжения от состава сплава отличается большой сложностью для двойных и тем более для многокомпонентных сплавов. Правило аддитивности для большинства сплавов дает большие расхождения с экспериментальными данными и не может быть рекомендовано к практическому использованию.

Экспериментально установлены некоторые зависимости поверхностного натяжения жидких сплавов от их состава с учетом диаграммы состояния. Для сплавов, относящихся к эвтектическим, характерно монотонное (но не линейное) изменение поверхност-

ного натяжения от состава таким образом, что сплав со 100 %-ной эвтектикой обладает наибольшей величиной поверхностного натяжения. Сплавы, образующие интерметаллические (химические) соединения, обладают минимальным поверхностным натяжением. Это иллюстрируется изменением поверхностного натяжения сплавов системы Al—Zn (рис. 1.5). На кривой «состав—поверхностное натяжение» просматриваются два экстремума: минимум и максимум. Максимальные значения  $\sigma$  отвечают эвтектическому составу  $\sim 95\% \text{ Zn} + 5\% \text{ Al}$ , а минимальные значения — составу, соответствующему интерметаллическому соединению  $\text{Al}_2\text{Zn}_3$ .

В целом анализ зависимости поверхностного натяжения от состава сплавов устанавливает наличие взаимного влияния атомных объемов основного и легирующего металла. Если их атомные объемы близки, в большей степени соблюдается правило аддитивности. Если атомные объемы двух металлов сильно различаются, то возрастает вероятность того, что легирующий элемент окажется поверхностно активным. Поверхностно активным считается элемент, небольшое количество которого (до долей процента) значительно снижает величину поверхностного натяжения.

Поверхностно-активные элементы в сплавах служат причиной явления адсорбции, когда эти элементы распределяются не равномерно по объему сплава, а более высокая их концентрация имеет место в поверхностном слое. Величина адсорбции описывается уравнением Гиббса:

$$\Gamma = -\frac{c_0}{RT} \left[ \frac{\partial \sigma}{\partial c} \right],$$

где  $\Gamma = (c_{\text{п}} - c_0)\delta$  — адсорбция;  $c_{\text{п}}$  — концентрация элемента в поверхностном слое;  $c_0$  — концентрация элемента в объеме расплава;  $\delta$  — толщина адсорбционного слоя;  $R$  — газовая постоянная;  $T$  — абсолютная температура, К;  $\sigma$  — поверхностное натяжение.

С явлением адсорбции в жидких сплавах связывают технологические процессы модифицирования и поверхностного легирования. В алюминиевых сплавах поверхностно активный металл натрий измельчает зерно за счет адсорбции на растущих зернах.

В магниевых сплавах тысячные доли бериллия снижают окисление за счет повышения плотности оксидного слоя  $\text{MgO} + \text{BeO}$ . Слой оксидов  $\text{MgO}$  на поверхности расплава магния, на поверхности от-

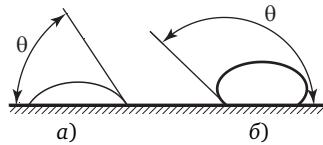


Рис. 1.6. Краевой угол смачивания — мера межфазного натяжения

ливков без легирования бериллием имеет неплотное строение с порами, микротрещинами.

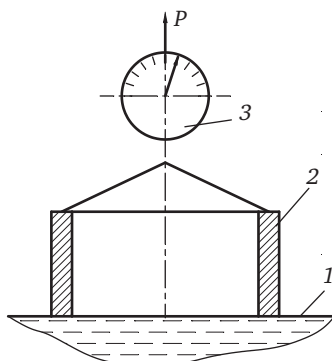
Для технологических процессов плавки и литья металлов наибольшее значение имеет межфазное натяжение на границах раздела фаз: расплав — футеровка, расплав — форма. Величина межфазного натяжения зависит от поверхностного натяжения. Мерой межфазного натяжения является краевой угол смачивания капли жидкого сплава с твердой или жидкой подложкой. Малая величина угла смачивания  $0^\circ < \theta < 90^\circ$  (рис. 1.6, а) свидетельствует о малой величине межфазного натяжения, а большой угол смачивания  $90^\circ < \theta < 180^\circ$  (рис. 1.6, б) — соответственно о большой величине межфазного натяжения. При малом межфазном натяжении происходит хорошее растекание жидкости, так как небольшое количество шлака ровным тонким слоем покрывает поверхность расплава металла. При малом межфазном натяжении более интенсивно протекают физико-химические процессы межфазного взаимодействия.

Наиболее достоверными методами определения поверхностного и межфазного натяжения являются экспериментальные. Из экспериментальных способов для металлических расплавов наибольшее распространение получили методы отрыва кольца, лежащей капли, капиллярного поднятия и максимального давления пузырька газа.

*Метод отрыва кольца* прост в методическом исполнении и нагляден, схематично изображен на рис. 1.7. Тонкостенное кольцо 2 из огнеупорного материала или более тугоплавкого металла отрывают от поверхности расплава 1. В момент отрыва кольца чувствительный динамометр 3 фиксирует силу  $P$ , которая на некоторую величину  $\Delta P$  превышает силу тяжести после отрыва кольца. Величину поверхностного натяжения рассчитывают по формуле

$$\sigma = \frac{\Delta P}{\Pi},$$

где  $\Pi$  — периметр кольца.



**Рис. 1.7.** Схема экспериментального метода отрыва кольца для определения поверхностного натяжения металла:

1 — расплав; 2 — кольцо; 3 — динамометр

Недостатком способа является то обстоятельство, что оксидная пленка на поверхности расплава вносит искажение в данные эксперимента.

*Метод максимального давления пузырька* нейтрального или инертного газа лишен данного недостатка. Сущность метода состоит в измерении максимального давления аргона или другого газа, подаваемого через трубку малого диаметра. Расход газа поддерживается минимальным, чтобы пробулькивание пузырьков через расплав происходило с интервалом в несколько секунд. По мере подачи газа в расплаве на конце трубки образуется и растет в размерах газовый пузырек. Когда размер газового пузырька достигнет диаметра трубки, происходит его отрыв и образование следующего пузырька. В момент, предшествующий отрыву, давление максимально, и его величину используют для несложного расчета поверхностного натяжения, исходя из следующих предпосылок.

Равенство размеров газового пузырька и диаметра трубки отвечает условию равновесия. Для увеличения объема газового пузырька на бесконечно малую величину  $dV$ , достаточную для его отрыва, нужно затратить работу  $p dV$  ( $p$  — максимальное давление газа в момент отрыва пузырька). Эта работа численно равна увеличению поверхностной энергии:

$$dA = \sigma dS,$$

где  $S$  — площадь поверхности газового пузырька.

Тогда уравнение энергетического баланса для пузырька можно представить следующим образом:

$$pdV = \sigma dS.$$

Примем газовый пузырек правильной сфероидальной формы.

Для шара  $V = 4\pi r^3/3$  и  $dV = 4\pi r^2 dr$ , а поверхность  $S = 4\pi r^2$  и  $dS = 8\pi r dr$ , где  $r$  — радиус газового пузырька, равный внутреннему радиусу трубки.

Величину  $\sigma$  после подстановки значений  $dS$  и  $dV$  определяют по формуле

$$\sigma = \frac{pr}{2}.$$

В экспериментальной методике из общих показаний манометра  $p_{\text{ман}}$  следует вычесть давление, обусловленное металлостатическим напором металла:  $h\gamma$ , где  $h$  — глубина погружения трубки;  $\gamma$  — плотность расплава;

$$p = p_{\text{ман}} - h\gamma.$$

Метод максимального давления газа в пузырьке является универсальным экспериментальным методом определения поверхностного натяжения для разных металлов и сплавов, но требует чувствительного манометра для измерения давления.

### Контрольные вопросы

1. Перечислите основные физические свойства металлов и сплавов.
2. Как влияет плотность металла на технологию плавки и вероятность образования дефектов при формировании отливок?
3. На что влияют температуры плавления и кипения, а также давление пара металлов?
4. Назовите тепловые и электрические свойства металлов и сплавов и что они определяют.
5. Что такое диффузия, ее значение и чем определяется диффузионный массоперенос?
6. Объясните механизм диффузии и разницу коэффициентов диффузии различных металлов.

- 
7. Что такое вязкость жидких металлов, ее виды и связь с жидкотекучестью и температурой?
  8. Как определяют вязкость жидких металлов?
  9. Что такое поверхностное натяжение жидких металлов и его размерности?
  10. Природа поверхностного натяжения и от чего оно зависит.
  11. Что такое адсорбция и каким уравнением она определяется?
  12. Что такое межфазное натяжение и его связь с краевым углом смачивания?
  13. Назовите экспериментальные методы определения поверхностного натяжения и объясните их суть.

## Строение металлов и сплавов в жидком и твердом состояниях

### 2.1. Общие сведения

Металлы являются наиболее распространенными конструкционными материалами нашего времени. И в перспективе на ближайшие десятилетия преобладающая роль металлов в технике и в целом в экономике государств, несомненно, сохранится. Это связано с тем, что металлы и сплавы сочетают ряд важнейших эксплуатационных свойств: прочность, пластичность, жаропрочность, износостойкость, коррозионную стойкость и др.

В современном представлении металлы — химические элементы со специфичным атомным строением. Атом элемента состоит из положительно заряженных ядер, вокруг которых движутся легкие, отрицательно заряженные частицы — электроны. Ядро, в котором сконцентрирована почти вся масса атома, состоит из плотно упакованных положительных частиц — протонов и нейтральных частиц — нейтронов примерно с такой же массой, но не обладающих зарядом. Заряд ядра определяется числом протонов, атомы отдельных металлов отличаются, прежде всего, числом протонов. Число нейтронов в атоме элемента может быть различным. Так, у железа на 26 протонов чаще всего приходится 30 нейтронов, но бывает в атоме железа и 28, и 31 и 32 нейтрона. Такие вещества с разным числом нейтронов получили название изотопов. Итак, заряд ядра атома является одной из важнейших характеристик химического элемента, называемой его атомным номером в периодической таблице элементов Д.И. Менделеева.

Металлы составляют большую часть периодической таблицы, занимая в ней свыше 80 клеток. В верхней части таблицы распо-

ложены металлы с малым числом протонов и нейтронов в атомах: литий, бериллий, натрий, магний, алюминий, кремний. Они образуют группу легких металлов. В нижней части таблицы расположены металлы с самыми большими числами протонов и нейтронов — это группа тяжелых металлов: вольфрам, рений, осмий, платина, золото, свинец и др.

Сердцевину периодической таблицы образует самая многочисленная группа наиболее распространенных в технике металлов: железо, кобальт, никель, цинк, марганец, хром, ванадий и др.

Электроны, двигаясь вокруг ядер, образуют оболочки. Отличительной чертой атомов всех металлов является малое количество электронов на наружных электронных оболочках. По одному электрону на наружной электронной оболочке имеют литий, натрий, калий, хром, медь, свинец, золото, серебро. По два электрона имеют бериллий, магний, кальций, марганец, железо, кобальт, никель, цинк; по три — алюминий, бор, галлий, индий; по четыре — кремний, германий, свинец.

## 2.2. Особенности электронного строения металлов

Отличительной чертой строения атомов металлов является то обстоятельство, что электроны наружной оболочки удерживаются непрочно и отделяются от атомов. Металлы представляют собой совокупность положительно заряженных ионов, между которыми свободно перемещаются электроны, образуя облако «электронного газа». Быстро двигаясь, электроны создают равномерно распределенный в межионном пространстве отрицательный заряд, прочно стягивающий положительные ионы атомов. В этом состоит сущность металлической связи — самой прочной межатомной связи. Именно металлической связью объясняется ряд характерных свойств металлов. Так, высокая электропроводность и теплопроводность металлов объясняется направленным перемещением «электронного газа» в электрическом или температурном поле. Пластичность (ковкость) объясняют тем, что при перемещении атомов относительно друг друга связь между ними не нарушается ввиду относительно беспорядочного расположения «электронного газа». Металлическая связь хорошо объясняет кристаллическое строение металлов, о чем будет отмечено далее.

«Электронный газ» металлов обладает существенными отличиями от обычных молекулярных газов. В молекулярных газах частицы (молекулы) движутся с энергиями (скоростями), образующими непрерывный спектр значений относительно некоторых наиболее вероятных величин, который получил название как распределение Максвелла—Больцмана. «Электронный газ» металлов не подчиняется статистике Максвелла—Больцмана, он является квантовым объектом и подчиняется законам квантовой механики Ферми—Дирака. В соответствии с законами квантовой механики энергия, импульс и другие характеристики электронов в металле изменяются не плавно, а порциями — квантами.

Очень важны следующие положения квантовой механики, касающиеся электронов, в том числе «электронного газа»:

1. Различают четыре группы квантовых чисел. В электронном газе металла каждый электрон находится в таком энергетическом состоянии, что отличается от других хотя бы одним квантовым числом.

2. В одном энергетическом состоянии может находиться не более двух электронов, отличающихся собственными магнитными моментами, так называемым спиновым квантовым числом.

3. Заполнение электронами энергетических уровней отвечает принципу минимизации, т.е. вначале заполняются, возможно, низшие энергетические уровни, а затем высшие.

4. При абсолютном нуле (0 К) температуры электроны металла заполняют в энергетической шкале почти непрерывно некоторую зону энергий от минимального до максимального уровня, называемого уровнем Ферми. Эта зона занимает в разных металлах ширину от 1 до 12 эВ (у калия уровень Ферми —  $W_{\text{Ф}} = 1,9$  эВ, у меди —  $W_{\text{Ф}} = 7$  эВ, у алюминия —  $W_{\text{Ф}} = 12$  эВ). Отсюда следует, что электроны перемещаются интенсивно и при абсолютном нуле. Средняя кинетическая энергия равна  $3/5 W_{\text{Ф}}$ , т.е. порядка 1,5...7,0 эВ, а средняя скорость их движения  $\sim 10\,000 \dots 20\,000$  км/с. При повышении температуры электроны поглощают энергию и поднимаются выше уровня Ферми: чем выше температура, тем больше вероятность нахождения электронов над уровнем Ферми.

Движение электронов, имеющих ничтожно малую массу, рассматривается с учетом их волновых свойств. Одновременно учитывается влияние периодического поля положительных ионов на

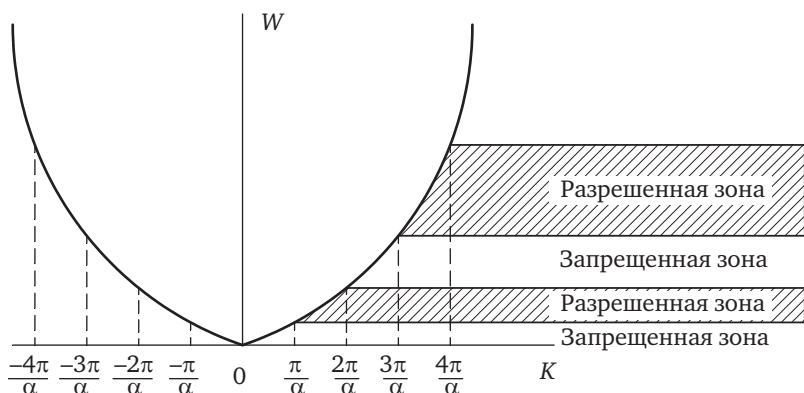


Рис. 2.1. Энергетический спектр движения электронов в атомах металлов

движение электронов. По основному закону квантовой механики каждая частица массой  $m$ , движущаяся со скоростью  $v$ , обладает и волновым процессом с длиной волны  $\lambda$ . Между этими величинами существует зависимость:

$$\lambda = h/mv = h/\bar{P},$$

где  $\bar{P} = hk$  — импульс, тогда  $h = \bar{P}/k$ ;  $k = n\pi/a$ ;  $n$  — целое число ( $n = 1, 2, 3, \dots$ );  $a$  — межатомное расстояние в кристаллической решетке металла.

При определенных длинах волн, кратных межатомным расстояниям, происходит полное внутреннее отражение электронов в решетке. Другими словами, электрон не может двигаться в кристаллической решетке с энергией, при которой происходит полное отражение его в решетке. Энергетический спектр кристаллической решетки металла разбивается на зоны, разрешенные и запрещенные для движения электронов (рис. 2.1).

В квантовой механике  $k$  принимает значение ряда дискретных чисел ( $\pi/a, 2\pi/a, 3\pi/a, \dots$ ), а это означает, что и значения энергии  $W$  будут дискретными, т.е. прерывистыми. Эти дискретные зоны энергии получили название зон Брюллиэна. Они определяют тип и параметры кристаллической решетки металла и характеризуются конкретными величинами для каждого металла. Эти зоны вместе с уровнем энергии Ферми служат своеобразным «паспортом» или «отпечатком пальцев» каждого металла.

### 2.3. Кристаллическое строение металлов

Особенностью строения металлов является кристаллическая структура, основу которой составляет кристаллит (зерно). Кристаллит построен из элементарных кристаллических ячеек (решеток). Элементарная кристаллическая решетка имеет в своих узлах атомы (ионы), и весь кристаллит состоит из набора множества элементарных кристаллических ячеек. На рис. 2.2 изображена отдельная кристаллическая ячейка, представляющая собой параллелепипед, построенный на векторах  $\vec{a}$ ,  $\vec{b}$ ,  $\vec{c}$ , модули которых равны периодам идентичности.

Ячейка характеризуется, кроме ребер  $a$ ,  $b$ ,  $c$ , еще и углами  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  между ребрами. В целом эти шесть величин определяют ячейку количественно и называются ее параметрами.

Одним из свойств, которыми обладает кристаллическая решетка, является симметрия — свойство решетки совпадать с собой при пространственных перемещениях. Самой высокой симметрией обладает кубическая ячейка, у которой все ребра равны:  $a = b = c$ , а углы, соответственно,  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ .

В узлах кристаллической решетки металлов расположены положительные ионы металла. Между ними движутся электроны, отщепившиеся от атомов при образовании ячейки. Эти электроны играют роль «цемента», удерживая вместе положительные ионы, в противном случае ячейка распалась бы под действием сил отталкивания между ионами. Одновременно и электроны удерживаются

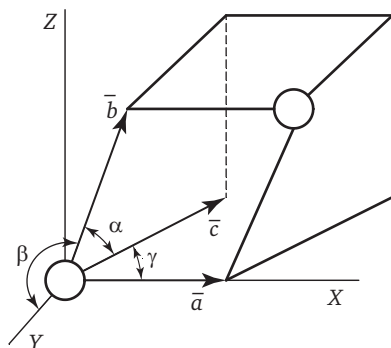


Рис. 2.2. Отдельная кристаллическая ячейка

положительными ионами в пределах кристаллической ячейки и не могут ее покинуть.

В металлах наиболее распространенными являются следующие типы кристаллических решеток: гексагональная плотноупакованная (ГПУ), кубическая гранецентрированная (ГЦК), кубическая объемно-центрированная (ОЦК).

Структура ГПУ называется плотноупакованной, потому что она обладает максимальной плотностью упаковки — каждый атом окружен двенадцатью ближайшими соседями (рис. 2.3): шесть атомов находятся в одной и той же плоскости и по три атома в верхней и нижней плоскостях. Такой решеткой обладают следующие металлы: бериллий, магний, кобальт, цинк, кадмий, рений, осмий.

ГЦК также является плотноупакованной решеткой (рис. 2.4). В ней атомы (ионы) занимают все вершины куба и центр каждой грани. В этой решетке каждый атом также имеет 12 соседних атомов. Решетку гранецентрированного куба имеют алюминий, медь, никель, свинец, платина, золото, серебро, железо (при температуре от 720 до 910 °С).

Решетка ОЦК обладает менее плотной упаковкой атомов (рис. 2.5). Эта элементарная ячейка представляет собой куб с атомами (ионами) в каждой вершине и в центре куба. Здесь каждый

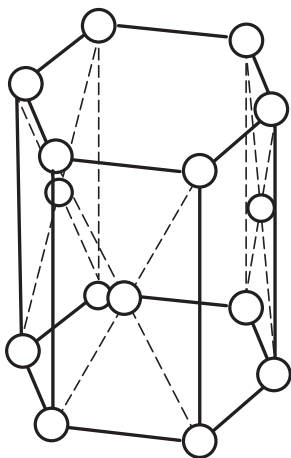


Рис. 2.3. Гексагональная плотноупакованная решетка (ГПУ)

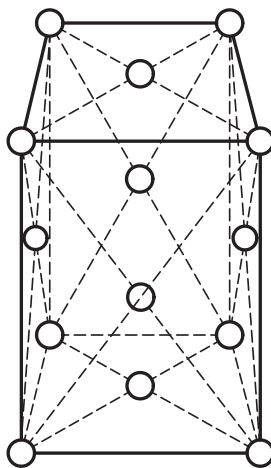


Рис. 2.4. Кубическая гранецентрированная решетка (ГЦК)

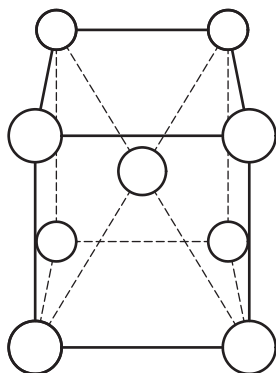


Рис. 2.5. Кубическая объемно-центрированная решетка (ОЦК)

атом окружен восемью соседями. Решеткой объемно-центрированного куба характеризуются следующие металлы: литий, натрий, калий, ванадий, вольфрам, ниобий, железо (при температуре ниже 720 и выше 910 °С).

Три вышеприведенных типа элементарных кристаллических решеток имеют большинство металлов, но не все. Так марганец имеет простую кубическую решетку, а висмут, сурьма — ромбоэдрическую и т.д.

Основными параметрами кристаллических решеток являются кратчайшее межатомное расстояние  $d$ , атомный радиус  $r_a$  и атомный объем  $V_a$ .

В табл. 2.1 приведены типы структур и основные параметры кристаллических решеток наиболее распространенных металлов.

### 2.1. Структуры и параметры кристаллической решетки металлов

Атомный номер	Металл	Тип кристаллической решетки	$d, \text{Å}$	$r_a, \text{Å}$	$V_a, \text{Å}^3$
12	Mg	ГПУ	3,197	2,853	23,23
13	Al	ГЦК	2,863	1,582	16,60
22	Ti	ГПУ	2,951	1,614	17,65
23	V	ОЦК	2,662	1,491	13,88
24	Cr	ОЦК	2,498	1,423	12,00
25	Mn	Кубическая	2,240	1,428	12,21
26	Fe <sub>20</sub> °С	ОЦК	2,482	1,411	11,72

Окончание табл. 2.1

Атомный номер	Металл	Тип кристаллической решетки	$d, \text{Å}$	$r_a, \text{Å}$	$V_a, \text{Å}^3$
28	Ni	ГЦК	2,492	1,377	10,94
29	Cu	ГЦК	2,556	1,413	11,81
30	Zn	ГПУ	2,665	1,538	15,24
42	Mo	ОЦК	2,725	1,550	15,58
74	W	ОЦК	2,741	1,549	15,85
79	Au	ГЦК	2,884	1,594	16,96
82	Pb	ГЦК	3,500	1,949	30,33
83	Bi	Ромбоэдрическая	3,481	2,036	35,38
92	U	Ромбическая	2,854	1,706	20,28

При изучении свойств металлов многие из них хорошо согласуются со свойствами описанных кристаллических решеток: плотность, удельная теплоемкость, упругие свойства. Эти свойства называются структурно-чувствительными. Однако целый ряд других свойств не согласуется со свойствами кристаллических решеток: прочность, пластичность и др. Так, прочность металлов, рассчитанная на основе механики кристаллических решеток, примерно на два порядка выше реальной прочности. Объяснение подобных явлений дает рассмотрение несовершенств кристаллических решеток, т.е. фактические структуры имеют отклонения от идеальных геометрических образований.

## 2.4. Тепловые колебания в металлах

Тепловые колебания являются первым видом отклонений от идеальной структуры. В идеальной кристаллической решетке атомы занимают строго фиксированные места, в которых они считаются жестко закрепленными. Фактически атомы не занимают строго фиксированных мест, и достаточно тепловой энергии самих атомов, чтобы заставить их переместиться на некоторое расстояние. Величина этого теплового отклонения невелика и составляет 5...10 % межатомного расстояния. Условия тепловых колебаний атомов выводятся из анализа природы межатомных сил. Равновесные положения атомов определяются из условия равенства сил

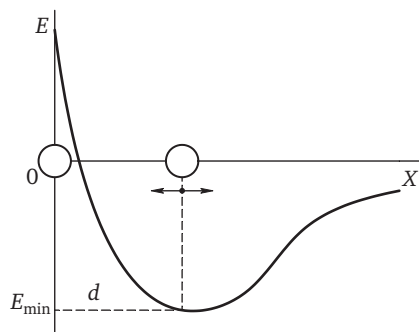


Рис. 2.6. Тепловые колебания атомов

притяжения и отталкивания (рис. 2.6). В положении равновесия потенциальная энергия минимальна ( $E_{\min}$ ), здесь расстояние между атомами равно величине параметра кристаллической решетки межатомного расстояния  $d$ . При изменении межатомного расстояния потенциальная энергия атома возрастает. Так, при сближении с другим соседним атомом (перемещение из равновесного положения влево) возрастание потенциальной энергии сопровождается увеличением энергии отталкивания. Под действием сил отталкивания атом начинает двигаться в противоположном направлении, проходит через минимум потенциальной энергии и продолжает двигаться вправо, где преобладает энергия притяжения под действием отрицательного поля «электронного газа».

Рассчитано, что в твердом металле частота колебаний атомов составляет  $\sim 3 \cdot 10^{12}$  Гц, а амплитуда колебаний — соответственно несколько сотых долей ангстрема, т.е. несколько процентов от межатомного расстояния.

Из вышеизложенных позиций электронного строения металлов следует, что общая энергия металлов складывается из двух слагаемых: 1) тепловой энергии  $E_{\text{тепл}}$ ; 2) энергии металлов при абсолютном нуле температуры  $E_{\text{абс}}$ . Сумма этих двух энергий составляет внутреннюю энергию  $E$ :

$$E = E_{\text{абс}} + E_{\text{тепл}},$$

причем  $E_{\text{тепл}} = b(T)$ .

Производная от энергии по температуре представляет теплофизическую характеристику — теплоемкость  $C_V$ :

$$\frac{\partial E}{\partial T} = \frac{\partial E_{\text{тепл}}}{\partial T} = C_v.$$

Отметим еще одну особенность тепловой энергии, а именно, флуктуации колебаний атомов, обусловленных силами взаимодействия не только соседних, но и более удаленных атомов. А поскольку флуктуации энергии хаотичны, то они подчиняются законам теории вероятностей. Вероятность флуктуации данного параметра определяется уравнением Больцмана:

$$P(E) = A(T)e^{-\frac{E}{kT}},$$

где  $P(E)$  — вероятность пребывания атома в состоянии с энергией  $E$ ;  $A(T)$  — функция температуры, как количественная характеристика системы;  $k$  — постоянная Больцмана,  $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$  Дж/град;  $T$  — абсолютная температура, °С.

Вероятность флуктуации тепловой энергии возрастает с повышением температуры.

## 2.5. Дефекты кристаллического строения металлов

На основе флуктуации тепловой энергии объясняют возникновение дефектов кристаллической решетки металлов. Дефекты решетки классифицируют по геометрическому признаку на точечные, линейные и поверхностные.

Точечные дефекты (вакансии и внедрения) имеют атомные размеры. Вакансии — это недостающие атомы в кристаллической решетке (рис. 2.7). Одна из основных причин появления вакансий — тепловые флуктуации. Для того чтобы атом вырвался из своего узлового положения в решетке, ему необходима дополнительная энергия. На основе рассмотрения силового электростатического взаимодействия в двухмерной решетке вычислен приблизительный уровень этой энергии —  $E_B \approx 1$  эВ ( $1$  эВ =  $1,6 \cdot 10^{19}$  Дж).

Общее количество вакансий определяется как относительная вероятность пребывания атома в состоянии с энергией, превышающей энергию образования вакансии  $E_B$ :

$$n_B = N \exp(-E_B/kT),$$

где  $n_B$  — число вакансий;  $N$  — число атомных узлов решетки.

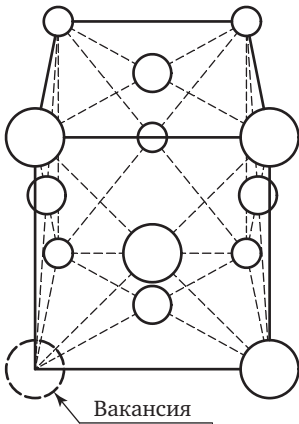


Рис. 2.7. Точечный дефект — «вакансия»

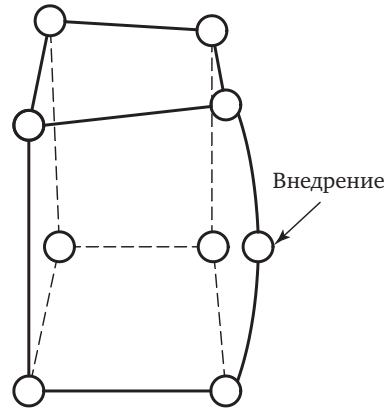


Рис. 2.8. Точечный дефект — «внедрение»

По этой закономерности для алюминия при температуре 20 °С одна вакансия приходится на 10 атомов, а при температуре 660 °С (температура плавления алюминия) одна вакансия приходится на  $10^3$  атомов.

Точечный дефект кристаллической решетки — внедрение — представляет собой наличие избыточных атомов, проникших в решетку, но не занимающих ее узлов. Эти дефекты бывают двух типов: 1) атомы внедрения представляют собой одноименные атомы основного металла; 2) атомы внедрения разноименные (легирующего элемента) по отношению к основному металлу.

Атомы внедрения деформируют кристаллическую решетку (рис. 2.8).

При образовании дефекта внедрения энергия кристаллической решетки возрастает, так как атом проникает в область, где велики силы отталкивания между внедренным атомом и его соседями. По величине электростатических сил эта энергия оценивается в 3...5 эВ. А количество дефектов внедрения  $n_{\text{вн}}$  определяется аналогичным образом по вероятности флуктуаций с энергией образования внедрения  $E_{\text{вн}}$ :

$$n_{\text{вн}} = aN \exp(-E_{\text{вн}}/kT),$$

где  $a$  — целое число, характеризующее количество одинаковых междоузлий в расчете на один атом решетки.

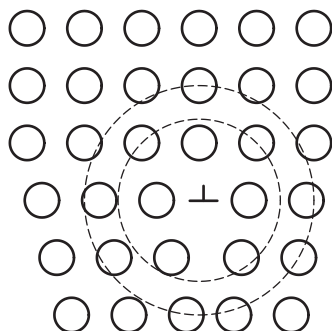


Рис. 2.9. Линейный дефект — краевая дислокация

Для внедрения инородного атома энергия образования внедрения определяется соотношением атомного размера инородного атома относительно основного металла. Атомы меньших размеров по отношению к атомам металлов (водород, азот, углерод) значительно легче и при малых энергетических затратах образуют дефекты внедрения.

Линейные дефекты кристаллической структуры металлов — дислокаций — представляют собой линии искажения идеальных кристаллических решеток. Наглядно дислокация представляет линию искажения, проходящую вдоль края лишней атомной плоскости (рис. 2.9). Знаком  $\perp$  обозначено ядро дислокации: выше ядра дислокации — пять атомных плоскостей, а ниже — четыре атомные плоскости. Соответственно, выше ядра дислокации в решетке имеют место напряжения растяжения, а ниже — напряжения сжатия. Напряжения и деформации решетки максимальны вблизи ядра дислокации, а по мере удаления значительно уменьшаются. Дислокация, изображенная на рис. 2.9, получила название краевой дислокации.

Кроме краевых дислокаций в металлах и сплавах различают винтовые дислокации. Суть винтовой дислокации состоит в условном сдвиге атомной плоскости относительно соседней атомной плоскости, вызывающей возникновение напряженного состояния.

Дислокации, как краевые, так и винтовые, могут перемещаться по кристаллической решетке по двум механизмам: скольжением и переползанием. Для краевой дислокации скольжение — движение по нормали к плоскости скольжения и соответствует добавлению

или удалению атомов из лишней полуплоскости. Переползание — движение дислокации с краевой компонентой вглубь кристалла или при частичном выдвигании лишней плоскости к наружной поверхности.

Очень логично вышеописанными механизмами движения дислокаций объясняется пластическая деформация металлов.

Экспериментальным подтверждением наличия дислокаций служат правильно расположенные «ямки травления» на полированных поверхностях металлических образцов. При сошлифовывании небольшого слоя металла и повторном травлении «ямки» оказываются в тех же зонах, что свидетельствует об их линейном расположении. А факт появления ямок объясняется более интенсивным удалением атомов при травлении, находящихся в зоне напряженного состояния — дислокации.

Поверхностные дефекты кристаллической решетки — это дефекты упаковки решетки. Дефекты упаковки типа вычитания соответствуют удалению одной плотноупакованной плоскости, а дефекты упаковки типа внедрения — включение добавочной атомной плоскости. К поверхностным дефектам относятся двойниковые дефекты, возникающие на границе двух совершенных кристаллов, каждый из которых находится в зеркальном отображении относительно дефектной плоскости. Одной из разновидностей поверхностных дефектов является малоугловая граница — своего рода недоразвитая граница, когда разориентация соседних зерен не превышает  $10^\circ$ .

## 2.6. Основные особенности строения металлических сплавов

В технике металлы используются преимущественно не в чистом виде, а в виде сплавов. Сплав представляет собой многокомпонентный материал, содержащий кроме основного металла легирующие компоненты. Так, сталь представляет сплав железа с углеродом, марганцем, кремнием и другими элементами. Сплавы алюминия содержат в своем составе Si, Mg и другие элементы в количестве до нескольких процентов по массе. Физико-механические и другие свойства сплавов определяются как основным металлом, так и легирующими элементами.

Свойства сплавов рассматриваются на так называемых диаграммах состояния, в которых свойства сплавов являются функцией состава. Для литейной технологии, а также в металловедении и металлургии рассматривается важное свойство — температура фазовых переходов, в том числе температура перехода из жидкого состояния в твердое и обратно (затвердевание-плавление).

Диаграммы зависимости температуры фазовых переходов от состава получили название фазовых диаграмм состояния сплавов. Лучше всего изучены двойные диаграммы состояния, представляющие собой плоское графическое изображение — для двух компонентов сплава.

Рассмотрим основные типы двойных фазовых диаграмм состояния металлических сплавов, наиболее типичные для литейных сплавов.

Наиболее простой в графическом изображении является диаграмма состояния с неограниченной растворимостью в жидком и твердом состояниях. Примером такой двойной диаграммы служит сплав Ni—Cu (рис. 2.10). Жидкая фаза представляет жидкий раствор меди в никеле любой концентрации от 100 % Ni до 100 % Cu. Твердая фаза представляет  $\beta$ -твердый раствор замещения — атомы никеля и меди перемешаны друг с другом в узлах решетки ГЦК (рис. 2.11). На трех гранях куба атомы никеля замещены атомами

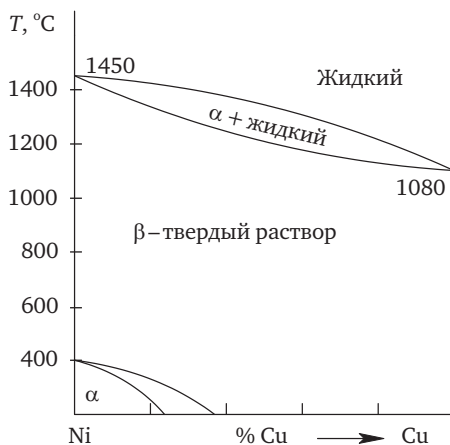


Рис. 2.10. Диаграмма сплава Ni—Cu

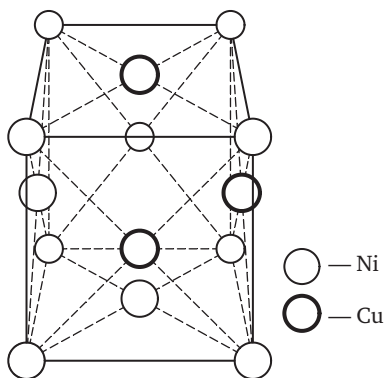


Рис. 2.11. Кристаллическая решетка твердого раствора замещения

меди. Естественно, что параметры кристаллической решетки претерпевают изменения и искажения, обусловленные различиями в геометрических размерах атомов Ni и Cu.

Для изучения свойств сплавов типа твердых растворов очень важно глубокое понимание природы происходящих превращений. Рассмотрим основное фазовое превращение — переход из жидкого состояния в твердое и связанные с этим переходом соотношение фаз и изменение химического состава. Рассмотрим в увеличенном масштабе диаграмму состояния двух металлов А и Б, образующих неограниченный твердый раствор (рис. 2.12).

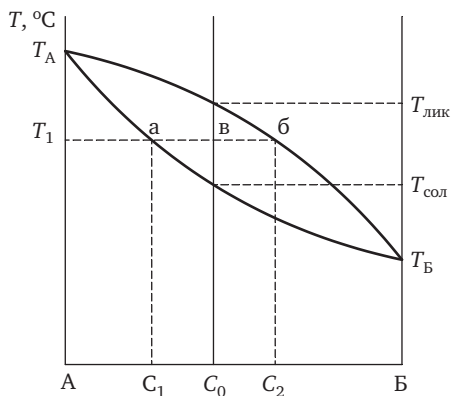


Рис. 2.12. Диаграмма состояния двух металлов, образующих неограниченный твердый раствор

Рассмотрим сплав произвольного состава  $C_0$  с более высоким процентным содержанием компонента А.

Для этого сплава температура начала затвердевания  $T_{лик}$  — температура ликвидуса; а конца затвердевания  $T_{сол}$  — температура солидус. При температуре  $T_1$  меньшей температуры ликвидуса, но большей температуры солидуса (внутри интервала затвердевания), в сплаве одновременно присутствуют и жидкая, и твердая фазы. Химический состав твердой фазы, выделяющейся при температуре  $T_1$ , соответствует концентрации  $C_1$ , а состав жидкой фазы соответствует концентрации  $C_2$ . Соотношение между относительными количествами твердой и жидкой фаз определяется в соответствии с так называемым «правилом рычага». При температуре  $T_1$  относительная доля (по массе) твердого сплава равна  $вб/аб$ , а относительная доля жидкого сплава соответственно  $ав/аб$ . Это соотношение несложно выводится из следующего логического анализа. При температуре  $T_1$  обозначим массу жидкого сплава  $m_L$ , а массу твердого сплава  $m_S$ . Тогда масса элемента Б в жидком сплаве будет равна  $m_L C_2$ , а масса этого элемента в твердом сплаве —  $m_S C_1$ . Составим уравнение материального баланса по элементу Б:

$$m_L C_2 + m_S C_1 = (m_L + m_S) C_0.$$

Проведем алгебраические преобразования:

$$m_L C_2 + m_S C_1 = m_L C_0 + m_S C_0$$

и далее

$$m_L (C_2 - C_0) = m_S m_L (C_0 - C_1).$$

Представим массовые доли твердой и жидкой фаз в виде отношения:

$$\frac{m_S}{m_L} = \frac{C_2 - C_0}{C_0 - C_1},$$

или по буквенным обозначениям отрезков  $C_2 - C_0 = вб$ ,  $C_0 - C_1 = ав$ .

Тогда

$$\frac{m_S}{m_L} = \frac{вб}{ав}.$$

Необходимо иметь в виду, что эти соотношения отвечают равновесным условиям, которые имеют место при полном протекании диффузионных процессов.

Наряду с неограниченными растворами ряд металлов и элементов образуют друг с другом ограниченные твердые растворы, когда растворы образуются лишь в определенном диапазоне концентраций, а при более высоких концентрациях образуются другие структурные образования.

Специфика ограниченных твердых растворов состоит в том, что на диаграммах состояния область твердых растворов примыкает к чистым компонентам (небольшие концентрации легирующего элемента). Эти твердые растворы сохраняют структуру чистых металлов, а другие структурные образования на диаграмме состояния, называемые промежуточными фазами или интерметаллическими соединениями, имеют структуру, отличающуюся от основного и легирующего металла. На рис. 2.13 в качестве примера приведена двойная диаграмма состояния алюминий—магний (левая часть диаграммы). Предельная растворимость магния в алюминии при температуре 449 °С равна 17,4 % мас., а минимальная растворимость при температуре 20 °С составляет лишь 1,4 % мас. Mg (для равновесного состояния). Только в этом интервале магний образует с алюминием твердый раствор —  $\alpha$ . Свыше отмеченных предельных концентраций растворимости магния в алюминии появляется промежуточная фаза (интерметаллическое соединение) примерного химического состава  $Mg_5Al_8$ .

Интерметаллические соединения, как правило, повышают твердость и снижают пластичность сплава.

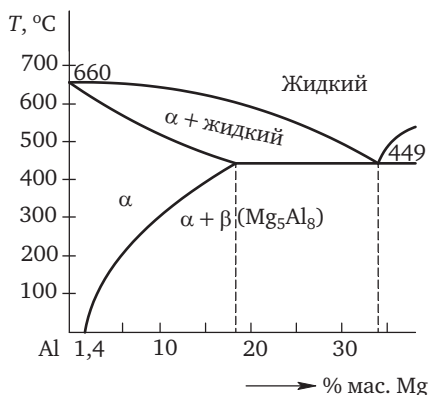


Рис. 2.13. Левая часть диаграммы состояния Al—Mg

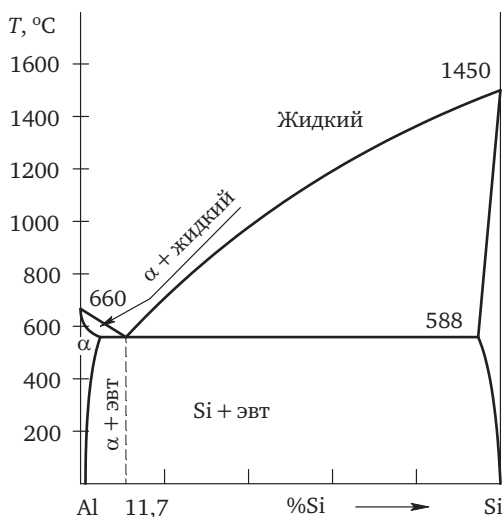


Рис. 2.14. Диаграмма состояния Al—Si

Диаграмму состояния эвтектического типа образуют два металла, образующие в жидком состоянии взаимные растворы, но практически нерастворимые в твердом состоянии. В твердом состоянии структура таких сплавов представляет эвтектику — механическую смесь зерен двух металлов.

Примером диаграммы эвтектического типа служит диаграмма состояния алюминий-кремний (рис. 2.14). Для такой системы сплавов характерно наличие чисто эвтектического состава — для сплава Al—Si эвтектический состав равен 11,7 % Si, остальное — Al.

Эвтектические сплавы имеют строго определенную температуру солидуса, в частности для сплавов Al—Si температура солидуса равна 588 °С.

Именно при этой температуре происходит окончание затвердевания при всех концентрациях кремния. Чисто эвтектический сплав данной системы имеет концентрацию кремния 11,7 %, его затвердевание происходит при постоянной температуре 588 °С (без интервала затвердевания).

Литейный сплав АК12 считается чисто эвтектическим сплавом. Сплавы с концентрацией кремния менее 11,7 % Si являются доэвтектическими и имеют структуру,  $\alpha$  + эвтектика, где  $\alpha$  — твердый

раствор кремния в алюминии, имеющий очень низкую концентрацию кремния и представляющий собой почти чистый алюминий. Сплавы с концентрацией кремния свыше 11,7 % являются заэвтектическими и характеризуются структурой: кремний + эвтектика. Доэвтектические и заэвтектические сплавы затвердевают в температурном интервале, но при одинаковой температуре солидуса — 588 °С.

Значительно меньшее применение в технике имеют сплавы, характеризующиеся диаграммами состояния перитектического типа, равно как и сплавы с фазовыми диаграммами, имеющие химические соединения.

Кроме того, большинство сплавов являются многокомпонентными, т.е. содержат не один, а несколько легирующих элементов. В этом случае диаграмма состояния не может быть представлена плоским изображением. Так, сплавы из трех элементов представляются диаграммой состояния в трехмерном изображении: равносторонним треугольником задается состав сплавов, а перпендикуляры в углах к плоскости треугольника отражают величину температуры; фазовые превращения в трехкомпонентном сплаве представляются поверхностями над плоскостью равностороннего треугольника. Для плоского изображения при анализе таких диаграмм пользуются политермическими (сечение вертикальной плоскостью) и изотермическими разрезами (сечение горизонтальной плоскостью). Однако чаще всего многокомпонентный сплав рассматривают как двухкомпонентный с плоским представлением диаграммы состояния. Легирующие элементы по своему действию на фазовые переходы учитываются путем введения коэффициентов приведения к основному легирующему элементу.

## 2.7. Основные положения жидкого состояния металлов

Отличительным свойством жидких металлов, как и всех жидкостей, является их способность приобретать форму того сосуда, в который они помещены. Именно на этом основано существо литейной технологии и возможность изготовления деталей и изделий сложнейшей геометрической конфигурации.

Если в твердом состоянии металлы и сплавы имеют четко выраженное кристаллическое строение, то при переходе в жидкое состо-

яние кристаллическое строение нарушается. Однако сопоставление целого ряда свойств жидких и твердых металлов указывает на большую вероятность близости строения жидких металлов с твердыми. Так, плотность, удельная теплоемкость, теплопроводность, электропроводность жидких металлов лишь незначительно отличаются от аналогичных свойств твердых металлов. В то же время у этих двух состояний металлов есть и существенные различия, относящиеся, прежде всего, к реологическим свойствам. Предельное напряжение сдвига, модуль сдвига жидких металлов имеют минимальные значения, близкие к нулю, а у твердых металлов эти величины составляют сотни мегапаскалей.

Таким образом, у твердых и жидких металлов следует ожидать как схожести, так и различия в их строении. Получила распространение гипотеза о наличии дальнего и ближнего порядка атомов в твердом состоянии и о сохранении в жидком состоянии только ближнего порядка атомов (исчезновение дальнего порядка атомов). В первом приближении чисто геометрически ближний и дальний порядок отвечает клеткам шахматной доски, а сохранение ближнего порядка при исчезновении дальнего отвечает расположению камней на булыжной мостовой. Каждый камень имеет четыре соседних, как и шахматная клетка соседствует с четырьмя другими клетками, но порядка в горизонтальном и вертикальном направлениях по линиям нет.

Для количественной оценки взаимного расположения атомов относительно друг друга применяют ряд методик теоретического и экспериментального изучения строения жидких металлов. В физике металлов сделаны попытки теоретического расчета взаимного расположения атомов в жидких металлах. Для расплава металла объемом  $V$ , состоящего из  $N$  атомов, определим фиксированное положение каждого атома в трехмерном пространстве:  $x_1, y_1, z_1; x_2, y_2, z_2; \dots x_i, y_i, z_i; \dots x_N, y_N, z_N$ . Заданный ряд положений атомов определяет конфигурацию всей системы —  $R$ . Любой конфигурации  $R$  соответствует своя отображающая точка, относительно которой определяются координаты всей системы, состоящей из  $N$  атомов. Пространство, занимаемое отмеченными атомами, называется конфигурационным. Расположение атомов в конфигурационном пространстве, несомненно, обусловлено силовым межатомным взаимодействием. Потенциальная энергия конфигурации обуслов-

лена кулоновским взаимодействием атомов. Если допустить, что потенциальная энергия складывается из парного взаимодействия атомов, то полная потенциальная энергия конфигурации

$$\Phi(R) = \sum_{j>1} \varphi(r_j, i),$$

где  $\varphi(r_j, i)$  — потенциальная энергия изолированной пары атомов:  $\varphi(r_j, i) = \varphi(r_j - r_i)$ , а  $r_i = (x_i, y_i, z_i)$ .

В действительности же на потенциальную энергию системы оказывает влияние не только взаимодействие между двумя соседними атомами, но и действие третьего, четвертого и т.д. атома. Приближенно для типичных конфигураций атомов жидких металлов можно считать, что силы связи между атомами равны силам межатомной связи в кристаллической решетке.

Тогда все основные термодинамические свойства жидкого металла определим через статистическую функцию  $Z$ , зависящую от температуры и конфигурационного интеграла  $Q$ :

$$Z = \frac{1}{N} \left[ \frac{\sqrt{2\pi mkT}}{h} \right]^{3N} Q,$$

где  $m$  — масса атома металла;  $k$  — постоянная Больцмана ( $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$  Дж/град);  $h$  — постоянная Планка ( $h = 6,6 \cdot 10^{34}$  Дж·с).

Конфигурационный интеграл

$$Q = \int \exp[-\Phi(R)]/kT dR,$$

где  $dR$  — элемент  $3N$ -мерного конфигурационного пространства.

Свободную энергию системы при постоянном объеме определяют как  $A = -kT \ln Z$ , а далее могут быть определены и другие термодинамические величины.

К сожалению, для расчета приведенного выше конфигурационного интеграла нет необходимых данных, кроме парного взаимодействия между атомами. Из ранее рассмотренной природы тепловых колебаний видим, что при сближении атомов возникают силы отталкивания, а при удалении действуют силы притяжения, обусловленные отрицательным зарядом «электронного газа». В промежуточном положении сила взаимодействия равна нулю (максимум

потенциальной энергии), а следовательно,  $\Phi(R)$  максимальна при некотором правильном расположении атомов, отвечающем наиболее плотной их упаковке.

Рассмотрим в таком подходе жидкий металл с позиций диаграммы состояния: давление пара — температура (по уравнению Клаузиуса—Клапейрона) (рис. 2.15). При низких температурах, отвечающих конденсированному состоянию, вероятность такой конфигурации максимальна. А при очень высоких температурах показатель экспоненты конфигурационного интеграла становится малозависимым от  $R$ , а преимущественно от температуры, что соответствует газообразному состоянию металла (пар). Соответственно на данной диаграмме  $p$ — $T$  для металла жидкий сплав занимает промежуточное состояние между паром и твердым металлом.

Рассмотрим особенности фазовых переходов при двух величинах давления:  $p_1$  — более низком и  $p_2$  — более высоком. При давлении  $p_1$  возрастание температуры характеризуется горизонтальной прямой  $abc$ . На участке  $a$ — $b$  с ростом температуры до значения  $T_1$  металл остается в твердом состоянии. В точке  $b$  происходит испарение, и обе фазы (твердая и газообразная) сосуществуют вместе. Подвод теплоты не повышает температуру  $T_1$ , а вся подводимая теплота затрачивается на испарение. Переход из твердого состояния в парообразное описывается конфигурационным интегралом. Для твердого металла конфигурации системы соответствуют отображающим точкам, лежащим в некоторой ограниченной области кон-

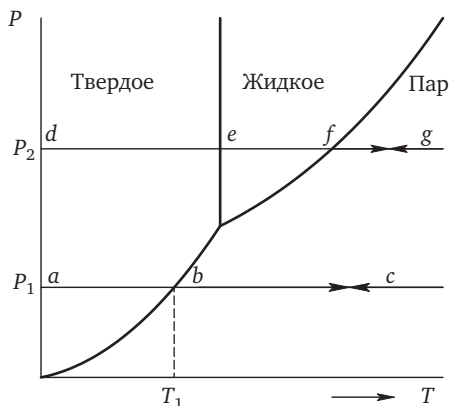


Рис. 2.15. Диаграмма состояния  $p = f(T)$

фигурационного пространства, для которого «объемная координата» близка к номинальному объему твердой фазы, и отдельные атомы находятся в узлах кристаллической решетки.

Когда же система полностью перешла в паровую фазу, конфигурация ее характеризуется значительно возросшей величиной объемной координаты. При всех возможных конфигурациях атомы находятся далеко друг от друга — расстояние увеличивается на три порядка.

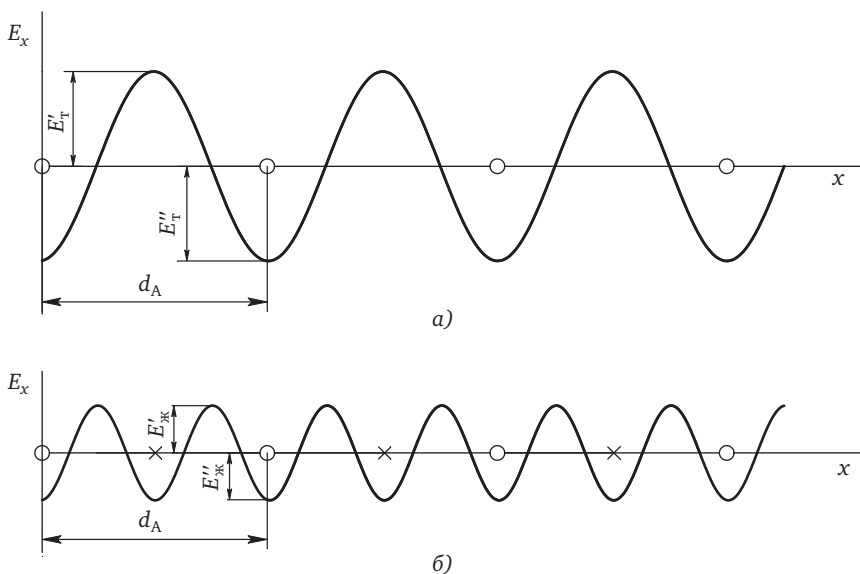
При давлении  $p_2$  возрастание температуры происходит по горизонтальной прямой  $defg$ . Участок прямой  $de$  определяет твердое состояние металла. В точке  $e$  происходит переход из твердого состояния в жидкое. Участок прямой  $ef$  характеризует нагрев металла в жидком состоянии. В точке  $f$  происходит переход из жидкого состояния в парообразное.

Поскольку переход из твердого состояния в жидкое (точка  $e$ ) сопровождается лишь незначительным увеличением объема ( $\sim$  на 3...6 %), то и конфигурационное пространство, соответствующее жидкой фазе, описывается на основе представлений о твердом состоянии.

В жидкости должно существовать много конфигураций, характеризующих довольно плотную упаковку атомов и обладающих малой потенциальной энергией. Но в этих конфигурациях отсутствует дальний порядок, типичный для твердого состояния. Это можно уподобить различным конфигурациям расположения шаров при встряхивании коробки с шарами. При многих конфигурациях упаковка здесь не столь правильная, как в кристаллической решетке твердого металла, а поэтому и потенциальная энергия несколько выше. Однако количество «связей» здесь почти такое же, как в кристаллической решетке, а поэтому и потенциальная энергия ниже, чем при конфигурациях, отвечающих газообразному состоянию. В жидкости подобных конфигураций существует много больше, чем в твердом состоянии. А это означает большую степень разупорядоченности для конфигурационного пространства жидкой системы.

При фазовом переходе жидкость—пар в точке  $f$  наблюдается значительное возрастание объемной координаты. Число возможных конфигураций многократно возрастает, поскольку межатомное расстояние увеличивается на три порядка.

Сравнительная природа твердой и жидкой фаз рассматривается с позиции дефектов кристаллической решетки: точечных, линейных и поверхностных. В жидких металлах расположение атомов почти такое же плотное, как и в твердых, величина межатомных расстояний почти такая, как и в твердых. Но в жидкости число дефектов сопоставимо с числом узлов кристаллической решетки (рис. 2.16). Потенциальная энергия атомов имеет минимумы, отвечающие геометрическому расположению атомов в узлах решетки, а также в местах расположения дефектов. В твердом металле число дефектов таково, что один дефект приходится на  $10^6$  атомов, а в жидком — число дефектов почти такое же, как число атомов. Переход атома из одного положения в другое в твердом металле обусловлен преодолением энергетического барьера  $E'_T + E''_T = E_T$ , а в жидком величина энергетического барьера  $E'_ж = E''_ж + E''_ж$  значительно меньше, что и обуславливает многократно меньшие ве-



**Рис. 2.16. Величины потенциальных энергий для твердого и жидкого металла:**

- a* — потенциальная энергия межатомного взаимодействия твердого металла;  
*б* — потенциальная энергия межатомного взаимодействия жидкого металла;  
 $(d_A$  — межатомное расстояние в кристаллической решетке металла;  $\times$  — дефект кристаллической решетки)

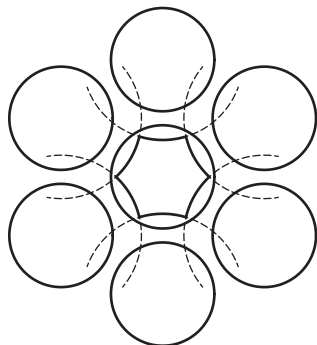


Рис. 2.17. Модель ячеек жидкого металла

личины напряжений сдвига у жидких металлов по сравнению с твердыми. Однако общеизвестен факт, что при больших скоростях деформации в жидкостях напряжения сдвига многократно возрастают и становятся сопоставимыми с твердыми (удар о поверхность воды при большой скорости подобен удару о твердое тело).

Среди множества моделей жидкого состояния металлов в большей степени выделяются две: модель ячеек и модель кластеров.

Существо модели ячеек заключается в том, что в жидком металле каждый атом значительную часть времени движется в некоторой области, ограниченной соседними атомами, — ячейке. Предполагается, что каждый атом движется независимо, и потенциальная энергия системы (ячейки) равна сумме потенциальных энергий отдельных атомов. Частично ячейки перекрывают друг друга таким образом, что один и тот же атом может принадлежать разным ячейкам (рис. 2.17), и при этом расположение атомов в ячейке близко к строению кристаллической решетки металла. Течение жидких металлов рассматривается как перекачивание ячеек (чисто механическое явление) с заменой частиц атомов в ячейках.

По кластерной модели строения жидких металлов полагают, что в расплаве имеется множество микроскопических объемов, в которых имеет место правильное взаимное расположение атомов, подобное расположению атомов в кристаллической решетке конкретного металла.

Кластер («сгусток») — это группа атомов в расплаве с квазикристаллическим строением. Каждый кластер окружен атомами с хаотичным геометрическим расположением. В то же время кластер не

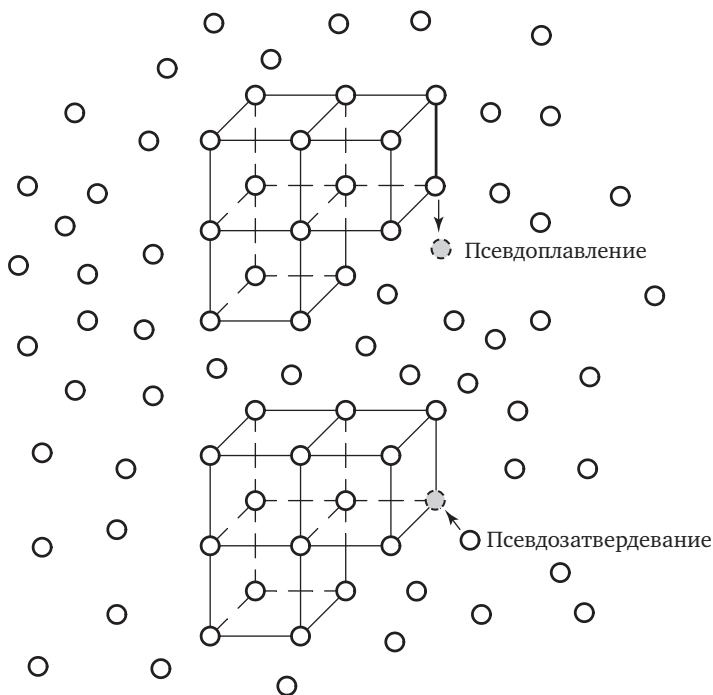


Рис. 2.18. Модель кластеров жидкого металла

представляет собой частицу твердой фазы ввиду чрезмерно малого объема и не имеет, соответственно, межфазной границы. Кластеры находятся постоянно в динамике образования и разрушения путем псевдоплавления и псевдозатвердевания (рис. 2.18). С повышением температуры расплава преобладают процессы псевдоплавления, уменьшается число кластеров и их объем. С понижением температуры расплава преобладающая роль отводится псевдозатвердеванию. При достижении температуры затвердевания (ликвидуса для сплавов) часть кластеров достигает размеров кристаллических зародышей.

Кластерная модель более логично объясняет свойства и поведение жидких сплавов, в состав которых входят элементы с большой разницей в температурах плавления, например, стали, легированные вольфрамом и молибденом, алюминиевокремниевые сплавы. Модель ячеек более подходит к строению расплавов чистых метал-

лов и сплавов, содержащих элементы с близкими температурами плавления.

## 2.8. Экспериментальное изучение строения жидких металлов дифракционными методами

Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов является единственным экспериментальным методом изучения структуры металлических расплавов. При облучении поверхности расплава параллельным монохроматическим пучком рентгеновских лучей с длиной волны  $\lambda$  происходит рассеяние частиц. Считают, что рассеяние частиц однократное. Каждый атом поверхности расплава рассеивает рентгеновские лучи когерентно и некогерентно. Когерентная составляющая интерферирует, что и позволяет определить расположение атомов относительно друг друга. Интенсивность излучения, рассеянного в направлении  $s$  в электронных единицах, выражается формулой

$$J = \sum_{j,k}^N f^2 \exp[s(s-s_0)(r_j-r_k)],$$

где  $J$  — интенсивность излучения;  $f$  — структурный множитель, определяемый амплитудой когерентного рассеяния;  $s$  и  $s_0$  — векторы, равные по величине  $2\pi/\lambda$  и совпадающие по направлению с падающим и отраженным лучом соответственно;  $r_j, r_k$  — радиус-вектор положения атома в декартовой системе координат.

Поскольку жидкий образец изотропен, то величина интенсивности  $J$  определяется абсолютной величиной вектора  $s-s_0$  и не зависит от ориентировки этого вектора относительно жидкого образца.

Если пренебречь влиянием границ облучаемой поверхности, то можно установить, что имеется  $N4\pi r^2 \rho(r) dr$  пар атомов с расстоянием между ними  $(r+dr)$  и при переходе к макроразмерам поверхности расплава вводится функция  $\rho(r)$  радиальной плотности атомов:

$$J = Nf^2 + Nf^2 \int_0^\infty \frac{\sin kr}{kr} \rho(r) F(r) 4\pi r^2 dr,$$

где  $F(r)$  — функция перехода к макроразмерам,  $F(r) \rightarrow 1$  при  $r \rightarrow 0$ ;  $k$  — угол рассеивания.

Формула, определяющая интенсивность углового рассеяния, приобретает вид

$$J(k) = Nf^2 \left\{ 1 + 4\pi \int_0^{\infty} \frac{\sin kr}{kr} [\rho(r) - \rho_0] r^2 dr \right\},$$

где  $\rho_0$  — средняя атомная плотность.

Интенсивность излучения определяется экспериментально по степени почернения определенных участков фотобумаги под действием потока рентгеновских лучей. Тогда решается обратная задача, где радиальная плотность атомов находится как функция интенсивности рассеяния:

$$\rho(r) = \rho_0 + \frac{1}{2\pi r^2} \int_0^{\infty} \left( \frac{J(k)}{Nf^2} - 1 \right) \sin kr dk.$$

Отсюда следует, что радиальная плотность атомов определяется интенсивностью когерентного рассеяния, фиксируемой степенью почернения участков фотобумаги (фотопленки).

На рис. 2.19 представлены обработанные результаты рентгенограмм для жидкого и твердого золота в виде функциональной зависимости  $W = \rho(r)/\rho_0$  — относительной радиальной плотности атомов от межатомного расстояния  $r$ . Вертикальные линии отвечают радиальной плотности твердого металла со строго фиксированным положением атомов в узлах кристаллической решетки ГЦК.

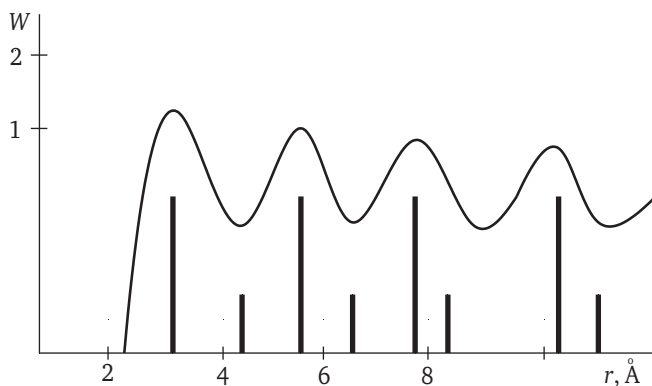


Рис. 2.19. Сравнительные данные радиальной плотности атомов для твердого и жидкого золота

Другими словами, вертикальные линии соответствуют кристаллическому строению золота. Высоты этих линий равны числу атомов в каждом координационном слое. Волнистая линия представляет радиальную плотность в жидком металле с максимумами и минимумами, соответствующими расположению атомов в твердом металле. Как видно из рис. 2.19, первый максимум  $\rho(r)$  находится на расстоянии  $r$ , почти равном расстоянию между атомами в решетке твердого золота, а последующие максимумы и минимумы лишь до некоторой степени соответствуют преимущественным расстояниям до более дальних соседей в решетке, и по мере удаления максимумы и минимумы становятся все более размытыми. Это обстоятельство свидетельствует об исчезновении дальнего порядка атомов в жидком металле, но о сохранении ближнего порядка.

### Контрольные вопросы

1. Чем определяется заряд атома элемента?
2. Назовите особенности электронного строения металлов.
3. Чем характеризуется кристаллическая решетка? Назовите типы кристаллических решеток и их особенности.
4. Опишите связь тепловой энергии с теплоемкостью и флуктуацией.
5. Перечислите дефекты кристаллического строения металлов и дайте их определение.
6. Назовите основные типы двойных диаграмм состояния металлических сплавов.
7. Объясните связь фазовых превращений с диаграммой состояния.
8. Назовите особенности диаграмм состояния многокомпонентных сплавов.
9. Что означает дальний и ближний порядок атомов, и для каких состояний металла они характерны?
10. Объясните диаграмму состояния  $p = f(T)$ .
11. Объясните изменение потенциальной энергии атомов в твердом и жидком металлах.
12. В чем суть моделей ячеек и кластеров жидкого состояния металлов?
13. На чем основаны дифракционные методы изучения строения жидких металлов?

# РАЗДЕЛ II

## ГЛАВА ТРЕТЬЯ

---

### Основы технологии плавки металлов

Для научно обоснованного процесса приготовления жидких расплавов наряду с физическими свойствами металлов очень важное значение имеет знание закономерностей взаимодействия жидких металлов с газами и огнеупорными материалами, процессов происходящих с расплавом при введении в него легирующих добавок и перегревах. Очень важным вопросом являются возможные потери металлов при плавке, способы предотвращения загрязнения расплава, рафинирования и раскисления.

#### 3.1. Тепло- и массоперенос в расплавах

Одна из основных задач при плавке заключается в нагреве до температуры, которая обычно превышает температуру начала кристаллизации сплава на 100...250 °С. Это превышение часто называют перегревом, а абсолютную величину температуры расплава — температурой перегрева. Так, если температура начала кристаллизации чугуна составляет 1130 °С, а расплав нагрет до 1350 °С, то перегрев составляет 220 °С, а 1350 °С — температура перегрева.

Теплоперенос в расплавах определяется не только кондуктивной теплопроводностью  $\lambda$ , но и конвективным теплообменом.

Свободная конвекция в жидкостях возникает при действии силы тяжести и при зависимости плотности жидкости от температуры. Обязательным условием возникновения свободной конвекции является наличие градиента температуры в жидкости в горизонтальных сечениях. Так, свободная конвекция активно развивается при

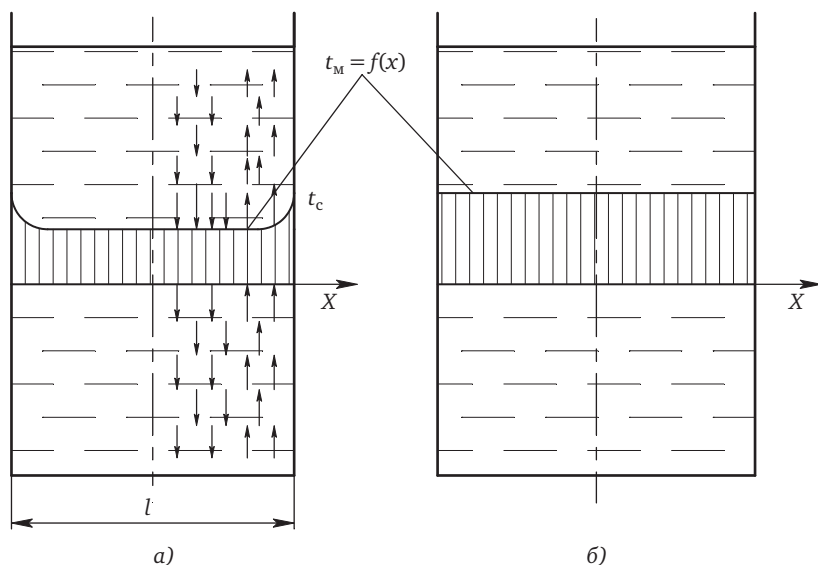


Рис. 3.1. Конвективные потоки в расплаве при наличии градиента температуры (а) и отсутствие естественной тепловой конвекции при  $dt/dx = 0$  (б)

распределении температуры в случае, приведенном на рис. 3.1,а, и отсутствует в случае, представленном на рис. 3.1,б, где температура во всем объеме жидкости постоянна. Однако свободная конвекция может возникнуть, когда первоначально в горизонтальных сечениях не было перепада температур, а по вертикали он существовал. Если плотность жидкости уменьшается с ростом температуры, то в случае, когда нижние слои горячее верхних, в жидкости непременно возникнет свободная конвекция. В случае же, когда верхние слои горячее нижних, жидкость будет неподвижна при любой разнице температур по вертикали.

Условия теплопередачи при свободной конвекции можно описать критериальными зависимостями. Если вертикальная стенка имеет температуру  $t_c$ , а жидкий металл  $t_M$  (см. рис. 3.1), то связь между температурным напором  $\Delta t = t_c - t_M$  и коэффициентом теплоотдачи от стенки к расплаву  $\alpha$  выражается следующим образом:

$$\text{Nu}_m = C \text{Gr}_m^n \text{Pr}_m^{0,4},$$

где  $\text{Nu} = \alpha l / \lambda$  — критерий Нуссельта ( $\lambda$  — теплопроводность жидкого металла,  $l$  — расстояние (см. рис. 3.1) между стенками в гори-

зонтальном направлении);  $C$  — постоянный множитель, величина которого выбирается по справочным таблицам в зависимости от величины критерия Грасгофа;  $Gr = gl^3\beta\Delta t/\vartheta^2$  — критерий Грасгофа ( $g$  — ускорение свободного падения;  $\beta$  и  $\vartheta$  — температурный коэффициент объемного расширения и кинематическая вязкость жидкого металла соответственно);  $n = 0,25...0,33$  и выбирается по справочным таблицам в зависимости от  $C$  и  $Gr$ ;  $Pr = \vartheta/a = \vartheta c\rho/\lambda$  — критерий Прандтля ( $a$ ,  $c$  и  $\rho$  — температуропроводность, теплоемкость и плотность жидкого металла соответственно). Индекс  $m$  означает, что свойства, входящие в критерии и зависящие от температуры, выбираются при средней температуре  $t = 0,5(T_c + T_m)$ .

Теория и практика показывают, что теплопередача за счет свободной конвекции происходит в 15...20 раз более интенсивно, чем за счет одной теплопроводности. Свободная конвекция, приводящая к перемешиванию расплава, не только обеспечивает быстрый прогрев расплава, но и препятствует нежелательному местному перегреву.

Наиболее эффективно принудительное перемешивание осуществляется при плавке в индукционных печах, где в расплаве возникают столь большие электродинамические силы, что перемешивание нередко приобретает нежелательные масштабы, вызывающие захват оксидов и шлака с поверхности внутрь расплава.

Естественное или принудительное перемешивание расплава играет большую роль в растворении добавок, вводимых в расплав, и вообще в получении расплава однородного состава во всем объеме. Растворение вводимых добавок и однородность получаемого расплава в первую очередь определяются разницей температуры плавления добавки, ее плотности и основы сплава.

### 3.2. Взаимодействие металлических расплавов с газами

Взаимодействие металлических расплавов с газами представляет собой сложные физико-химические процессы, направленные в сторону равновесия. При плавке в реальной обстановке полное равновесие между газообразной и жидкой фазами достигается крайне редко. Поэтому термодинамические расчеты для состояния равновесия в большинстве случаев показывают лишь направление взаимодействия, которое будет прервано до достижения равновесия.

Для технологии плавки важным является вид взаимодействия расплава с газовой средой. Возможны три вида взаимодействия:

- взаимная инертность расплава и газа, когда взаимодействия между ними не происходит;
- образование химических соединений металл—газ при практическом отсутствии растворимости газа в расплаве;
- значительная растворимость газа в расплаве, при достижении предельной концентрации газа в жидком растворе может начаться возникновение химических соединений между газом и металлом.

Лучшим случаем для плавки является полная инертность в системе газ—металл. Примерами таких систем могут служить любые металлы (сплавы) с инертными газами (аргоном, гелием и др.). Плавка металла в подобной газовой среде не сопряжена ни с потерями металла, ни с его загрязнением. Если взаимодействие расплава с газом сводится к образованию соединений без заметной растворимости газа в расплаве, то в этом случае расплав загрязняется частицами соединений металл—газ (оксидами, нитридами) в виде жидких капель, плен или кристаллов-дендритов. Исключить такое взаимодействие можно лишь снижением парциального давления реагирующего газа до значения, равного или меньшего давления диссоциации, образующегося при данной температуре соединения металл—газ.

Третий вид взаимодействия расплавов с газами характеризуется образованием растворов газов в расплаве. Как известно, растворимость двухатомного газа  $[\Gamma]$  в металлах зависит от давления газа  $p_{\Gamma_2}$  и от температуры  $T$  следующим образом:

$$[\Gamma] = k \sqrt{p_{\Gamma_2}} \exp \left[ \frac{-\Delta H}{RT} \right],$$

где  $k$  — постоянный коэффициент;  $\Delta H$  — теплота растворения одного моля газа  $\Gamma_2$  в расплаве;  $R$  — газовая постоянная;  $T$  — температура.

Значение  $\Delta H$  может быть положительным и отрицательным. В случае  $\Delta H > 0$  процесс растворения газа является эндотермическим, и повышение температуры вызывает увеличение содержания газа в расплаве. При  $\Delta H < 0$  растворение газа происходит с выделением теплоты, т.е. является экзотермическим процессом, и повышение температуры вызывает снижение содержания газа в рас-

творе. Если температура постоянна, рассматриваемая зависимость переходит в закон Сивертса:

$$[\Gamma] = k_1 \sqrt{P_{\Gamma_2}},$$

где  $k_1$  — постоянный коэффициент.

Изменения растворимости газа в металле в зависимости от температуры имеют большое значение для получения плотных беспористых отливок. В случае, если растворимость газа снижается при понижении температуры и кристаллизации, в расплаве, залитом в литейную форму, будут образовываться газовые пузыри из-за выделения избыточного для низких температур количества газа. Эти газовые пузыри «запутываются» в растущих кристаллах, и отливка получается пористой. Если же  $\Delta H < 0$  и растворимость газа растёт с понижением температуры, то подобное явление невозможно, поэтому отливка не будет пористой.

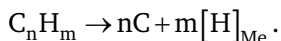
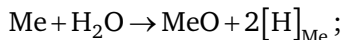
В табл. 3.1 приведены данные о взаимодействии жидких металлов с различными газами, а также с серой и углеродом. Взаимодействие расплава с углеродом предопределяет возможность растворения монооксида углерода, поэтому данный элемент включен в табл. 3.1, сера также является газообразующим элементом. Важно иметь в виду, что в этой таблице отражено только существование раствора газа в жидком металле или отсутствие такого раствора. Количество растворенного газа в таблице не указано, так же как и возможность образования соединений металл—газ.

### 3.1. Взаимодействие жидких металлов с газами и газообразующими элементами

Газ или газообразующие элементы	Металл												
	Sn	Pb	Zn	Mg	Al	Cu	Mn	Ni	Fe	Ti	V	Cr	Mo
Водород	—	—	—	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
Кислород	—	—	—	—	—	+	+	+	+	+	+	+	+
Азот	—	—	—	—	—	—	+	+	+	+	+	+	+
Углерод	—	—	—	—	—	—	+	+	+	+	+	+	+
Сера	+	+	—	—	+	+	+	+	+	+	+	+	+

*Примечание.* Знак «+» указывает на существенную растворимость газа или углерода в жидком металле, знак «—» — на незначительную.

*Взаимодействие с водородом.* Хотя содержание водорода в воздухе ничтожно, в жидких металлах этот газ составляет основную долю растворенных газов. Водород попадает в жидкие металлы вследствие разложения воды расплавом, а также из-за термического разложения углеводородов топлива:



Легкоплавкие металлы практически не растворяют водород. Растворимость становится значительной, начиная с магния (см. табл. 3.1). Растворение водорода в ряду от магния до железа включительно сопровождается поглощением теплоты, поэтому повышение температуры вызывает увеличение содержания газа в растворе, а снижение температуры — его уменьшение. В связи с этим в данных металлах при охлаждении и кристаллизации возможно образование газовой пористости, если расплав содержит большое количество водорода. В титане и ванадии растворение водорода является экзотермическим процессом, растворимость растет с понижением температуры, и образование водородной пористости невозможно.

Растворимость водорода при  $p_{\text{H}_2} = 10^5$  Па в металлах указана в табл. 3.2. В этой таблице приведена растворимость водорода в твердом и жидком металле при температуре кристаллизации  $t_{\text{кр}}$  и в жидком металле при перегреве на  $100^\circ\text{C}$  ( $t_{\text{кр}} + 100^\circ\text{C}$ ).

### 3.2. Растворимость водорода, $\text{см}^3 / 100$ г, в металлах

Состояние металла	Температура	Mg	Al	Cu	Ni	Fe	Ti
Твердый	$t_{\text{кр}}$	20	0,05	3	20	12	1500
Жидкий	$t_{\text{кр}}$	30	0,70	5	40	24	1100
Жидкий	$t_{\text{кр}} + 100^\circ\text{C}$	40	1,00	7	45	30	150

Взаимодействие жидких сплавов с водородом определяется их составом. Введение в сплав компонентов, способных значительно растворять водород, повышает растворимость этого газа в расплаве. Так действуют никель в сталях и медных сплавах, магний в алюминиевых сплавах.

*Взаимодействие с кислородом.* Все жидкие металлы взаимодействуют с кислородом, конечным продуктом являются оксиды. Легкоплавкие металлы, от олова до алюминия (см. табл. 3.1), практически не растворяют кислород. Взаимодействие этих металлов с кислородом сразу приводит к образованию оксидных плен на поверхности расплава. Все остальные металлы способны растворять кислород в определенных количествах, после чего начинается образование соответствующих оксидов.

Металлы, растворяющие кислород и обладающие небольшим сродством к кислороду (энергия образования свободных оксидов при заданной температуре — энергия Гиббса — невелика), образуют при взаимодействии сплавы, которые способны растворять этот газ, например, железоникелевые, медноникелевые.

Если же сплавы на основе подобных металлов содержат даже небольшое количество металлов, обладающих значительно большим сродством к кислороду, растворимость кислорода резко снижается. При взаимодействии с кислородом таких сплавов на поверхности образуются пленки, состоящие из оксидов металла, наиболее активного по отношению к кислороду. Подобным образом ведут себя сплавы на основе железа и никеля с кремнием, титаном или алюминием, сплавы на основе меди с оловом, цинком, алюминием, кремнием, хромом.

*Взаимодействие с азотом.* Азот растворяется в жидких металлах с высокой температурой плавления, начиная с марганца (см. табл. 3.1). Растворение азота в марганце, никеле и железе сопровождается поглощением теплоты, поэтому понижение температуры вызывает уменьшение растворимости азота в этих металлах. Отсюда возникает вероятность образования газовой пористости, вызванной выделением из раствора азота.

В титане и других тугоплавких металлах азот растворяется с выделением теплоты, поэтому растворимость при понижении температуры увеличивается и, следовательно, газовая пористость образовываться не может.

Растворимость азота в жидких сплавах в общем случае пропорциональна содержанию компонентов. Исключение составляют сплавы на основе железа и никеля с добавками алюминия и титана. В этих жидких сплавах при контакте с газовой средой, содержащей азот, образуются твердые нитриды титана и алюминия в виде

включений. Для легкоплавких металлов от олова до алюминия и всех их сплавов, а также меди и медных сплавов азот является практически нейтральным газом.

*Взаимодействие жидких металлов со сложными газами.* В атмосфере плавильных печей и установок могут находиться следующие сложные газы: пары воды  $H_2O$ , оксиды углерода  $CO$  и  $CO_2$ , сернистый газ  $SO_2$ , метан  $CH_4$ .

Во всех случаях взаимодействия сложных газов с жидкими металлами происходит разрушение молекул газа, сопровождаемое образованием новых соединений, появлением свободных элементов, входящих в состав сложного газа, возникновением растворов одного или обоих этих элементов в жидком металле.

*Взаимодействие жидких металлов с парами воды.* Как показывают термодинамические расчеты, почти все металлы при тех температурах, когда они находятся в жидком состоянии при плавке, взаимодействуют с парами воды. Из данных табл. 3.1 можно видеть, что легкоплавкие металлы до цинка включительно не растворяют в себе ни кислород, ни водород. Следовательно, эти металлы в жидком состоянии будут окисляться парами воды и покрываться пленкой нерастворимых оксидов. Освобождающийся водород будет уходить в атмосферу. Жидкие магний и алюминий будут также покрываться слоем нерастворимого в металле оксида, но выделяющийся водород будет растворяться в расплаве. Таким образом, плавка этих металлов в атмосфере, содержащей водяные пары, будет вызывать не только загрязнение расплава неметаллическими включениями оксидного характера, но и приводить к насыщению его растворенным водородом. Для этих двух металлов вследствие их большого сродства к кислороду реакция с водяными парами практически полностью сдвинута в сторону образования оксида металла и водорода.

Все остальные металлы (см. табл. 3.1) способны растворять и кислород, и водород. Поэтому при плавке в атмосфере, содержащей водяные пары, они будут загрязняться и кислородом и водородом.

*Взаимодействие жидких металлов с оксидом углерода  $CO$ .* Поскольку легкоплавкие металлы, указанные в табл. 3.1 до алюминия включительно, не растворяют ни кислород, ни углерод, рассматриваемое взаимодействие для них можно описать следующим уравнением:  $Me + CO \leftrightarrow MeO + C$ . Взаимодействие будет определяться

величинами свободной энергии  $\Delta G^\circ$  образования CO и оксидов металлов. Для оксидов висмута и свинца эта величина при 300...500 °C более отрицательна (на 50...100 кДж на 1 моль O<sub>2</sub>), чем для CO. Поэтому эти металлы не должны реагировать с оксидом углерода, который способен восстанавливать их оксиды до свободного металла.

Более активные металлы из данной группы (олово, цинк, магний, алюминий) будут окисляться в атмосфере CO при обычных температурах плавки, поскольку  $\Delta G^\circ$  их оксидов существенно более отрицательна, чем  $\Delta G^\circ$  оксида углерода. Поэтому атмосфера этого газа для данного металла является окислительной, вызывающей загрязнение расплава оксидными неметаллическими включениями.

Жидкие медь и серебро способны растворять кислород, но в контакте с CO расплавы обоих металлов вполне устойчивы. Это объясняется тем, что реакция между металлом и оксидом углерода в данном случае практически не идет, равновесие смещено полностью влево. Оксид углерода является надежной защитной средой при плавке этих металлов, позволяющей получать чистые незагрязненные газовыми примесями расплавы.

Все остальные металлы, указанные в табл. 3.1, в жидком состоянии растворяют в себе и кислород, и углерод. Поэтому при контакте чистого металла с CO расплав поглощает определенные количества этих элементов, в результате чего устанавливается равновесие между газовой средой и расплавом. Равновесие определяется температурой, давлением CO и термодинамическими свойствами раствора кислорода и углерода в жидком металле. В первом приближении при заданном давлении CO и постоянной температуре произведение концентраций  $[C] \cdot [O]$  в расплаве должно быть постоянным.

Для плавки никеля и его сплавов очень важным обстоятельством является то, что при снижении температуры и, особенно, при кристаллизации равновесие  $CO = [C] + [O]$  сдвигается влево. В результате выделения CO литой металл может оказаться пораженным порами и пузырьками, образованными этим газом.

Сплавы на основе легкоплавких металлов, которые в жидком состоянии не растворяют ни углерод, ни кислород, будут вести себя в атмосфере CO примерно так же, как и чистые металлы-основы.

Сплавы серебра и меди между собой, а также с неактивными по отношению к кислороду легкоплавкими металлами — висмутом и

свинцом — не окисляются при плавке в атмосфере CO. Сплавы на основе этих же металлов с более активными металлами — алюминием, магнием, марганцем, кремнием, хромом, титаном, цирконием — покрываются пленкой нерастворимых в расплаве оксидов легирующих металлов.

Сплавы на основе металлов, способных растворять кислород и углерод при плавке в атмосфере CO, будут насыщаться обоими этими элементами подобно чистым металлам, но легирующие добавки могут резко снизить растворимость кислорода в этих расплавах.

*Взаимодействие жидких металлов с CO<sub>2</sub>.* Это взаимодействие в общем виде изображается уравнением  $Me + CO_2 \rightleftharpoons MeO + CO$ . Если рассматривать атмосферу чистого CO<sub>2</sub>, то такая газовая среда не вызывает окисление лишь таких жидких металлов, обладающих малым сродством к кислороду, как висмут, свинец, серебро, медь. Плавку этих металлов можно производить в среде CO<sub>2</sub> без каких-либо нежелательных последствий, расплавы не будут загрязняться твердыми оксидами (висмут, кадмий, свинец) или растворенным кислородом (серебро, медь).

Для всех остальных металлов чистый CO<sub>2</sub> является окислительным газом. Плавка олова, цинка, магния, алюминия в среде этого газа показывает активное окисление расплава, который покрывается пленкой и нерастворимых в расплаве оксидов. Плавка металлов, способных растворять в себе кислород и углерод, в атмосфере чистого CO<sub>2</sub> приведет к насыщению расплава и кислородом, и углеродом. Если плавка ведется в замкнутом пространстве, где вначале создается атмосфера только CO<sub>2</sub>, то по ходу плавки вследствие прошедшего взаимодействия с расплавом в атмосфере появится CO, и конечное равновесие будет определяться давлением обоих оксидов углерода и температурой.

Поведение жидких сплавов в атмосфере CO<sub>2</sub> в общем будет подобно поведению основных компонентов сплавов с учетом тех уточнений, которые были сделаны относительно поведения сплавов в атмосфере CO.

*Взаимодействие жидких металлов с сернистым газом.* Для кадмия, цинка и магния это взаимодействие может быть изображено уравнением  $3Me + SO_2 \rightleftharpoons 2MeO + MeS$ . Величина  $\Delta G^\circ$  образования сульфидов указанных металлов при их температурах плавления составляет соответственно –150, –200 и –350 кДж на 1 моль суль-

фида. С учетом  $\Delta G^\circ$  образования оксидов серы и указанных металлов для рассматриваемой реакции  $\Delta G^\circ$  составляет в случае кадмия  $-500$  кДж, цинка  $-750$  кДж и магния  $-2100$  кДж. Следовательно, взаимодействие пойдет весьма энергично, и расплав будет загрязняться включениями оксидов и сульфидов.

Олово, висмут, свинец и алюминий в жидком состоянии растворяют серу, но не растворяют кислород. Для них справедливо равновесие  $2Me + SO_2 = 2MeO + [S]$ . Для олова и алюминия эта реакция значительно сдвинута вправо, поэтому расплавы будут загрязняться включениями оксидов и растворенной серой.

Жидкие серебро, медь, марганец, никель и железо способны растворить кислород и серу. Для них реакция с  $SO_2$  может быть записана следующим образом:  $Me + SO_2 \rightleftharpoons Me + [S] + [O]$ .

Для серебра и меди вследствие малых теплот растворения серы и кислорода в сравнении с теплотой образования  $SO_2$  рассматриваемая реакция эндотермична. Поэтому при понижении температуры равновесие смещается влево. Это может привести к образованию в литом металле газовых пузырей. Для никеля данная реакция экзотермична и поэтому с понижением температуры равновесие сдвигается вправо, в связи с этим выделение  $SO_2$  из расплава невозможно.

Поведение сплавов при плавке в атмосфере, содержащей  $SO_2$ , в первом приближении подобно поведению чистых металлов. Необходимо лишь учитывать влияние легирующих добавок на снижение растворимости кислорода. Присутствие в расплавах серебра и меди любых легирующих компонентов подавляет выделение  $SO_2$  при охлаждении и кристаллизации вследствие того, что почти все металлы обладают большим сродством к сере и кислороду.

*Взаимодействие жидких металлов с метаном.* Содержание  $CH_4$  довольно велико в атмосфере пламенных печей, работающих на мазуте и природном газе. Метан при повышенных температурах диссоциирует на элементы, что может вызвать насыщение расплава водородом или водородом и углеродом одновременно. Поскольку в одной молекуле метана имеются четыре атома водорода, а водород растворяется в атомарном состоянии, растворимость водорода в металлах будет пропорциональна корню четвертой степени из давления метана.

### 3.3. Взаимодействие металлических расплавов с огнеупорными материалами

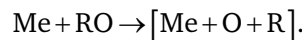
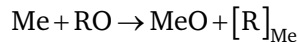
Материалы, которыми футеруют плавильные печи и из которых изготавливают плавильные тигли, должны быть при высоких температурах механически прочными и химически стойкими, чтобы выдерживать воздействие металлического расплава, его оксидов, шлака, флюсов.

Огнеупорные материалы могут состоять из  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$  и других оксидов. Наиболее часто применяют шамот (60...75 %  $\text{SiO}_2$ , остальное  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), динас (более 95 %  $\text{SiO}_2$  остальное примеси), магнезит (80 %  $\text{MgO}$ , остальное  $\text{CaO}$ ), хромомагнезит (45...50 %  $\text{MgO}$ , 30...35 %  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , остальное  $\text{SiO}_2$ ), циркон (65 %  $\text{ZrO}_2$ , 35 %  $\text{SiO}_2$ ), высокоглиноземистые огнеупоры (более 50 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , остальное  $\text{SiO}_2$ ). Самым дешевым и доступным огнеупорным материалом является шамот.

Огнеупорные материалы характеризуются огнеупорностью. Она выражается температурой, °С, при которой материал способен выдержать напряжение сжатия 0,2 МПа:

Материал	Огнеупорность, °С
Циркон .....	1700
Динас .....	1600
Магнезит.....	1550
Хромомагнезит. ....	1500
Высокоглиноземистые огнеупоры .....	1500
Шамот .....	1300

Химическая стойкость огнеупоров определяется возможностью прохождения реакции между жидким металлом Me и огнеупорным оксидом RO:



В результате этой реакции разрушается футеровка, расплав загрязняется оксидами и примесью R или кислородом и примесью R. Возможность такого взаимодействия оценивается уменьшением энергии Гиббса.

Кроме химического взаимодействия огнеупорного оксида собственно с металлом, возможно также взаимодействие огнеупорного оксида с оксидами металла, выражающееся во взаимном растворении. Оценить такое взаимодействие можно по виду диаграммы состояния  $MeO-RO$ . Если в этой системе имеются эвтектики, плавящиеся ниже рабочей температуры расплава, то при плавке на воздухе обязательно будет происходить активное разъедание футеровки с образованием шлака.

Большую роль во взаимодействии расплавов с огнеупорными материалами играет явление смачивания. Смачивание обычно предшествует химическому взаимодействию. Чистые металлы при отсутствии химического взаимодействия с огнеупорными оксидами смачивают их плохо. Если расплав способен растворять в себе кислород, смачивание усиливается.

Химическое взаимодействие расплава с футеровкой и смачивание ее расплавом вызывают так называемую металлизацию футеровки. Внешне это выражается в том, что прилежащий к расплаву слой футеровки меняет свой цвет; существенно возрастает его физическая плотность. Происходящее явление можно представить следующим образом. Если расплав химически не реагирует с футеровкой, то металлизация происходит только за счет пропитывания пористой футеровки расплавом. При условии плохого смачивания футеровки расплавом краевой угол  $\theta > 90^\circ$ .

Это значит, что расплав будет затекать в пору радиусом  $r$  только под избыточным давлением  $p = 2\sigma \cos(180-\theta)/r$ , где  $\sigma$  — поверхностное натяжение расплава.

Это избыточное давление определяется столбом расплава высотой  $h$ :

$$p = \rho gh,$$

где  $\rho$  — плотность расплава;  $g$  — ускорение свободного падения.

Следовательно, расплав может затечь в поры радиусом  $2\sigma \geq \cos(180-\theta)/\rho gh$ .

Явление существенно меняется, если краевой угол смачивания  $\theta < 90^\circ$ . При этом условии мениск в капиллярах из выпуклого становится вогнутым. Используемое ранее равенство определяет теперь добавочное давление, возникающее в самой поре и способное поднять в ней расплав на высоту  $h$ . Это значит, что при  $\theta < 90^\circ$  во всех

порах футеровки действует сумма металлостатического и капиллярного давлений. Под действием этого суммарного давления расплав способен заполнить поры любых размеров в слоях футеровки, лежащих не только ниже уровня расплава, но и выше его на высоту  $h$ .

Если между расплавом и оксидной футеровкой возможна химическая реакция, межфазная энергия снижается до нуля. Это приводит к соответствующему уменьшению  $\theta$  и вызывает самопроизвольное втягивание расплава в поры.

Взаимодействие металлического расплава с оксидной футеровкой может сопровождаться также такими явлениями, как разъедание футеровки или образование настывлей. Настылью в металлургии называют участок твердого металла или шлака, самопроизвольно возникающий в расплаве. В данном случае речь идет о самопроизвольном нарастании твердого конгломерата оксидов на стенках плавильной ванны в металлическом расплаве.

Разъедание оксидной футеровки объясняется появлением жидкого сплава оксида металла  $MeO$  с оксидом футеровки  $RO$ . Появление такого жидкого сплава возможно, если в системе  $MeO-RO$  имеется область легкоплавких составов, а плавка ведется при температурах, превышающих точки плавления этих легкоплавких составов.

Подобное явление можно наблюдать при плавке меди и некоторых ее сплавов. Особенно легко и интенсивно разъедается шамотная футеровка при плавке бронз с большим содержанием свинца, поскольку в системе  $PbO-SiO_2$  имеются очень легкоплавкие эвтектики, вплоть до  $715^\circ C$ .

Образование оксидных настывлей объясняется самоспеканием частиц оксидов металла, находящихся в расплаве, на отдельных участках футеровки, где имеется достаточно высокая температура.

Подобные настывли образуются при плавке алюминиевых сплавов, а также алюминиевых бронз в индукционных печах.

Чтобы избежать образования настывлей или разъедания футеровки, необходимо подбирать такой материал для плавильной печи, чтобы температура плавки была значительно ниже не только точек плавления оксидов огнеупорного материала, но и возможных эвтектических температур в системах  $MeO-RO$ .

Легкоплавкие металлы — олово, свинец, цинк — имеют столь низкие температуры плавления, что для их плавки пригодны лю-

бые из рассмотренных огнеупорных материалов. При плавке свинца и его сплавов на шамоте при перегревах до 750 °С возможно оплавление футеровки вследствие того, что в системе  $PbO-SiO_2$  эвтектика с температурой плавления 715 °С.

Если учитывать только огнеупорность материала, то магний и его сплавы с рабочими температурами расплавов до 850 °С можно было бы готовить в печах с шамотной футеровкой. Однако жидкий магний активно восстанавливает кремний из кремнезема, поэтому магниевые сплавы готовят только на магнезитовых футеровках или в стальных тиглях. При плавке алюминия и его сплавов также происходит восстановление кремния из кремнезема футеровки, однако шамот, как наиболее дешевый и доступный материал, широко используют для приготовления алюминиевых сплавов, если примесь кремния присутствует в допустимых пределах.

Медь и медные сплавы плавят в печах с шамотной футеровкой, так как она механически и химически достаточно стойкая. Но для приготовления сплавов меди с цирконием, хромом, титаном необходима магнезитовая футеровка.

Для плавки сплавов на основе никеля и железа обычный шамот непригоден из-за недостаточной огнеупорности, поэтому используют динас (для плавки углеродистых сталей), магнезит, хромомагнезит, циркон.

Для плавки тугоплавких металлов (титана, хрома, циркония, ниобия, молибдена, вольфрама) никакие огнеупорные материалы непригодны по причине недостаточной огнеупорности и активного взаимодействия с расплавом, имеющим температуру более 2000 °С. Поэтому все тугоплавкие металлы плавят в специальных медных водоохлаждаемых тиглях — кристаллизаторах.

В качестве огнеупорного материала для плавки металлов иногда используют графит. Чистый графит пригоден лишь для приготовления сплавов, не растворяющих углерод. Кроме того, его применение требует защитной атмосферы, поскольку выше 600 °С графит на воздухе быстро сгорает. Как добавка в оксидные огнеупоры, графит повышает стойкость материала. Из подобных материалов известен графитошамот (40...50 % графита), широко используемый для изготовления плавильных тиглей.

Расплавы с рабочими температурами до 900 °С можно готовить в стальных и чугунных тиглях. Главная опасность при этом состо-

ит в возможном насыщении расплава железом. Это насыщение не трудно определить по диаграмме состояния железо—расплавленный металл.

Вследствие взаимодействия расплавов при плавке с огнеупорными материалами и атмосферой некоторая доля металла теряется. Потери металла при плавке составляют обычно 1...2 %, но могут доходить до 10 %.

Потери при плавке подразделяют на потери со шлаком и на потери на угар. В шлаке металл содержится в связанном и свободном виде. Соединения, в которых находится связанный металл в шлаке, это главным образом оксиды, иногда с небольшой долей карбидов, нитридов и др. Свободный металл в шлаке находится в виде капель размером 0,1...5 мм, которые называют *корольками*. Масса корольков может составлять до половины массы шлака.

Потери на угар являются безвозвратными, в отличие от потерь в шлаке, они связаны с испарением металла, взаимодействием его с футеровкой, ее металлизацией.

### **3.4. Защита расплава от взаимодействия с атмосферой при плавке**

Так как все жидкие металлы, кроме золота, взаимодействуют с кислородом, при плавке на воздухе возникает необходимость в защите расплава от такого взаимодействия. Наиболее опасны случаи, когда расплав насыщается растворенным кислородом и когда практически невозможно при открытой плавке получить сплав заданного состава с оговоренными допусками по этому элементу. Однако встречаются случаи, когда плавка без защиты невозможна и для приготовления сплавов, не растворяющих кислород. Например, жидкий магний и его сплавы при плавке без защиты загораются, если температура выше 670...680 °С.

*Защитные шлаки и флюсы.* Чтобы осуществить обычную плавку в атмосфере воздуха, широко используют различные защитные покровы в виде жидких шлаков и флюсов, а также специальные сыпучие материалы. Шлаком, используемым для защиты расплавов от взаимодействия с воздухом, называют жидкий покров, представляющий собой сплав оксидов. Флюсом принято называть жидкий

покров, состоящий главным образом из солей. Жидкий защитный покров в общем случае должен иметь температуру плавления или температуру перехода в жидкоподвижное состояние более низкую, чем температура начала плавления защищаемого расплава примерно на 100 °С. Это необходимо, чтобы флюс или шлак не только хорошо растекался по поверхности расплава, но и покрывал сплошным слоем расплавляемый металл в начале плавки. Защитный покров должен быть непроницаем для кислорода и азота, т.е. эти газы не должны растворяться в защитном шлаке или флюсе. Желательно, чтобы защитный покров не взаимодействовал с расплавом и не вызывал по этой причине изменений в составе сплава. Желательно также, чтобы жидкие защитные покровы не взаимодействовали согнеупорной футеровкой и не разрушали ее. Однако на практике обычно жидкие покровы в той или иной степени взаимодействуют с огнеупорной футеровкой, смачивают и растворяют ее, взаимодействуют с расплавом и воздухом.

Тугоплавкие металлы и их сплавы практически невозможно подвергать плавке на воздухе из-за их высоких температур плавления и химической активности, не допускающих сколько-нибудь длительного контакта расплава ни с оксидными материалами, ни с материалами на основе углерода и карбида кремния, ни тем более с какими-либо солями.

В качестве защитных шлаков при плавке сталей и сплавов на основе железа используют шлаки, основанные на системе  $\text{CaO—SiO}_2$  с различными добавками:  $\text{FeO}$ ,  $\text{MnO}$ ,  $\text{MgO}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{CaC}_2$ .

Сталеплавильные шлаки делятся на кислые (~70 %  $\text{SiO}_2$ , 20 %  $\text{CaO}$ ) и основные (~30 %  $\text{SiO}_2$ , 50 %  $\text{CaO}$ ). Основность шлаков играет очень важную роль в процессах удаления из расплава вредных примесей серы и фосфора. Чтобы защитный шлак в наименьшей мере разрушал огнеупорную футеровку, необходимо иметь основность шлака, близкую к основности футеровки. В этом случае не могут образовываться указанные легкоплавкие эвтектические составы.

Сплавы системы  $\text{CaO—SiO}_2$  практически не растворяют азот, поэтому эти оксидные шлаки почти непроницаемы для данного газа. Проницаемость оксидных шлаков для кислорода определяется содержанием в них оксидов железа и марганца. При их отсутствии шлаки непроницаемы для кислорода, при содержании в шлаке

5...10 % и более этих оксидов кислород может передаваться через шлак в металлический расплав. Это объясняется диссоциацией  $\text{FeO}$  и  $\text{MnO}$  на ионы  $\text{O}^{2-}$ ,  $\text{Mn}^{2+}$ ,  $\text{Fe}^{2+}$ , которые способны переходить из шлаковой фазы в металлическую и обратно, а в шлаковую фазу может поступать кислород из атмосферы:  $\text{O}_2 + 4e \rightarrow 2\text{O}^{2-}$ . Оксидные шлаки достаточно жидкоподвижны, хотя их динамическая вязкость в 20...50 раз больше вязкости металла. Кислые шлаки более вязки, чем основные.

Чугуны (сплавы железа с 2,5...4,5 % C, 1...1,5 % Si, 0,7...1,5 % Mn) при простом переплаве не требуют защитного покрова, так как происходит окисление углерода и кремния, и оксид последнего образует естественный шлак. Исходные шихтовые материалы практически всегда содержат большое количество свободного кремнезема и желательно не допустить снижения содержания углерода, поэтому при плавке чугунов в качестве шлака используют известь  $\text{CaO}$ , которая с  $\text{SiO}_2$  дает жидкий шлак. Для достижения большей жидкоподвижности используют добавки (5...10 %) плавикового шпата — горной породы, содержащей 90 %  $\text{CaF}_2$ .

Для никеля и малолегированных сплавов на его основе, имеющих более низкие температуры плавления, чем стали, используют бой обычного стекла (80 %  $\text{SiO}_2$  + 10 %  $\text{CaO}$  + 10 %  $\text{Na}_2\text{O}$ ), становящегося жидким при 1200 °С. Если в сплавах содержатся активные к кислороду добавки (Al, Ti, Zr, Cr), которые могут восстановить кремний, загрязняющий сплав, используют шлаки, состоящие только из  $\text{CaO}$  и  $\text{CaF}_2$ .

Для медных сплавов нужны более легкоплавкие составы, поэтому используют силикат натрия (75 %  $\text{SiO}_2$  + 25 %  $\text{Na}_2\text{O}$ ), плавящийся при 900 °С. Этот силикат хорошо растворяется в воде. Его водные растворы называют жидким стеклом, которое широко используют как связующий материал и как силикатный клей. Для улучшения текучести силикатного шлака и по технологическим соображениям в него вводят до 10...15 % солей  $\text{NaCl}$ ,  $\text{NaF}$ ,  $\text{CaF}_2$  и др.

Для медных сплавов, содержащих Cr, Zr, Ti, целесообразно применять чисто солевой шлак (вернее, флюс), состоящий из фторидов кальция и магния, криолита  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ , добавок хлоридов  $\text{NaCl}$ ,  $\text{CaCl}_2$  и т.п., буры  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ , борного ангидрида  $\text{B}_2\text{O}_3$ .

Алюминиевые сплавы, в общем, не требуют защитных покровов при плавке, так как образующаяся плена оксида алюминия хорошо

защищает расплав от дальнейшего окисления. Защитный покров требуется при переплавке мелких отходов, стружки, когда очень велика окисляющаяся поверхность. В этом случае нужны составы, плавящиеся при температуре менее 450...500 °С. Среди оксидов и их смесей подобных материалов не имеется. Поэтому используются исключительно солевые составы — флюсы. Основой флюсов обычно является двойная соль  $KCl \cdot MgCl_2$  (карналлит), плавящаяся при 488 °С. В состав флюса входят также  $NaCl$ ,  $CaCl_2$  и другие хлориды и фториды.

Как уже отмечалось, магниевые сплавы можно готовить на воздухе только под защитным флюсом. Обычно используют флюс, основой которого является тот же карналлит с добавками хлоридов и фторидов щелочных и щелочно-земельных металлов. Эти добавки обусловлены особенностями технологии плавки.

Цинковые, свинцовые и оловянные сплавы обычно готовят без защитных покровов. Иногда используется хлорид цинка для плавки цинковых сплавов. Главный недостаток хлорида цинка — очень сильная гигроскопичность и летучесть. Оловянно-свинцовые жидкие сплавы можно защищать от окисления высококипящими минеральными маслами и триэтанол-ламином. Однако эти вещества сильно коксуются при температуре более 250...300 °С.

Кроме жидких защитных покровов можно использовать сыпучие материалы, способные не допустить кислород воздуха к поверхности расплава. Практически для этой цели используют лишь древесный уголь при плавке меди и ее малолегированных сплавов. Слой угля, находясь на расплаве, непрерывно сгорает и создает атмосферу из  $CO$  и  $CO_2$  над расплавом. Эти газы, как уже отмечалось, не взаимодействуют с жидкой медью. Известен опыт использования сыпучих материалов (порошка шамота и т.п.) для защиты жидких сплавов на основе меди от взаимодействия с воздухом. В этом случае покров «работает» как чисто механическое препятствие для воздуха.

В табл. 3.3 приведены свойства солей, наиболее часто применяемых для защитных флюсов и других целей при плавке металлов.

*Защитная и инертная атмосфера.* Более надежный способ защиты расплавов от взаимодействия с воздухом заключается в проведении плавки в защитной или инертной атмосфере. Выбор защитной атмосферы для плавки нетрудно сделать, используя дан-

### 3.3. Свойства хлоридов и фторидов, применяемых при плавке и обработке металлических расплавов ( $\Delta G^\circ = A + BT$ , кДж/моль соединения)

Соединение	Свойства			Коэффициенты	
	$T_{пл}$ , °C	$t_{кип}$ , °C	$\rho$ , г/см <sup>3</sup> , при 20 °C	A	B
AlCl <sub>3</sub>	180 (возгонки)	—	2,4	-699	+0,168
BaCl <sub>2</sub>	960	1830	4,0	-861	+0,126
C <sub>2</sub> Cl <sub>6</sub>	187 (возгонки)	—	2,1	—	—
CaCl <sub>2</sub>	780	1650	2,5	-797	+0,114
KCl	770	1400	2,0	-436	+0,083
KCl•MgCl <sub>2</sub>	480	—	1,7	-1095	—
LiCl	610	1350	2,1	-409	+0,058
MgCl <sub>2</sub>	710	1420	2,3	-641	+0,090
MnCl <sub>2</sub>	650	1200	3,5	-467	+0,117
NaCl	800	1450	2,2	-407	+0,072
NH <sub>4</sub> Cl	338 (возгонки)	—	1,5	—	—
ZnCl <sub>2</sub>	300	730	2,9	-416	+0,108
AlF <sub>3</sub>	1040	1250	3,1	-1350	+0,105
BaF <sub>2</sub>	1350	2250	4,7	-1200	+0,100
CaF <sub>2</sub>	1420	2500	3,2	-1215	+0,070
KF	860	1500	1,6	-563	+0,067
K <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub>	985	—	2,0	—	—
LiF	850	1670	2,3	-1765	+0,113
MgF <sub>2</sub>	1250	2250	3,0	-1105	+0,060
NaF	1000	1700	2,6	-551	+0,055
Na <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub>	1000	—	2,9	-1650	—

ные табл. 3.2 и сведения, изложенные в главе 2. Во всех случаях необходимо иметь данные о содержании в газе примесей влаги и кислорода. Предельно допустимые содержания этих примесей зависят от свойств сплава и примерно могут быть рассчитаны заранее.

*Плавка в вакууме.* Наиболее надежный способ защиты расплавов от взаимодействия с газовой средой состоит в применении вакуума при плавке. В вакууме изменяется массо- и теплоперенос в газах — от конвективного он переходит к диффузионному. С химической точки зрения вакуумом можно назвать то давление, которое будет меньше давления диссоциации рассматриваемого химического

соединения. Следовательно, понятие вакуум как определенный уровень давления в данном случае будет различным для разных веществ.

С технической точки зрения давления от  $10^5$  до 133 Па называют пониженными по сравнению с атмосферным. Давление 0,1...13 Па — это «плохой» вакуум; давление  $10^{-3}$ ... $10^{-1}$  Па — «нормальный» или «хороший» вакуум;  $10^{-6}$ ... $10^{-3}$  Па — «глубокий» вакуум;  $<10^{-5}$  Па — «сверхглубокий» вакуум. Таким образом, вакуум в общем случае характеризуется величиной остаточного давления, при этом всегда остается под вопросом, какие газы создают это остаточное давление. Принято считать, что этими газами являются азот, кислород,  $\text{CO}_2$ , и углеводороды от масла при использовании паромасляных вакуумных насосов.

При проведении вакуумной плавки целесообразно определить, какие соединения расплавляемых металлов окажутся неустойчивыми при заданном остаточном давлении и рабочей температуре. При этом принимают, что все остаточное давление будет создано парами летучих участников реакции диссоциации.

Вакуумная плавка при остаточном давлении 100...200 Па практически полностью освобождает обычные металлические расплавы от примеси водорода, а железные и никелевые расплавы и от примеси азота. При остаточном давлении  $\sim 1$  Па чистая жидкая медь не только не окисляется, но и теряет кислород до содержания  $< 10^{-3}$  %. При плавке под остаточным давлением  $\sim 10^{-3}$  Па подобное же явление наблюдается для Ni, Fe, Mo, W. Чтобы избежать окисления при плавке таких активных металлов, как Ti, Zr, V, Nb, остаточное давление должно быть менее  $10^5$  Па. Наконец, чтобы не окислялся алюминий, остаточное давление должно быть менее  $10^8$  Па. Обычный уровень остаточного давления при вакуумной плавке сплавов на основе Cu, Ni, Fe составляет  $\sim 10^{-1}$  Па, при плавке Nb, Mo, W —  $10^{-3}$  Па.

Одной из главных проблем при вакуумной плавке металлов является испарение, вызывающее как повышенные общие потери, так и потери, приводящие к изменению состава сплавов вследствие неодинаковой скорости испарения разных компонентов. Если испарение при обычном давлении описывается законом Дальтона, то испарение в вакууме подчиняется закону Ленгмюра. Иная закономерность испарения объясняется другим характером поведения

частиц в газовой фазе при пониженных давлениях, вызванных, в первую очередь, увеличением их длины свободного пробега.

Закон Ленгмюра показывает зависимость массы испарившегося в вакууме металла  $m$  от равновесного давления пара этого металла  $p_{\text{Ме}}^0$  при заданных температуре  $T$ , площади испарения  $S$  и времени  $\tau$ :

$$m = p_{\text{Ме}}^0 S \tau \sqrt{M_{\text{Ме}} / (2\pi RT)},$$

где  $M_{\text{Ме}}$  — масса 1 моля частиц в газовой фазе;  $R$  — газовая постоянная.

В случае если рассматривается испарение  $i$ -го компонента сплава из общего раствора-расплава, вместо  $p_i^0$  нужно подставлять по закону Рауля произведение  $N_i v_i p_i^0$ , где  $N_i$  — мольная доля  $i$ -го компонента в расплаве;  $v_i$  — коэффициент активности  $i$ -го компонента;  $p_i^0$  — парциальное давление чистого компонента при заданной температуре. Кроме того, нужно учесть, что мольная доля будет непрерывно меняться по ходу испарения. Поэтому закон Ленгмюра нужно записать в дифференциальной форме:

$$\frac{dm}{d\tau} = N_i v_i p_i^0 S \sqrt{M_{\text{Ме}} / (2\pi RT)}.$$

Испарение при вакуумной плавке обычных металлов составляет заметную, но сравнительно небольшую величину. Например, при вакуумной плавке титана можно принять  $T = 2000$  К,  $M_{\text{Ti}} = 0,048$  кг/моль,  $R = 8,31$  Дж/(моль·К),  $p_{\text{Ti}}^0 = 2$  Па,  $\tau = 1$  с. Получаем  $m = 1,36 \cdot 10^3$  кг/м<sup>2</sup> за 1 с. Если площадь испарения (площадь зеркала расплава) равна 0,02 м<sup>2</sup>, время плавки 1 ч (3600 с), то  $m = 98$  г. Для практических расчетов в основную формулу Ленгмюра вводят коэффициент аккомодации  $\alpha$ . С помощью этого коэффициента, учитывают, что не все вылетевшие из расплава частицы уходят в газовую фазу, некоторая их доля возвращается в расплав. Величина  $\alpha$  зависит от формы и размеров пространства над зеркалом расплава. Обычно  $\alpha = 0,6 \dots 0,8$ .

Если металл летучий, т.е. имеет большое давление пара, испарение достигает недопустимых масштабов. У хрома, например, при  $T = 2250$  К давление пара  $p_{\text{Cr}}^0 = 2000$  Па, и скорость испарения по расчету составляет 2000 г/(м<sup>2</sup>·с). Столь большая величина не просто предопределяет очень большие потери. Положение еще ос-

ложняется тем, что для такой скорости испарения требуется соответственно очень большой расход энергии. Поэтому при попытках вакуумной дуговой плавки хрома вся энергия дуги затрачивается только на испарение, и образование жидкой ванны не происходит. Кроме того, пары хрома нарушают дуговой разряд. В результате плавка оказывается просто невозможной.

Таким образом, при переходе к вакуумной плавке необходимо предварительно расчетным путем оценить возможную скорость испарения основы сплава, всех легирующих компонентов и важных примесей. Сплавы на основе летучих металлов (Cd, Zn, Mg, Ca, Mn, Cr) вообще нецелесообразно подвергать вакуумной плавке. Хром и его сплавы плавят в аргоне.

### 3.5. Рафинирование металлических расплавов

В металлических расплавах всегда присутствуют примеси. Это, прежде всего, примеси металлов и элементов, находящиеся в растворенном состоянии. Значительную долю составляют примеси газов, также находящиеся в растворе. Наконец, определенное количество примесей находится в расплаве в виде нерастворимых инородных частиц. Подобными частицами могут быть оксиды основного и легирующих компонентов приготавливаемого сплава, а также их карбиды и нитриды. К подобным примесям относятся также частицы шлаков, флюсов, огнеупорной футеровки.

Удаление растворенных примесей из расплавов, как правило, является задачей металлургического передела. Однако в некоторых случаях подобные процессы приходится проводить и в литейном производстве.

*Рафинирование расплавов от растворенных примесей* может быть осуществлено окислением, хлорированием, обработкой расплава флюсами, вакуумной дистилляцией.

Рафинирование окислением применимо в тех случаях, когда сплав способен растворять кислород. Этим методом можно очистить расплав от примесей, имеющих большее сродство к кислороду, чем основной компонент рафинируемого сплава при условии, если оксиды примесей не растворяются в расплаве. Данный метод применяют для очистки меди от свинца, мышьяка, висмута и сурьмы и никеля — от кремния, магния и марганца.

Окисление примесей производят продувкой воздуха через расплавленный металл или подачей воздуха на поверхность расплава. Иногда для этой цели в расплав вводят окислители (оксиды и соединения, легко отдающие кислород). При контакте расплава с кислородом, прежде всего, происходит окисление основного металла, и расплав насыщается кислородом. После этого растворенные примеси, соединяясь с кислородом, образуют соответствующие оксиды, которые, будучи нерастворимыми в расплаве, постепенно переходят в шлак. Для наиболее полного удаления примесей необходима высокая концентрация кислорода в расплаве. После проведения окислительного рафинирования необходимо удалить избыток растворенного кислорода. Это достигается путем раскисления.

Хлорирование — продувка расплавов газообразным хлором — применяется для удаления примесей, обладающих большим сродством к хлору, чем основной и главные легирующие компоненты сплава. Хлорированием можно удалять примеси натрия и магния из алюминиевых сплавов.

Рафинирование флюсованием применяют в том случае, если примесь растворяется во флюсе или взаимодействует с ним с образованием летучих или легко шлакующихся соединений, не растворяющихся в основном металле. Примером такого способа рафинирования служит очистка алюминиевых сплавов от магния криолитом при производстве вторичного алюминия.

Вакуумную дистилляцию используют для удаления тех примесей, которые имеют большее давление пара, чем рафинируемый металл. Этот способ широко применяют при рафинировании вторичных алюминиевых сплавов от магния и цинка.

*Рафинирование расплавов от нерастворимых примесей* очень часто производят в процессе приготовления сплавов. Нерастворимые примеси находятся в расплаве в виде частиц самых разнообразных размеров — от миллиметров до долей микрометра. Подавляющая доля нерастворимых в расплавах примесей представлена различными оксидными соединениями. Встречаются также карбиды, нитриды, оксикарбиды, карбонитриды. По этой причине частицы нерастворимых примесей называют неметаллическими включениями. Проблема неметаллических включений является одной из главнейших в металлургическом производстве, поскольку эти включения решающим образом влияют на технологические и рабочие

свойства металлов. Как правило, неметаллические включения резко снижают пластические свойства металла особенно при ударных нагрузках и низких температурах. Они также способны существенно понизить коррозионную стойкость металлов.

Принято называть экзогенными те неметаллические включения, которые попали в расплав извне в результате механического захвата. Экзогенными включениями являются частицы футеровки, частицы материала литейной формы, захваченные струей расплава при заливке, частицы шлака, флюса и других инородных материалов, попавшие в расплав при перемешивании и разливке или занесенные вместе с шихтой. Другую часть неметаллических включений называют эндогенными, подчеркивая, что они появились в результате физико-химических процессов с участием самого расплава. Большую долю эндогенных неметаллических включений составляют продукты раскисления расплавов. Наконец, эндогенные включения могут самостоятельно возникнуть в расплаве, содержащем растворимые примеси, при его охлаждении и кристаллизации.

Нерастворимые примеси можно удалять отстаиванием, продувкой, газами, вакуумированием, обработкой флюсами и шлаками, фильтрованием. Все эти способы называют единым термином — рафинированием расплавов.

*Отстаивание расплава как способ рафинирования* основано на разности плотностей расплава и материала, составляющего нерастворимые частицы. Кинетика этого процесса упрощенно описывается формулой Стокса. На нерастворимую частицу-включение, имеющую форму шара радиусом  $r$  из материала плотностью  $\rho_{\text{вкл}}$ , находящуюся в расплаве с плотностью  $\rho_p$ , действуют сила тяжести  $F_1 = 4/3\pi r^3 \rho_{\text{вкл}}g$  и выталкивающая сила  $F_2 = 4/3\pi r^3 \rho_p g$ . Результирующая этих сил  $F_0 = F_1 - F_2 = 4/3\pi r^3 (\rho_{\text{вкл}} - \rho_p)g$  направлена вниз при  $\rho_{\text{вкл}} > \rho_p$ , в этом случае включение тонет в расплаве. При  $\rho_{\text{вкл}} < \rho_p$  сила направлена вверх, и включение всплывает. Движущийся со скоростью  $v$  шар в жидкости с динамической вязкостью  $\mu$  испытывает силу сопротивления  $F_{\text{сопр}} = 6\pi\mu r v$ . Шар должен двигаться равномерно и прямолинейно, если  $F_0 = F_{\text{сопр}}$ . Отсюда после преобразований получаем:

$$v = \frac{2}{9} \frac{\rho_{\text{вкл}} - \rho_p}{\mu} r^2 g.$$

Если принять  $\mu = 1$  мПа·с,  $\rho_{\text{вкл}} = 2,5$  г/см<sup>3</sup>,  $\rho_p = 7,0$  г/см<sup>3</sup> и  $g = 981$  см/с<sup>2</sup>, то получаются следующие значения скорости всплывания  $v$  в зависимости от радиуса  $r$ :

$r$ , мкм	1000	100	50	20	10	1
$v$ , см/с	2000	20	5	0,8	0,2	0,002

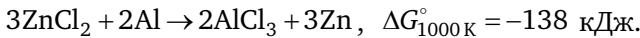
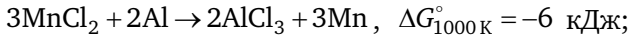
Эти данные необходимо использовать для оценки реальных процессов со следующими ограничениями. Во-первых, формула справедлива лишь для ламинарного потока жидкости. Поэтому для скоростей более 1 см/с она неприменима. Во-вторых, частицы менее 1 мкм участвуют уже в броуновском движении и для них вычисленные скорости всплывания теряют смысл. Реальные неметаллические включения нередко имеют вид плен и конгломератов с развитой поверхностью. Поэтому действительные скорости всплывания от растворимых примесей в несколько раз меньше, чем расчетные. Тем не менее, существуют теоретические положения по очистке расплавов от нерастворимых примесей. Они заключаются в следующем. Для удаления подобных частиц необходимо время, исчисляемое десятками минут. Крупные частицы отделяются за несколько минут, мелкие (менее 5 мкм) практически невозможно отделить отстаиванием. Для наиболее полного удаления желательно перевести включения в компактную форму. Очень важно обеспечить возможность укрупнения частиц нерастворимых примесей. Это может быть достигнуто при умеренных (10...50 см/с) скоростях перемешивания.

*Рафинирование расплавов путем продувки газами* основано на флотирующем действии пузырьков газа по отношению к находящимся в расплаве частицам нерастворимых примесей. Пузырьки вводимого в расплав и нерастворимого в нем газа прилипают к встретившимся инородным включениям и выносят их на поверхности расплава. Для успешного рафинирования этим способом необходимо, чтобы пузырьки газа, вводимого в расплав, были достаточно мелкими и пронизывали весь объем расплава. Желательно, чтобы расплав непрерывно перемешивался с небольшой интенсивностью, так как при этом облегчается вынос пузырьков к поверхности расплава. Продувка газами позволяет удалять как крупные, так и мелкие включения радиусом около 15 мкм. Для продувки обычно используют аргон и азот. Применяют также хлор, который добавляют к аргону или азоту при рафинировании алюминиевых

расплавов. Хлор разрушает оксидную плену, возникающую на внутренних поверхностях газового пузырька, за счет чего улучшается прилипание пузырьков к частицам примесей.

Вместо газов используют также летучие твердые соединения — хлориды алюминия и марганца, гексахлорэтан (для рафинирования алюминиевых сплавов), хлористый цинк (для алюминиевых сплавов, содержащих цинк), хлористый аммоний (для цинковых и свинцово-оловянных сплавов).

Гексахлорэтан  $C_2Cl_6$ , хлористый алюминий  $AlCl_3$ , хлористый аммоний  $NH_4Cl$  возгоняются при обработке расплавов без разложения, так как обладают низкой температурой возгонки. Хлориды марганца и цинка вступают во взаимодействие с расплавом:



Поэтому фактически происходит продувка расплава парами хлорида алюминия. Рафинирование расплава от нерастворимых примесей при вакуумировании происходит в результате флотирования действия пузырьков газа, выделяющихся из раствора. Вакуумирование осуществляется при остаточном давлении 500...1000 Па.

*Рафинирование расплавов обработкой флюсами и шлаками* основано на переходе частиц нерастворимых примесей в шлак или флюс в результате растворения или смачивания. Для повышения химической активности в состав рафинировочных шлаков и флюсов вводят количество фтористых солей и оксида натрия (в виде  $NaCO_3$ ). При использовании этого способа необходимо активное перемешивание расплава с рафинировочным шлаком или флюсом. Рафинирующее действие флюса определяется величиной работы адгезии включений к флюсу  $W_{в-ф}$ . Чем больше эта величина, тем выше рафинирующее действие флюса. Работа адгезии зависит от поверхностных свойств металла, флюса и включения:  $W_{в-ф} = \sigma_{в-м}(1 + \cos\theta_{в-ф})$ , где  $\sigma_{в-м}$  — межфазная энергия на границе включение—металл;  $\theta_{в-ф}$  — краевой угол смачивания включение—флюс. Работа адгезии будет тем больше, чем больше  $\sigma_{в-м}$  и чем меньше  $\theta_{в-ф}$ .

После рафинирования путем обработки расплава шлаком или флюсом необходимо отстаивание для всплывания капель шлака или флюса.

*Рафинирование путем фильтрования* является одним из наиболее действенных способов удаления из расплава частиц нерастворимых примесей. Фильтрование производится через сетчатые, зернистые и пористые фильтры. Сетчатые фильтры изготавливают из стеклоткани или металлической сетки с размером ячеек 0,2 мм и более. Работа сетчатых фильтров основана на механическом удержании частиц, которые по размерам больше ячейки.

Значительно более эффективны и надежны зернистые фильтры, представляющие собою слой толщиной 100...150 мм из зерен размером 5...15 мм. Работа зернистого фильтра основана на удержании тонкодисперсных включений за счет поверхностных явлений. Удержание происходит тем полнее, чем больше работа адгезии включения к материалу фильтра. Зернистые фильтры изготавливают из шамота, магнезита, фторида магния и кальция, графита. Еще более действенными оказываются пористые фильтры, представляющие собой спеченный керамический материал на основе  $Al_2O_3$  и  $Cr_2O_3$  с открытыми порами размером в доли миллиметра. Из этого материала изготавливают специальные фильтрующие блоки.

Течение расплава через зернистые и пористые фильтры описывается законом Дарси:  $\omega = k_{ламj}$  (ламинарный режим), где  $\omega$  — расход расплава через единицу площади фильтра;  $k_{лам}$  — коэффициент фильтрации, зависящий от размера и формы каналов и материала фильтра,  $k_{лам} = 0,1...0,7$  см/с;  $j$  — гидравлический уклон,  $j = h + 1/l$ ;  $h$  — уровень расплава над фильтром;  $l$  — толщина фильтра. При турбулентном режиме  $\omega = k_{турб} \sqrt{j}$ , где  $k_{турб} \geq 35$  см/с.

Рафинирование расплавов от растворенных газов называют также *дегазацией расплавов*. Дегазация означает удаление из расплавов водорода, азота, оксида углерода. Удаление растворенного в металлических расплавах кислорода осуществляется раскислением.

Дегазация металлических расплавов может быть осуществлена «вымораживанием», продувкой нерастворимыми газами, вакуумированием, обработкой флюсами, различными физическими воздействиями на расплав.

Дегазация «вымораживанием» основана на уменьшении растворимости газов при понижении температуры. При медленном охлаждении расплава в печи вплоть до частичной кристаллизации растворенные газы могут выделяться через открытую поверхность в атмосферу, а также в виде пузырей в объеме расплава. Таким

образом, значительная доля растворенных газов будет удалена из металла. После этого металл вновь нагревают с максимально возможной скоростью. Данный способ, хотя и весьма длительный и энергоемкий, но надежно позволяет получать металл с малым содержанием газов. Разновидностью этого способа может считаться простая предварительная переплавка металла с разливкой его в чушки для последующего приготовления рабочего сплава.

Дегазация расплавов продувкой нерастворимыми газами основана на том, что в пузырьке такого газа, находящемся в расплаве, парциальное давление растворенного газа первоначально равно нулю. Поэтому растворенный газ переходит из расплава в пузырек. Для успешной дегазации необходима возможно большая поверхность пузырьков нерастворимого газа, т.е. желателен наименьший размер пузырьков. Поэтому продуваемый газ вводят в расплав через пористые насадки с диаметром пор не более 0,1...0,5 мм.

Для продувки расплавов используют аргон (любые сплавы), азот (медные и алюминиевые сплавы), азот с добавкой хлора (алюминиевые сплавы). В последнем случае можно использовать чистый хлор. Наряду с газами используют также летучие соединения: хлористый марганец (для медных и алюминиевых сплавов), хлористый цинк и гексахлорэтан (для алюминиевых сплавов). Во всех случаях необходимо достаточно высокая чистота газов и соединений по содержанию влаги и кислорода.

*Вакуумирование* позволяет наиболее надежно дегазировать металлические расплавы. Понижение общего давления над расплавом при вакуумировании приводит к выделению растворенных газов не только через зеркало расплава, но и в объеме расплава в виде пузырьков различного размера. Появляющиеся пузырьки образуются, по-видимому, в мельчайших трещинах и порах на поверхности частиц примесей, всегда присутствующих в расплавах.

В трещинах и порах, образующих полости, находятся остатки нерастворимых в расплаве газов, а также и растворенный газ под давлением  $p_{\text{раств}}$ , определяемым по закону Сиверта:  $p_{\text{раств}} = [S]^2/\kappa$ , где  $S$  — содержание этого газа в растворе;  $\kappa$  — постоянный коэффициент. Таким образом, общее давление в этих полостях  $p_{\text{общ}}$  складывается из парциального давления нерастворимого газа и парциального давления растворенного газа:  $p_{\text{общ}} = p_{\text{нераств}} + p_{\text{раств}}$ . В то же время давление в указанных полостях уравновешено суммой внеш-

него давления  $p_{\text{внеш}}$ , металлостатического  $\rho gh$  и капиллярного  $2\sigma/r$ , где  $h$  — высота столба расплава над полостью;  $\rho$  — плотность расплава;  $g$  — ускорение свободного падения;  $\sigma$  — поверхностное натяжение на границе расплав—газ;  $r$  — радиус кривизны поверхности раздела расплав—газ.

Следовательно, в начальный момент, когда система в равновесии, можно записать:

$$p_{\text{нераств}}^0 + p_{\text{раств}}^0 = p_{\text{внеш}}^0 + \rho gh + 2\sigma/r_0;$$

$$p_{\text{раств}}^0 = p_{\text{внеш}}^0 + \rho gh + 2\sigma/r_0 - p_{\text{нераств}}^0.$$

Если теперь снизить внешнее давление до  $p'_{\text{внеш}}$  так, чтобы  $p'_{\text{внеш}} \ll p_{\text{внеш}}^0$ , то это, прежде всего, приведет к самопроизвольному расширению газов, заключенных в рассматриваемых полостях, так что установится новый радиус  $r_1 \gg r_0$ . Установившееся в первый момент новое давление растворенного газа окажется существенно меньше начального:  $p'_{\text{раств}} \ll p_{\text{раств}}^0 = [S_0]^2/\kappa$ .

Следовательно, начнется переход растворенного газа из расплава в расширившиеся газовые полости. Одновременно из-за существенного увеличения размеров этих полостей начнется или усилится их всплывание в расплаве по закону Стокса. Таким образом, снижение давления над расплавом вызывает рост газовых пузырьков, обогащение их растворенным газом и всплывание к открытой поверхности расплава. Вместе с газовыми пузырьками всплывают и частицы нерастворимых примесей, поры и трещины в которых служили центрами выделения растворенного газа.

Обработка расплавов шлаками и флюсами также служит средством их дегазации. Механизм положительного воздействия такой обработки до конца еще не выяснен.

Возможна дегазация путем введения ультразвуковых колебаний в расплав или обработкой расплавов постоянным электрическим током. Под действием ультразвуковых колебаний в расплаве возникают кавитационные полости с очень малым давлением газа. В эти полости устремляется растворенный газ. По мере перехода его в молекулярное состояние кавитационные полости превращаются в газовые пузырьки, которые могут всплывать.

Пропускание через насыщенный водородом расплав постоянно тока иногда сопровождается перераспределением газа. Обычно

содержание водорода возрастает у катода вплоть до его выделения в виде пузырьков.

### 3.6. Раскисление металлических расплавов

Раскислением называют удаление из металлического расплава растворенного кислорода. Поэтому данную операцию производят лишь при плавке тех металлов и сплавов, которые способны, находясь в жидком состоянии, растворять кислород. Известно несколько способов раскисления:

- осадочное;
- контактное, или диффузионное;
- обработкой расплава водородом с последующим вакуумированием;
- плавкой в достаточно глубоком вакууме при малом остаточном давлении.

В литейном производстве наиболее часто применяют осадочное раскисление, которое заключается в том, что растворенный кислород связывают в нерастворимые в расплаве оксиды с помощью специально вводимых в расплав добавок, называемых раскислителями. Упрощенно процесс раскисления можно описать следующей реакцией:



где  $[\text{O}]$  — концентрация кислорода в расплаве;  $[\text{R}]$  — концентрация раскислителя в расплаве;  $\text{R}_n\text{O}_m$  — нерастворимый в расплаве оксид.

Если считать, что образующийся оксид находится в свободном виде, то константа равновесия реакции (3.1) может быть записана так:

$$K = 1 / \gamma_{[\text{O}]}^m [\text{O}]^m \gamma_{[\text{R}]}^n [\text{R}]^n, \quad (3.2)$$

где  $\gamma_{[\text{O}]}$  и  $\gamma_{[\text{R}]}$  — коэффициенты активности соответственно кислорода и раскислителя в растворе, которые отражают неидеальность этого раствора. Эти коэффициенты определяют экспериментально.

Величину константы равновесия обычно вычисляют из равенства:

$$\Delta G = -RT \ln K, \quad (3.3)$$

где  $\Delta G$  — изменение энергии Гиббса реакции (3.1). Для практики наиболее желателен случай, при котором остаточные содержание кислорода и раскислителя минимальны, так как при этом они в наименьшей степени влияют на свойства металла. Наименьшие величины  $[O]$  и  $[R]$  достигаются, как видно, при больших значениях константы равновесия.

Из выражения (3.3) следует, что, выбирая раскислитель, необходимо стремиться к большим отрицательным значениям  $\Delta G$  реакции раскисления. Это возможно при наибольшей отрицательной энергии образования свободного оксида раскислителя  $RO$  и наименьших отрицательных энергиях образования растворов кислорода и раскислителя в раскисляемом расплаве.

Из выражения (3.3) следует также, что остаточные содержания кислорода и раскислителя связаны обратной зависимостью: чем больше содержание раскислителя, тем меньше кислорода, и наоборот.

Температура оказывает большое влияние на реакцию раскисления. Это влияние проявляется через зависимость  $\Delta G = f(T)$ . Поскольку с понижением температуры  $\Delta G$  реакций становится все более отрицательной, раскисление проходит полнее при пониженной температуре расплава.

Для успешного раскисления необходимо удаление из расплава продуктов раскисления, которые являются типичными неметаллическими включениями. Для этого обычно производят отстаивание расплава и обработку свежим шлаком. Желательно, чтобы продукты раскисления имели вид компактных частиц лучше всего шарообразной формы, т.е. чтобы они находились в жидком состоянии. Именно поэтому часто применяют комплексные раскислители, содержащие в своем составе кремний, в расчете на образование легкоплавких силикатов. Еще лучшие условия для отделения продуктов раскисления создаются в том случае, если эти продукты находятся в газообразном состоянии.

Расчет потребного количества раскислителя необходимо производить в соответствии с реакцией раскисления с учетом вида продуктов раскисления, минимального содержания кислорода и равновесного остаточного содержания раскислителя.

*Контактное раскисление* осуществляется таким образом, что раскислитель не растворяется в расплаве, а лишь соприкасается с

ним. Реакция раскисления идет на поверхности раздела расплав—раскислитель, куда кислород доставляется путем диффузии и конвекции. Контактное раскисление проходит очень медленно, но его преимущество заключается в том, что расплав не загрязняется неметаллическими включениями, так как продукты раскисления остаются на поверхности раздела расплав—раскислитель. Контактное раскисление проводят иногда применительно к меди и ее сплавам. В качестве нерастворимых раскислителей используют углерод (графит) и карбид кальция.

Следует напомнить, что операцию раскисления применяют лишь к тем расплавам, которые содержат растворенный кислород. Поэтому раскислению обязательно подвергают сталь, никель и сплавы никеля с медью, железом, хромом, марганцем при обычной плавке на воздухе. Чистую медь и сплавы меди с серебром, никелем также необходимо раскислять. Сплавы меди с такими активными по отношению к кислороду металлами, как цинк, алюминий, хром, цирконий, почти не способны растворять кислород и для них обычное раскисление фосфористой медью не имеет смысла. Сплавы на основе алюминия, магния, цинка, олова, свинца никогда не раскисляют.

Для раскисления стали и других сплавов на основе железа используют углерод, марганец, кремний, алюминий, титан, кальций и другие элементы.

Эффективным способом снижения содержания кислорода в расплаве является *применение вакуума*. В условиях вакуума усиливается раскислительная способность элементов и создаются благоприятные условия для дегазации и удаления неметаллических включений.

### 3.7. Общие положения плавки

Приступая к приготовлению сплава, необходимо выяснить те физические свойства основы, легирующих компонентов и самого сплава, которые важны для процесса плавки: плотность, температуру кипения, давление пара при температуре плавления. Полезно знать теплофизические свойства основы легирующих добавок и самого сплава. Кроме того, необходимо установить характер взаимодействия основы сплава и легирующих компонентов с кислородом,

азотом, влагой, оксидами углерода. Следует оценить возможность реакций расплава с используемыми огнеупорными материалами.

Перед началом приготовления расплава сначала определяют состав шихтовых материалов, т.е. материалов, подлежащих плавке. Следует также выбрать плавильную печь или плавильное оборудование, определить потребность в расплаве в единицу времени, допустимый техническими условиями уровень содержания примесей и заданный уровень механических и других эксплуатационных свойств сплава. Требуется установить возможные источники вредных условий для работающего персонала и окружающей среды и позаботиться о мерах защиты и обезвреживания. Общими требованиями являются использование индивидуальных средств защиты — рукавиц, очков, фартуков и создание вентиляции.

Решение этих вопросов позволяет наметить общую схему плавки, включая необходимость применения защитных покровов, шлаков, флюсов, специальной атмосферы или вакуума, необходимость рафинирования расплава, проведения раскисления и модифицирования.

После расчета шихты и подготовки необходимых шихтовых материалов, а также шлака и флюса, приступают к проведению плавки. Печь непосредственно перед плавкой разогревают до рабочей температуры. Если плавку проводят в тиглях, их заранее просушивают и прокаливают. Шихтовые материалы перед загрузкой в печь должны быть подогреты до 100...150 °С. Первым в печь загружают шихтовой материал, составляющий наибольшую долю в навеске. Если при плавке необходимо применять шлак или флюс, его засыпают на поверхность твердой загрузки. В отдельных случаях сначала просто наплавляют шлак или флюс и шихту загружают в него. Если условия позволяют, то в печи оставляют часть расплава от предыдущей плавки, (так называемое, «болото») и загрузку ведут в жидкую ванну. Это существенно ускоряет процесс плавки и снижает потери металла. Необходимость рафинирования и раскисления расплава определяется его свойствами и условиями плавки. Раскисление необходимо в тех случаях, когда по ходу плавки в расплаве может появиться растворенный кислород, хотя сам готовый сплав может и не растворять этот газ.

Для введения легирующих добавок, раскислителей и модификаторов следует пользоваться лигатурами, т.е. промежуточными

сплавами, в которых содержится значительное количество нужной легирующей добавки. Лигатуры необходимы, если вводимая добавка очень легкоплавка, сильно летуча, легко окисляется. Лигатура необходима также для ввода тугоплавких добавок и вообще для ввода любых малых добавок. Если необходимо ввести в расплав какой-либо элемент в количестве 0,02...0,01 % и менее, то столь малое количество (100...200 г на 1 т расплава) может легко затеряться в шлаке и не распределиться равномерно во всем объеме расплава. Применение лигатуры, масса которой в 10...20 раз больше, позволяет избежать этих опасностей. Основными требованиями к лигатуре являются: температура плавления ее должна быть близкой к температуре плавления основного металла; однородность химического состава; содержание легирующего элемента должно быть максимальным.

Последовательность проведения операций при плавке обычно следующая. После расплавления основной доли шихты расплав раскисляют, если это необходимо. Далее вводят легирующие добавки, при этом в первую очередь тугоплавкие, а затем летучие и легкоокисляющие. Последние нередко вводят вообще в самом конце плавки непосредственно перед разливкой. Во всех случаях заботятся о полном растворении и равномерном распределении добавок, для чего перемешивают расплав и делают выдержку при достаточно высокой температуре. Затем проводят рафинирование расплава и в последнюю очередь — модифицирование. Иногда рафинирование проводят два раза. Перед разливкой расплав выдерживают в спокойном состоянии до 10...15 мин.

### Контрольные вопросы

1. Назовите виды теплопереноса в жидких металлах.
2. Объясните физический смысл критериев Нуссельта, Грасгофа и Прандтля.
3. Назовите виды взаимодействия расплава с газовой фазой при плавке металла.
4. Опишите особенности взаимодействия жидкого металла с водородом, кислородом, азотом и сложными газами.
5. Опишите особенности взаимодействия жидкого металла с CO, CO<sub>2</sub>, сернистым газом и парами воды.

6. Назовите наиболее распространенные огнеупорные материалы и их свойства.
7. В чем проявляется взаимодействие металлического сплава и футеровки плавильной печи?
8. Назовите способы защиты расплава от взаимодействия с атмосферой печи при плавке.
9. Опишите способы рафинирования металлических расплавов и их сущность.
10. Что такое раскисление?
11. Опишите способы раскисления и их особенности.
12. Что такое лигатура и ее назначение?
13. Назовите основные причины потерь металла при плавке.

# РАЗДЕЛ III

## ГЛАВА ЧЕТВЕРТАЯ

---

### Гидромеханические явления процесса формирования отливок

Гидромеханические явления поведения металлических расплавов рассмотрим, во-первых, как приложения законов гидростатики и гидродинамики к анализу технологических операций, связанных с жидким металлом. И, во-вторых, для металлов и сплавов с перегревом 20...100 °С и выше над температурой затвердевания, при котором металлические расплавы ведут себя как обычные капельные (ньютоновские) жидкости.

#### **4.1. Приложения законов гидростатики к поведению расплавов металлов в литейных печах, ковшах, разливочных устройствах, литейных формах**

Величина давления расплава на дно ковша, литейной формы описывается выражением

$$p_d = p_0 + \rho gh,$$

где  $p_0$  — величина давления на свободную поверхность расплава, чаще всего оно равно атмосферному давлению  $p_0 = p_{\text{атм}}$ ;  $\rho$  — плотность расплава;  $g$  — ускорение свободного падения;  $h$  — высота столба жидкого металла.

Но в некоторых практических случаях литейных технологий  $p_0 \neq p_{\text{атм}}$ , например, в вакуумных печах, литейных формах, заливаемых вакуумным всасыванием или под разрежением  $p_0 < p_{\text{атм}}$ . И, напротив, в герметизированных ковшах при модифицировании чугуна магнием в автоклавном способе литья  $p_0 > p_{\text{атм}}$ .

По величине рассчитанного давления  $p_d$  определяем силу  $P$  разрушения, действующую на дно ковша (литейной формы в самой нижней ее части):

$$P = p_d F ,$$

где  $F$  — площадь плоской поверхности дна ковша (литейной формы).

Если полость литейной формы, полость ковша или печи имеет непостоянное по высоте поперечное сечение, то в расчетах следует учитывать известный гидростатический парадокс и вместо величины металлостатического давления  $\rho gh$  принимать величину силы тяжести жидкого металла, находящегося в емкости —  $mg$ , где  $m$  — масса жидкого металла.

Величина силы давления, действующей на боковую поверхность литейной формы, ковша, печи, определяется из выражения

$$P_6 = p_6 F_6 ,$$

где  $p_6$  — расчетная величина давления расплава на боковую поверхность:  $p_6 = h_6 \rho g$ ;  $h_6 = h/2$  — половина величины металлостатического напора;  $F_6$  — площадь проекции боковой поверхности литейной формы (ковша, печи).

По величине силы давления на боковую поверхность рассчитывают усилие раздвижения полуформ при вертикальной плоскости разъема и соответственно усилие запираения таких форм.

Большая роль в литейных технологиях отводится применению закона Архимеда — поведению твердых тел, погруженных в жидкость, в нашем случае в расплав металла. Сила давления расплава на погруженное в него твердое тело рассчитывается следующим образом:

$$P_{\text{арх}} = \rho W g ,$$

где  $W$  — объемное водоизмещение, т.е. объем расплава, вытесненного погруженным твердым (или жидким нерастворимым в металле) телом.

Если  $\rho W = m$ , то имеет место равновесие, где  $m$  — масса погруженного в расплав тела (литейный стержень, частицы шлака, инородный металл). При условии  $m > \rho W$  происходит погружение (опускание) в расплав, а при  $m < \rho W$  — всплытие (подъем) ино-

родного тела. Итак, если масса литейного стержня меньше величины «водоизмещения» —  $\rho W$ , то будет происходить всплывание стержня, и необходимо применять дополнительные технологические приемы, чтобы предупредить это явление (устройство жеробек, увеличение размеров знаков стержней, приклеивание знаков стержней к форме). Заметим, что в соответствии с законом Архимеда подъемная сила, действующая на стержни и другие тела, погруженные в расплав легких сплавов, меньше, чем для тяжелых металлов пропорционально величине плотности расплава  $\rho$ .

Для однородной массы шлаковых частиц (флюсы, оксиды) без внутренних пустот и раковин закон Архимеда преобразуется в виде соотношения плотностей металла и шлака. В большинстве своем  $\rho_{\text{шл}} < \rho_{\text{мет}}$  (для чугунов и сталей  $\rho_{\text{шл}} \approx 2...3 \text{ г/см}^3$ , а  $\rho_{\text{шл}} \approx 7,2...7,4 \text{ г/см}^3$ ), и потому шлак всплывает на поверхность в печах и ковшах. Это явление используют при разработке процессов плавки, рафинирования металлов и сплавов. Для шлаковых частиц не очень мелких размеров (более 1 мм) скорость всплывания рассчитывают по формуле

$$v_{\text{вс}} \cong \frac{2(\rho_{\text{мет}} - \rho_{\text{шл}})dg}{9\rho_{\text{мет}}},$$

где  $d$  — диаметр шлаковой частицы;  $g$  — ускорение свободного падения.

Для легких сплавов на основе магния и алюминия соотношение плотностей оксидов и расплава металла иное, а именно  $\rho_{\text{окс}} > \rho_{\text{мет}}$  ( $\rho_{\text{Al}_2\text{O}_3} = 4,3 \text{ г/см}^3$ ,  $\rho_{\text{Alжид}} = 2,4 \text{ г/см}^3$ ), поэтому частицы оксидов тонут и располагаются в нижней части металлической ванны.

Для легких сплавов подбор состава покровных шлаков, обеспечивающих их постоянное и стабильное расположение на поверхности расплава ( $\rho_{\text{шл}} < \rho_{\text{мет}}$ ) рассматривается в виде основного технологического параметра.

На основе законов гидростатики рассчитываются усилия нагружения песчаных форм и запирающих металлических форм. Для форм с горизонтальной плоскостью (поверхностью) разъема усилие на верхнюю полуформу, развиваемое металлостатическим давлением металла, определяется из выражения

$$P_{\text{рас}} = \rho gh_p F,$$

где  $h_p$  — расчетный металлостатический напор;  $F$  — проекция профиля полости на верхнюю горизонтальную плоскость формы.

Если в форме имеется стержень (или несколько стержней), то к величине  $P_{\text{рас}}$  плюсуется подъемная сила стержня:

$$P_{\text{стерж}} = W\rho g - m_{\text{ст}}g.$$

Естественно, при  $P_{\text{стерж}} < 0$  подъемная сила стержня отсутствует.

Отсюда усилие нагружения (закрепления) форм при горизонтальной плоскости разъема

$$P_{\text{гр}} \geq \rho g h_p F + W\rho g - m_{\text{ст}}g - m_{\text{вер}}g,$$

где  $m_{\text{вер}}$  — масса верхней полуформы.

Усилие запираения металлических форм с вертикальной плоскостью разъема при свободной (гравитационной) заливке рассчитывают по силе, действующей на боковую поверхность:

$$P_6 = F_6 \rho g h_6.$$

Усилие запираения металлических форм для специальных видов литья, когда формирование отливки происходит в условиях действия принудительного давления  $p_p$  (давления сжатого воздуха в литье под низким давлением, давления прессующего поршня в литье под давлением, давления пуансона при штамповке жидких сплавов), рассчитывается по формуле

$$P_{\text{зап}} = k p_p F_p,$$

где  $k$  — эмпирический коэффициент ( $k > 1$ ), определенный для вида литья, сплава и других параметров;  $F_p$  — площадь проекции отливки (включая литники, прибыли, промывники) на плоскость разъема.

## 4.2. Приложения законов гидродинамики к процессам течения металлов и сплавов

### 4.2.1. Истечение металла из печей и ковшей

Истечение металла из печей, ковшей, дозаторов является начальной стадией процесса. Скорость истечения описывается выражением

$$v = \mu\sqrt{2gH}, \quad (4.1)$$

где  $\mu$  — коэффициент расхода,  $\mu < 1$ ;  $H$  — металлостатический напор расплава.

Расход — объем металла, вытекающий в единицу времени, равен:

$$Q = F\mu\sqrt{2gH}, \quad (4.2)$$

где  $F$  — площадь живого сечения струи.

Скорость струи при истечении металла из поворотного ковша и расход металла рассчитываются по вышеприведенным формулам (4.1) и (4.2). Но здесь величина металлостатического напора, равного расстоянию от свободной поверхности металла в ковше до поверхности канала в «носике» ковша  $H$ , невелика и составляет несколько миллиметров в малых ковшах и печах и несколько десятков миллиметров в больших печах и ковшах (рис. 4.1). Соответственно, малое значение имеет начальная скорость струи  $v_{\text{нач}}$ , но при дальнейшем падении скорость возрастает, и конечная скорость струи  $v_{\text{кон}}$  рассчитывается следующим образом:

$$v_{\text{кон}} = v_{\text{нач}} + \sqrt{2gH_{\text{пад}}},$$

где  $H_{\text{пад}}$  — высота падения струи.

Именно таким образом опытные заливщики используют скорость падающей струи для улучшения заполняемости тонкостенных отливок. Итак, скорость истечения металла из поворотного ковша сохраняется примерно постоянной в течение всего периода заливки.

При истечении металла из стопорного ковша через отверстие в дне ковша скорость струи с течением времени замедляется за счет уменьшения величины металлостатического напора, соответственно, снижается и расход жидкого металла. Длительность опорожнения стопорного ковша цилиндрической формы с постоянным по

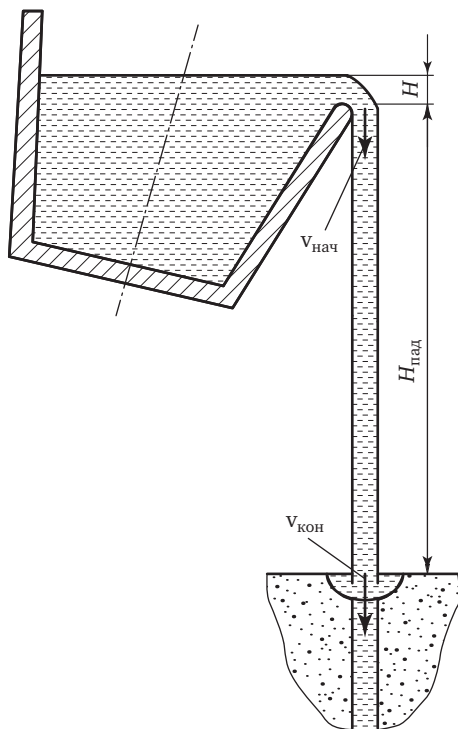


Рис. 4.1. Схема истечения металла из поворотного ковша

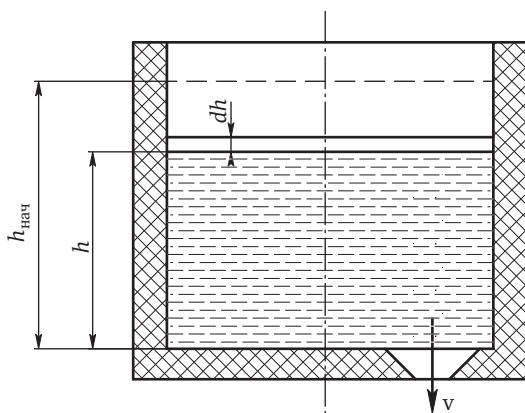


Рис. 4.2. Схема истечения металла из стопорного ковша

высоте сечением полости ковша рассчитаем на основе составления и решения уравнения расхода расплава в дифференциальной форме (рис. 4.2).

Для промежуточного положения уровня металла в ковше  $h$  при начальной высоте уровня  $h_{\text{нач}}$  объем вытекшего расплава за счет понижения уровня металла на элементарную величину  $dh$  составит  $dV = -Fdh$  (знак « $\leftarrow$ » показывает, что  $dh < 0$ , так как происходит уменьшение величины  $h$ ). Объем вытекшего металла через стопорное отверстие в ковше выразим

$$dV = fv d\tau,$$

где  $V = \mu\sqrt{2gh}$ ;  $\mu$  — коэффициент расхода ( $\mu < 1$ );  $f$  — площадь сечения стопорного отверстия;  $v$  — скорость истечения (величина переменная);  $\tau$  — время.

Тогда

$$dV = f\mu\sqrt{2gh}d\tau.$$

Приравняв элементарные объемы металла, получим дифференциальное уравнение с разделяющимися переменными  $h$  и  $\tau$ :

$$f\mu\sqrt{2gh}d\tau = -Fdh,$$

после деления переменных получим

$$f\mu\sqrt{2g}d\tau = -\frac{Fdh}{\sqrt{h}}. \quad (4.3)$$

Проинтегрируем левую и правую части выражения (4.3) и выразим пределы интегрирования в определенном интеграле:

$$\int_{\tau=0}^{\tau=\tau_{\text{оп}}} f\mu\sqrt{2g}d\tau = \int_{h=h_{\text{нач}}}^{h=0} \frac{Fdh}{\sqrt{h}},$$

где  $\tau_{\text{оп}}$  — время опорожнения стопорного ковша при непрерывном истечении металла через постоянное сечение стопорного отверстия  $f$ .

После интегрирования и подстановки пределов интегрирования выражение (4.3) приобретает вид

$$f\mu\tau_{\text{оп}}\sqrt{2g} = 2F\sqrt{h_{\text{нач}}}.$$

Отсюда время полного опорожнения стопорного ковша при непрерывном истечении металла выразим:

$$\tau_{\text{оп}} = \frac{2F\sqrt{h_{\text{нач}}}}{f\mu\sqrt{2g}}. \quad (4.4)$$

#### 4.2.2. Закономерности течения металла по литниковой системе и в полости литейной формы

Процесс заполнения литейной формы расплавом является начальной стадией формирования отливок. От этой стадии во многом зависит качество отливки. На стадии заполнения в отливках может образоваться целый ряд дефектов: недолив, спай, оксидная пленка, шлаковые и песчаные раковины, засор, газовые раковины, ужимины и др. Именно для предупреждения дефектов необходимо четко представлять основные закономерности заполнения. По структуре потока металла в литниковых каналах и полостях форм могут носить ламинарный или турбулентный режим. Режим движения определяется величиной критерия Рейнольдса:

$$\text{Re} = \frac{vd}{\nu},$$

где  $v$  — средняя скорость потока;  $d$  — гидравлический диаметр канала;  $\nu$  — коэффициент кинематической вязкости расплава.

Как известно из гидромеханики, при числах Рейнольдса  $\text{Re} < 2300$  режим движения ламинарный, а при  $\text{Re} > 2300$  режим турбулентный.

В технологических процессах литья оба режима имеют место, и это учитывают при разработке технологических процессов, при выборе, расчете и конструировании литниковых систем.

Основными вопросами, которые решает технолог-литейщик в обеспечении качества отливки с позиций процессов заполнения, являются следующие:

- а) выбор способа литья;
- б) выбор положения отливки в форме и назначение поверхности разъема;
- в) выбор и назначение типа литниковой системы (верхней, сифонной, боковой, ...) и ее основных элементов;
- г) расчет основных элементов.

Выбор способа литья и выбор положения отливки в форме осуществляются для условий конкретного цеха, литейного сплава, серийности производства, конструкции детали.

Выбор типа литниковой системы определяется сплавом, его литейными свойствами, техническими требованиями к отливке (плотность, герметичность и др.).

При расчете элементов литниковой системы одним из основополагающих параметров является определение длительности заполнения литейной формы. Время заполнения (время заливки) определяет степень вероятности возникновения в отливках дефектов, связанных с течением расплава по литниковой системе и в полости формы. Причем ряд факторов действуют нередко в противоположных направлениях. Так, увеличение скорости течения снижает вероятность дефектов типа недолива и спая, но повышает вероятность появления дефектов типа оксидной пленки, шлаковых и песчаных раковин, газовых раковин.

Поэтому для расчета времени заливки обычно используют эмпирические зависимости типа:

$$\tau_{\text{зал}} = km^n \delta^l, \quad (4.5)$$

где  $k$ ,  $n$ ,  $l$  — опытные коэффициенты, приводимые в справочниках по литейной технологии для конкретных по массе отливок, литейных сплавов;  $m$  — масса отливки;  $\delta$  — толщина стенки отливки.

В ряде случаев для конкретных сплавов и отливок принимаются рекомендуемые справочными данными весовые скорости заливки, по которым время заливки  $\tau_{\text{зал}}$  рассчитывают по формуле

$$\tau_{\text{зал}} = \frac{m_{\text{от}}}{v_{\text{вес}}}, \quad (4.6)$$

где  $m_{\text{от}}$  — масса отливки;  $v_{\text{вес}}$  — весовая скорость заливки.

Для выбранного типа литниковой системы по справочным данным определяют соотношение сечений элементов литниковой системы: стояка, шлакоуловителя, питателя.

По соотношению площадей сечений элементов литниковых систем их классифицируют на расширяющиеся и сужающиеся. Сужающиеся литниковые системы, например  $F_{\text{ст}}:F_{\text{шл}}:F_{\text{пит}} = 1,3:1,2:1$  (где  $F_{\text{ст}}$ ,  $F_{\text{шл}}$ ,  $F_{\text{пит}}$  — площади сечения соответственно стояка, шлакоуловителя и питателя) применяются для отливок из чугуна, а расширя-

ющиеся, например  $F_{\text{ст}} : F_{\text{шл}} : F_{\text{пит}} = 1 : 1,5 : 1,7$  — для сплавов, склонных к окислению — алюминиевые бронзы, хромистые стали. Сужающиеся литниковые системы относятся к так называемым запертым или заполненным, т.е. не имеющим свободной поверхности в процессе заполнения во всех сечениях. Расширяющиеся литниковые системы могут быть запертыми и незапертыми, в которых имеют место свободные поверхности потоков расплава — обычно в местах наибольших сечений.

Скорость потока расплава в самом узком сечении литниковой системы рассчитывают по формуле Бернулли

$$v = \mu \sqrt{2gH}, \quad (4.7)$$

где  $H$  — высота металлостатического напора;

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{1 + \sum \xi_i}} —$$

коэффициент расхода;  $\sum \xi_i$  — сумма коэффициентов местных сопротивлений при сужении, расширении, повороте потока, в местах установки фильтров и др. Величина каждого коэффициента принимается на основе справочных данных.

Для запертой (заполненной) литниковой системы скорости потоков в других элементах рассчитывают на основе применения уравнения неразрывности течения. Наиболее распространенное представление уравнения неразрывности имеет вид:

$$\frac{dp}{d\tau} + \rho \operatorname{div} \bar{v} = 0,$$

где  $\rho$  — плотность расплава;  $\tau$  — время;  $\operatorname{div} \bar{v}$  — дивергенция вектора скорости,  $\operatorname{div} \bar{v} = \partial u / \partial x + \partial v / \partial y + \partial w / \partial z$ ,  $u$ ,  $v$ ,  $z$  — проекции вектора скорости объемного расширения расплава по координатам  $x$ ,  $y$ ,  $z$ .

Течение металла по литниковым каналам можно рассматривать одномерным, а значит для этого случая  $\operatorname{div} \bar{v} = \partial u / \partial x$ .

В преобладающем большинстве технологических процессов литья плотность металла в процессе течения можно считать постоянной, т.е.  $dp/d\tau = 0$ , и тогда  $\operatorname{div} \bar{v} = \partial u / \partial x = 0$ ,  $u = \text{const}$ .

Другими словами, при постоянном поперечном сечении скорость потока на всем протяжении неизменна. А при изменяющемся

поперечном сечении постоянным сохраняется расход расплава, и это условие записывают:  $Fv = \text{const}$ , т.е.

$$F_{\text{ст}} v_{\text{ст}} = F_{\text{шл}} v_{\text{шл}} = F_{\text{пит}} v_{\text{пит}}, \quad (4.8)$$

где  $F_{\text{ст}}$  и  $v_{\text{ст}}$  — соответственно площадь сечения стояка и скорость потока в нем;  $F_{\text{шл}}$  и  $v_{\text{шл}}$  — соответственно площадь сечения шлакоуловителя и скорость потока в нем;  $F_{\text{пит}}$  и  $v_{\text{пит}}$  — соответственно площадь сечения питателя и скорость потока в нем.

Из выражения (4.8) определяют скорости во всех других сечениях, если известна скорость потока в одном из сечений. Например, скорость потока в шлакоуловителе рассчитывают следующим образом:

$$v_{\text{шл}} = \frac{F_{\text{пит}} v_{\text{пит}}}{F_{\text{шл}}}. \quad (4.9)$$

Однако в некоторых частных случаях, например в литье под давлением, при очень малом сечении питателя  $\rho \neq \text{const}$ , поскольку при входе в полость литейной формы происходит распад струи расплава и дальнейшее заполнение осуществляется металловоздушной смесью, плотность которой примерно на порядок меньше плотности компактного металла. В этом случае при расчете скорости следует руководствоваться уравнением неразрывности в общем виде:

$$\frac{dp}{d\tau} + \rho \operatorname{div} \bar{v} = 0 \quad \text{или} \quad \frac{dp}{d\tau} + \rho \frac{\partial v}{\partial x} = 0.$$

Из элементов литниковой системы специальное назначение отводят шлакоуловителю — для задержания шлаковых, песчаных и других инородных частиц, плотность которых меньше плотности расплава. Задержание инородных частиц в шлакоуловителе происходит за счет всплывания их в верхнюю часть шлакоуловителя, что делает невозможным попадание их в питатель, а затем и в полость литейной формы (рис. 4.3).

Геометрические параметры шлакоуловителя, а именно его длину  $L_{\text{шл}}$  рассчитывают из условия всплывания частицы до верхней части шлакоуловителя в процессе течения расплава по этой части литниковой системы. Запишем условие равенства времени движения частицы в потоке расплава по длине шлакоуловителя и време-

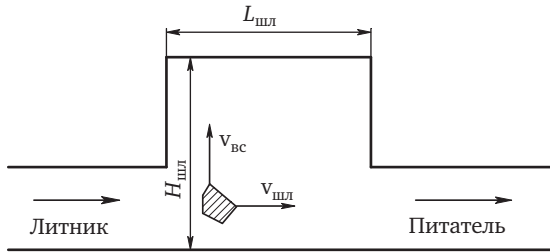


Рис. 4.3. Схема задержания инородных частиц в шлакоуловителе (к расчету шлакоуловителя)

ни всплывания частицы от низа до верха шлакоуловителя:  $\tau_d = \tau_{вс}$ . Время движения по длине шлакоуловителя представим в виде:  $\tau_d = L_{шлл}/v_{шлл}$ , а скорость  $v_{шлл}$  потока металла по шлакоуловителю определим из уравнения неразрывности (4.9).

Время всплывания частиц до верха шлакоуловителя определяют по формуле

$$\tau_{вс} = \frac{H_{шлл}}{v_{вс}}. \quad (4.10)$$

Скорость всплывания частицы  $v_{вс}$  в зависимости от режима движения определяют по одной из двух формул:

- для ламинарного потока по формуле Стокса:

$$v_{вс} = \frac{2 r^2 (\rho_{сп} - \rho_{час}) g}{9 \vartheta \rho_{сп}}; \quad (4.11)$$

- для турбулентного:

$$v_{вс} = 1,15 \sqrt{\frac{g (\rho_{сп} - \rho_{час}) d}{c \rho_{сп}}}, \quad (4.12)$$

где  $\rho_{сп}$  — плотность сплава;  $\rho_{час}$  — плотность частицы;  $d$  — диаметр частицы,  $d = 2r$ ;  $\vartheta$  — коэффициент кинематической вязкости сплава;  $c$  — эмпирический коэффициент.

Запишем равенство времени всплывания и длительности движения частицы по длине шлакоуловителя:

$$\frac{H_{шлл}}{v_{вс}} = \frac{L_{шлл}}{v_{шлл}}.$$

Отсюда выразим длину шлакоуловителя:

$$L_{\text{шл}} = \frac{H_{\text{шл}} V_{\text{шл}}}{V_{\text{вс}}}. \quad (4.13)$$

#### 4.2.3. Анализ особенностей течения металла в литниковых системах и методика расчета минимального сечения

Верхняя литниковая система (верхний подвод металла) отличается высоким коэффициентом выхода годного металла, а при подводе металла в прибыль и хорошими условиями питания отливки из прибыли за счет обеспечения более высокой температуры металла, попадающего в прибыль в конце заливки (рис. 4.4). Недостатком верхней литниковой системы является высокая кинетическая энергия падающей струи в полости литейной формы, особенно для первого момента заливки. Большая величина кинетической энергии и силы удара первых струй расплава о дно формы могут привести к размыву — разрушению этой части формы, а также к разбрызгиванию расплава и образованию дефектов типа «корольков» (см. рис. 4.4).

Величина кинетической энергии падающего тела равна:  $E_{\text{кин}} = mv^2/2$ , а для падающей струи  $E_{\text{кин}}^c = \rho v^2/2$ , где  $\rho$  — плотность расплава;  $v$  — скорость струи в момент удара.

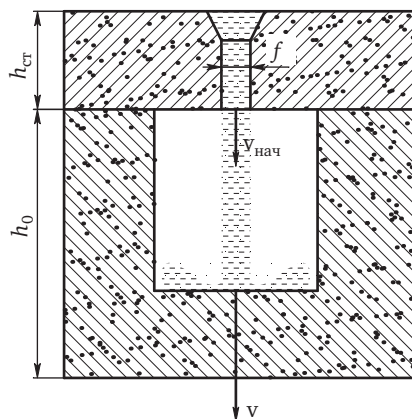


Рис. 4.4. Схема заливки при верхней литниковой системе

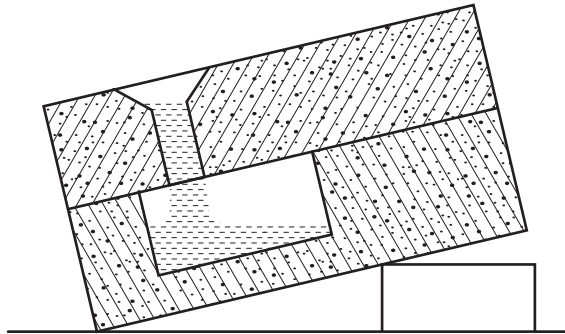


Рис. 4.5. Схема заливки формы в наклонном положении

В гидродинамике для жидкого потока, направленного на твердую поверхность, введено понятие силы лобового сопротивления:

$$F = C_x \frac{\rho v^2 \omega}{2},$$

где  $C_x$  — безразмерный коэффициент, учитывающий геометрические и технологические факторы и незначительно отличающийся от 1;  $\omega$  — площадь сечения, перпендикулярная оси потока, т.е. площадь сечения струи.

Таким образом, кинетическая энергия удара струи и сила лобового сопротивления пропорциональны квадрату скорости.

Из анализа выражений кинетической энергии и силы лобового сопротивления струи металла вытекают основные технологические приемы для снижения отрицательного действия верхнего подвода металла. Радикальным технологическим решением, позволяющим уменьшить силу лобового сопротивления о дно литейной формы и величину кинетической энергии, является разделение единой струи расплава на несколько струй с помощью фильтрующих сеток: керамических или стеклотканевых. В этом случае сила лобового сопротивления каждой падающей струи уменьшается в прямой пропорции к числу отверстий сетки:

$$\omega_c = \frac{\omega}{n},$$

где  $n$  — число отверстий сетки, разделяющих поток на  $n$  струй уменьшенного сечения  $\omega_c$ .

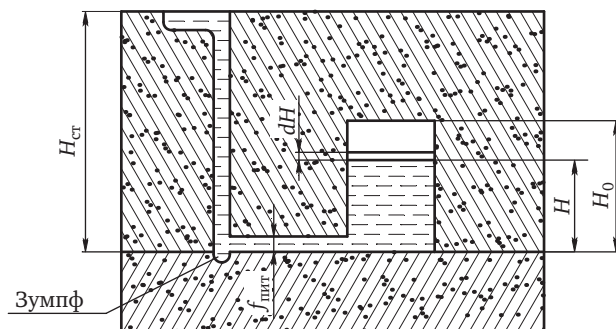


Рис. 4.6. Схема заполнения литейной формы при сифонной литниковой системе

Соответственно снижается размыв дна формы и степень разбрызгивания металла от уменьшенных струй.

Другим технологическим приемом является заливка формы в наклонном положении (рис. 4.5). Струя металла падает на боковую стенку под острым углом, растекается по боковой поверхности, а характер потока приближается к характеристикам пленочного течения со значительно уменьшенными скоростями.

Проанализируем особенности заполнения литейной формы и методику расчета литниковой системы при нижнем подводе металла (сифонная литниковая система) (рис. 4.6). Отличительной особенностью процесса заполнения для данного случая является отсутствие падающей струи в полости литейной формы — расплав поступает из питателя непосредственно в нижнюю часть формы, а значит более спокойно, без удара, без разбрызгивания. Недостатком сифонной литниковой системы является невысокий выход годного металла по причине большого расхода металла на литниковую систему.

Первые порции жидкого металла из стояка заполняют зумпф, где его скорость гасится, и последующий поток металла через питатель спокойно, без завихрений, а значит, с меньшим окислением поступает в полость формы. Для уменьшения скорости движения металла и силы лобового сопротивления в зумпфе применяют зигзагообразную, а не прямую конструкцию стояка; при литье автомобильных поршней в металлической форме применяют стояк конструкции «гусиная шея» с этой же целью. В этом случае ряд по-

воротов потока расплава в стояке увеличивает гидравлическое сопротивление и снижает скорость поступления металла в питатель.

Методика расчета площади сечения питателя базируется на составлении и решении дифференциального уравнения баланса металла, протекающего через сечение питателя  $f$ , и металла, поступающего в полость литейной формы постоянного поперечного сечения  $F$  (см. рис. 4.6).

Элементарный объем металла, протекающий через питатель, равен:

$$dV_n = fvd\tau, \quad (4.14)$$

где  $v$  — скорость течения металла по питателю — величина переменная; она уменьшается по мере подъема уровня металла  $H$  в литейной форме:

$$v = \mu\sqrt{2g(H_{\text{ст}} - H)},$$

где  $H_{\text{ст}}$  — высота стояка;  $H$  — высота уровня металла в промежуточный период заполнения литейной формы.

Тогда  $dV_n = f\mu\sqrt{2g(H_{\text{ст}} - H)} d\tau$ . Этот элементарный объем металла при поступлении в полость формы поднимет уровень металла на величину  $dH$ . Дифференциальное уравнение материального баланса расплава:

$$FdH = f\mu\sqrt{2g(H_{\text{ст}} - H)}d\tau. \quad (4.15)$$

Разделим переменные:

$$F \frac{dH}{\sqrt{H_{\text{ст}} - H}} = f\mu\sqrt{2g}d\tau.$$

После интегрирования левой и правой частей уравнения (4.15) получим следующее выражение для расчета площади поперечного сечения питателя:

$$f = \frac{2F(\sqrt{H_{\text{ст}}} - \sqrt{H_{\text{ст}} - H_0})}{\mu\sqrt{2g}\tau_{\text{зал}}}. \quad (4.16)$$

Боковая литниковая система, при которой подвод металла осуществляется по горизонтальной плоскости разъема, сочетает специфические особенности заполнения при нижнем и верхнем подводе металла (рис. 4.7).

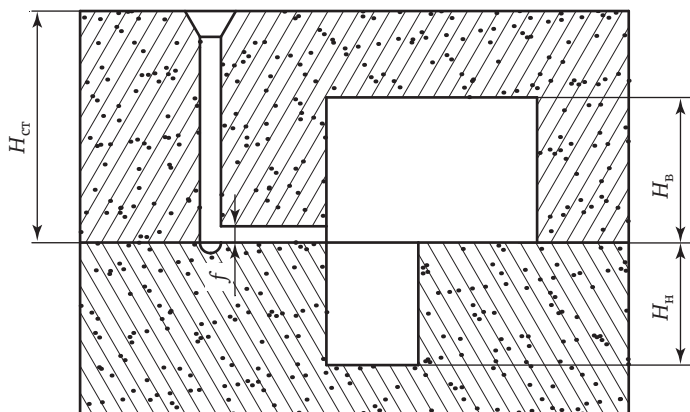


Рис. 4.7. Схема заполнения при боковом подводе металла

Нижняя часть отливки  $H_n$  заполняется по аналогии с заливкой сверху, а верхняя часть отливки  $H_b$  — с сифонной литниковой системой. И длительность заполнения всей отливки складывается из времени заполнения нижней части и времени заполнения верхней части отливки. По методике расчета верхней литниковой системы время заполнения нижней части отливки равно:

$$\tau_3^H = \frac{V_H}{\mu f \sqrt{2gH_{ст}}}, \quad (4.17)$$

где  $V_H$  — объем нижней части отливки;  $f$  — площадь сечения питателя.

По методике расчета сифонной литниковой системы время заполнения верхней части отливки составит

$$\tau_3^B = \frac{2F(\sqrt{H_{ст}} - \sqrt{H_{ст} - H_b})}{f\mu\sqrt{2g}}. \quad (4.18)$$

Просуммировав  $\tau_3^B + \tau_3^H = \tau_{зал}$ , получим выражение

$$\tau_{зал} = \frac{V_H}{\mu f \sqrt{2gH_{ст}}} + \frac{2F(\sqrt{H_{ст}} - \sqrt{H_{ст} - H_b})}{f\mu\sqrt{2g}}. \quad (4.19)$$

А из полученного выражения площадь сечения питателя при боковом подводе металла

$$f = \left( \frac{V_H}{\mu\sqrt{2gH_{CT}}} + \frac{2F(\sqrt{H_{CT}} - \sqrt{H_{CT} - H_B})}{\mu\sqrt{2g}} \right) \frac{1}{\tau_{зал}}. \quad (4.20)$$

Ступенчатая литниковая система (рис. 4.8) сочетает в себе достоинства верхней и нижней литниковой систем, а именно: первые порции жидкого металла в полость литейной формы поступают через нижний питатель спокойной струей без завихрений и разбрызгивания, а затем после поднятия уровня в вертикальном коллекторе начинается заполнение через верхний питатель. В конце заполнения основная масса расплава поступает через верхний питатель и обеспечивает поступление его в прибыль с более высокой температурой.

Примем площади сечений верхнего и нижнего питателей одинаковыми —  $f$ . Для расчета площади сечения питателей  $f$  примем, что заполнение происходит одновременно через оба питателя.

За время заполнения  $\tau_{зал}$  через верхний питатель пройдет объем расплава:

$$V_B = \mu\sqrt{2gH_{CT2}} f \tau_{зал}. \quad (4.21)$$

За это же время через нижний питатель пройдет объем металла

$$V_H = \mu f \sqrt{2g \left( H_{CT1} - \frac{h_0}{2} \right)} \tau_{зал}, \quad (4.22)$$

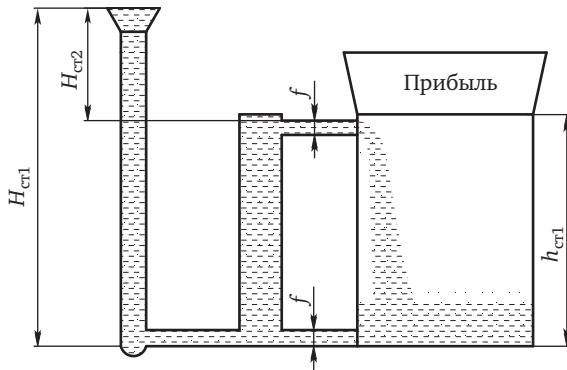


Рис. 4.8. Схема заполнения полости формы при ступенчатой литниковой системе

здесь величина металлостатического напора  $H_{ст} - h_0/2$  взята как средняя арифметическая ввиду подъема уровня металла от нижнего уровня  $h = 0$  до верхнего уровня  $h = h_0$ . Суммируем эти два объема, составляющие объем всей отливки:

$$V_0 = V_B + V_H = \mu \sqrt{2gH_{ст2}} f \tau_{зал} + \mu f \sqrt{2g \left( H_{ст1} - \frac{h_0}{2} \right)} \tau_{зал}. \quad (4.23)$$

Отсюда определим площадь сечения питателя:

$$f = \frac{V_0}{\mu \tau_{зал} \left( \sqrt{2gH_{ст2}} + \sqrt{2g \left( H_{ст1} - \frac{h_0}{2} \right)} \right)}. \quad (4.24)$$

Щелевая литниковая система в еще большей степени обеспечивает спокойный подвод металла в течение всего периода заполнения и поступление в верхнюю часть отливки (в прибыль или под прибыль) более нагретого металла (рис. 4.9).

Будем считать, что уровень металла в полости литейной формы совпадает с уровнем металла в щелевом питателе шириной  $\delta$ . Составим уравнение материального баланса расплава при заполне-

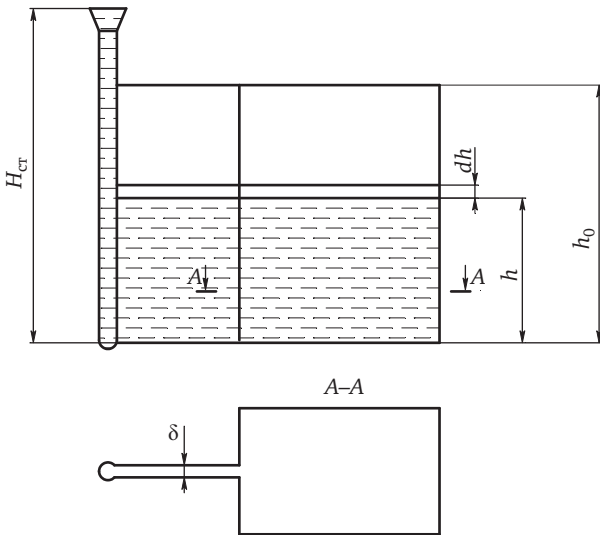


Рис. 4.9. Схема заполнения полости формы при щелевой литниковой системе

нии в дифференциальной форме. Элементарный объем металла, протекающий через щелевой питатель с учетом увеличения живого сечения за счет подъема уровня металла  $h$ , составит:

$$dV_{\text{щ}} = \delta h v_{\text{cp}} d\tau, \quad (4.25)$$

где  $v_{\text{cp}}$  — средняя скорость потока металла в питателе, которую можно принять приближенно:

$$v_{\text{cp}} = \mu \sqrt{2g \left( H_{\text{ст}} - \frac{h_0}{2} \right)}.$$

Этот элементарный объем повысит уровень металла в форме на величину  $dh$ , а весь элементарный объем, поступивший в полость формы, равен:

$$dV_{\text{ф}} = F dh,$$

где  $F$  — площадь поперечного сечения полости формы (отливки);  $h$  — переменная высота уровня.

Приравняем элементарные объемы:

$$F dh = \delta h \mu \sqrt{2g \left( H_{\text{ст}} - \frac{h_0}{2} \right)} d\tau.$$

После разделения переменных  $h$  и  $\tau$  и интегрирования получим выражение для определения ширины питателя  $\delta$ :

$$\delta = \frac{F \ln h_0}{\mu \sqrt{2g \left( H_{\text{ст}} - \frac{h_0}{2} \right)} \tau_{\text{зал}}}. \quad (4.26)$$

#### 4.2.4. Гидродинамические явления после заполнения формы

После окончания заполнения полости формы движение металла не прекращается, а продолжается сначала как затухающее движение инерции предшествующего струйного течения (рис. 4.10). Длительность циркуляционного струйного движения расплава определяется по формуле

$$\tau_{\text{ц}} = \frac{l^2}{g},$$

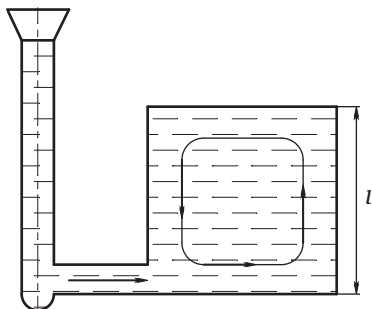


Рис. 4.10. Схема инерционного движения металла после заполнения формы

где  $l$  — определяющий размер полости формы;  $\vartheta$  — коэффициент кинематической вязкости расплава.

После прекращения струйного циркуляционного движения в полости литейной формы движение расплава приобретает другой характер, а именно, в виде тепловой естественной конвекции — вблизи стенок литейной формы расплав с более низкой температурой опускается вниз, а в центральной части соответственно поднимается вверх.

Скорость циркуляционных потоков при естественной тепловой конвекции зависит от высоты отливки и составляет несколько сантиметров в секунду. Тепловая конвекция расплава прекращается при затвердевании части отливки, когда незатвердевший металл приобретает высокую вязкость.

### 4.3. Жидкотекучесть сплавов и заполняемость литейной формы

Жидкотекучесть — способность металлов и сплавов в расплавленном состоянии заполнять литейную форму и воспроизводить полностью и четко ее очертания.

Природа жидкотекучести очень сложна и зависит от многих факторов, которые можно разделить на три группы.

К первой группе относятся факторы, связанные со свойствами и строением непосредственно самих металлов и сплавов: вязкость, поверхностное натяжение, теплоемкость, теплопроводность, тем-

пература, наличие включений — неметаллических и газовых, интервал кристаллизации и т.д.

Ко второй группе относятся факторы, связанные с состоянием и свойствами формы — ее теплофизические свойства, начальная температура, состояние поверхности, газотворность и газопроницаемость.

К третьей группе — факторы, определяющие условия заливки — конструкция и размеры литниковой системы, скорость заливки, характер движения потока и т.д.

Жидкотекучесть оказывает влияние как на заполнение формы, так и на получение качественной отливки. Например, при получении тонкостенной крупногабаритной отливки движение металла в форме может прекратиться раньше, чем она будет заполнена, получится дефект, называемый недоливом. При заполнении формы металлом с низкой жидкотекучестью могут образоваться и другие дефекты: неслитина, спай. Эти дефекты возникают, главным образом, на тонких стенках отливок или на удаленных от питателя частях отливки, где встречаются два или более потока металла, как правило, окисленные и охлажденные. Основным путем предупреждения таких дефектов — повышение жидкотекучести сплава за счет повышения температуры заливки металла.

Используемые в практике современные методы определения жидкотекучести основаны на измерении степени заполнения форм при условии, что свойства формы, перегрев металла над температурой ликвидуса, давление металла и гидравлическое сопротивление являются постоянными величинами.

Жидкотекучесть сплавов определяют по технологическим пробам. Мерой жидкотекучести во всех пробах является степень заполнения полости формы сплавом. Все пробы можно поделить на три группы проб: 1) постоянного сечения (спиральная, прутковая, лабиринтная, U-образная, винтовая); 2) переменного сечения (клиновья, шариковая); 3) комбинированные.

Для определения жидкотекучести с помощью проб постоянного сечения (круглого или трапецеидального) длину и площадь сечения полости формы устанавливают такими, чтобы металл к моменту остановки не заполнил всю полость до конца. Мерой жидкотекучести в этих пробах является длина полученного прутка в выбранных условиях заливки и охлаждения.

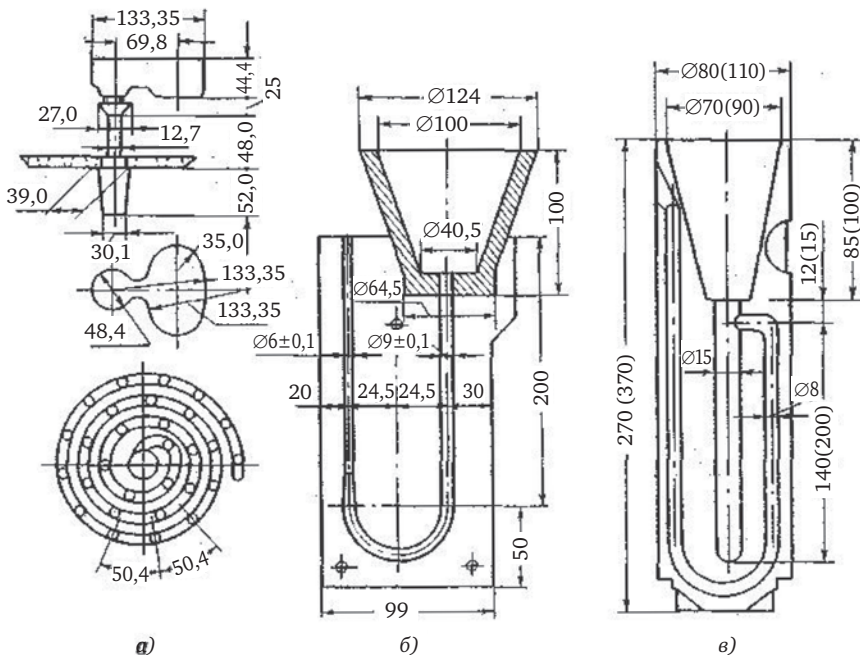


Рис. 4.11. Пробы постоянного сечения для определения жидкотекучести

Наиболее широко распространены спиральные пробы с центральным и боковым подводом металла. Первый вариант пробы приведен на рис. 4.11, а.

Форму пробы изготавливают в парных опоках (или собирают из стержней) и устанавливают под заливку строго горизонтально, по уровню. Через литниковую систему металл поступает в металлоприемник и полость формы. Конструкция литниковой системы и металлоприемника обеспечивает поступление металла в полость формы спирали с определенной постоянной скоростью. Иногда для достижения еще большего постоянства скорости стояк перекрывают пробкой, и металл заливают в чашу до определенного уровня. Здесь же в чаше замеряют термпарой температуру сплава и после этого поднимают пробку. На модели спирали и соответственно в форме имеются отметки, расположенные через 50 мм. Это облегчает измерение длины спирали. Именно эта длина отливки, выраженная в миллиметрах, и является характеристикой жидкотекучести

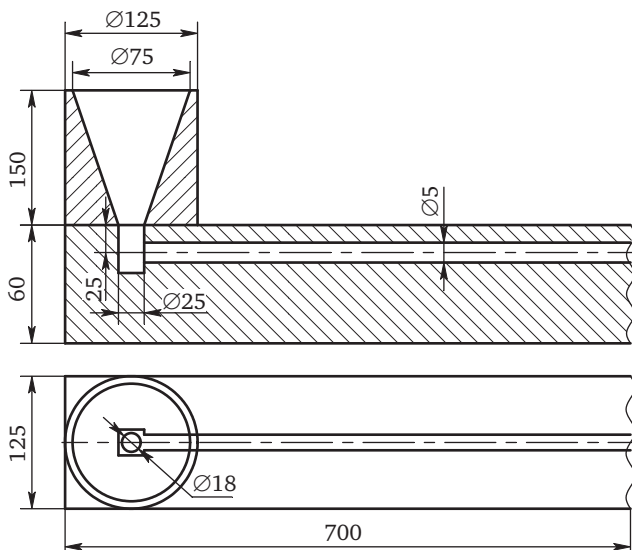


Рис. 4.12. Пруtkообразная проба для определения жидкотекучести

сплава в данных условиях. Затем строят кривую зависимости длины залитой металлом спирали от температуры металла (или перегрева над ликвидусом в момент заливки). Эта кривая является надежным критерием качества металла с точки зрения заполнения формы и дает возможность контролировать температуру заливки металла.

Пруtkовая проба (длиной 700 мм и диаметром 8...10 мм) менее удобна, так как форма имеет большие размеры и требует тщательной установки в горизонтальное положение под заливку (рис. 4.12).

Для лабиринтной пробы изготавливают форму с каналом, меняющим направление на  $90^\circ$  через каждые 30 мм. Это в значительной мере устраняет влияние начального момента заполнения. Проба очень чувствительна к температуре металла; она дает заметную разницу в длине при перегревах, отличающихся всего на  $25^\circ\text{C}$ .

Вертикальное расположение канала постоянного сечения имеет U-образная проба Ю.А. Нехендзи, А.М. Самарина, С.К. Кантеника (рис. 4.11, б), которую заливают в металлическую разъемную форму. Количественной характеристикой жидкотекучести в этом случае является длина заполнившейся части вертикального канала диаметром 6 мм. Длину прутка измеряют от места перехода ши-

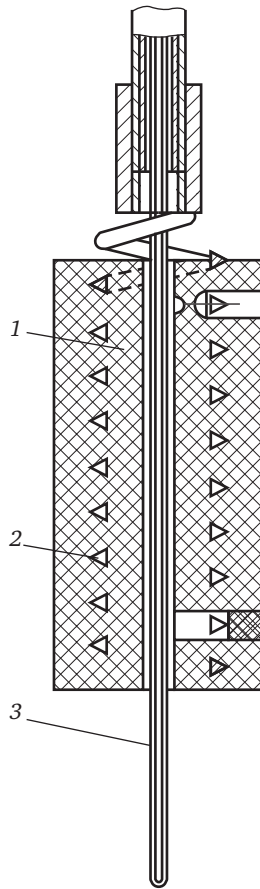


Рис. 4.13. Винтообразная проба для определения жидкотекучести:  
1 — форма; 2 — винтовой канал; 3 — термопара

рокого стояка в узкий канал. Конструкция усовершенствованного варианта этой пробы (рис. 4.11, в) позволяет одновременно оценивать усадку сплава и склонность к образованию трещин.

U-образную пробу применяют непосредственно на рабочих площадках сталеплавильных печей. Показатель жидкотекучести в известной мере характеризует и качество стали (газонасыщенность, загрязненность неметаллическими включениями, перегрев).

Винтовая проба В.Г. Грузина (рис. 4.13) позволяет определить жидкотекучесть сплава непосредственно в печи или ковше. Запол-

нение винтового канала 2 происходит при погружении графитовой формы 1 в металл; вмонтированная термопара 3 одновременно фиксирует температуру сплава.

В клиновых пробах металл заполняет полость формы переменного сечения.

Заливка клиновой пробы (рис. 4.14, а) производится в металлическую форму. Для того чтобы исключить ударное действие струи металла, вершину угла клина во время заливки располагают вертикально. Мерой жидкотекучести служит величина зазора между затвердевшим металлом и вершиной угла клина: чем меньше это расстояние, тем жидкотекучесть больше.

Шариковую пробу, разработанную А.Г. Спасским, можно получать как в песчаной, так и в металлической форме. Металлическая форма (рис. 4.14, б) с вертикальным разъемом состоит из двух половинок 4 клиновой вставки 3, соприкасающейся с шариком 2 диаметром 20 мм, вмонтированным в одну из половинок. Металл подводится в нижнюю часть полости формы через чашу 1, заполняет форму через литейный канал и протекает между вставкой 3 и шариком 2, оставляя отверстие. Форму перед заливкой нагревают. В зависимости от жидкотекучести металл заполняет полость на определенное расстояние. Мерой жидкотекучести металла в данной пробе является площадь или средний диаметр отверстия, об-

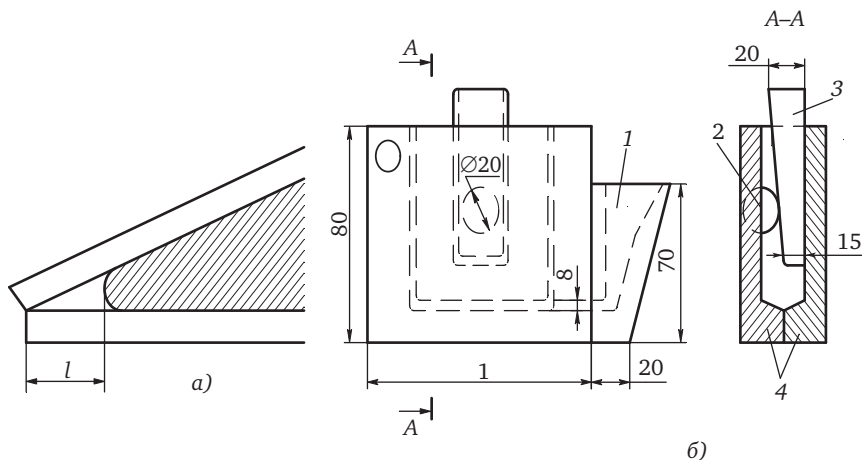


Рис. 4.14. Пробы переменного сечения для определения жидкотекучести

разованного сплавом около точки соприкосновения шарика с полостью клина. Чем меньше площадь этого отверстия или его средний диаметр, тем более тонкостенную отливку может заполнить сплав в аналогичных условиях.

Следует отметить, что на показания проб переменного сечения, кроме подвижности сплава, решающее влияние оказывает поверхностное натяжение и определяемая им величина смачиваемости сплавом стенок формы. В случае смачивания формы литейным сплавом (при прочих равных условиях) отверстие имеет минимальные размеры, и наоборот, несмачивающие сплавы образуют отверстие больших размеров. Это относится и к клиновой пробе.

При сравнении сплавов различного состава с различными температурами ликвидуса и солидуса различают практическую, условную, истинную и нулевую жидкотекучесть сплавов.

Под практической понимают жидкотекучесть сплавов данной системы при одинаковой температуре заливки. В этом случае перегрев выше температур ликвидуса для различных сплавов будет не одинаков.

Условную жидкотекучесть определяют при одинаковом перегреве над температурой ликвидуса сплавов данной системы.

Истинную жидкотекучесть сплавов определяют при одинаковом перегреве их выше температуры нулевой жидкотекучести.

Нулевая жидкотекучесть наступает при температуре, лежащей между ликвидусом и солидусом сплава, при которой сплав теряет подвижность из-за наличия в нем определенного количества твердой фазы. Нулевая жидкотекучесть по данным Ю.А. Нехенджи наступает у чугуна при 30 % твердой фазы, а у стали — при 20 %.

Имеется определенная связь между жидкотекучестью и характером кристаллизации. Установлено, что при интенсивном развитии дендритной кристаллизации потеря жидкотекучести наступает даже при незначительном количестве твердой фазы. Сплавы, кристаллизующиеся в интервале температур, для которых характерны большое развитие двухфазной области и сильная разветвленность дендритов, обладают меньшей жидкотекучестью по сравнению с чистыми металлами, эвтектическими сплавами и химическими соединениями, кристаллизующимися при постоянной температуре.

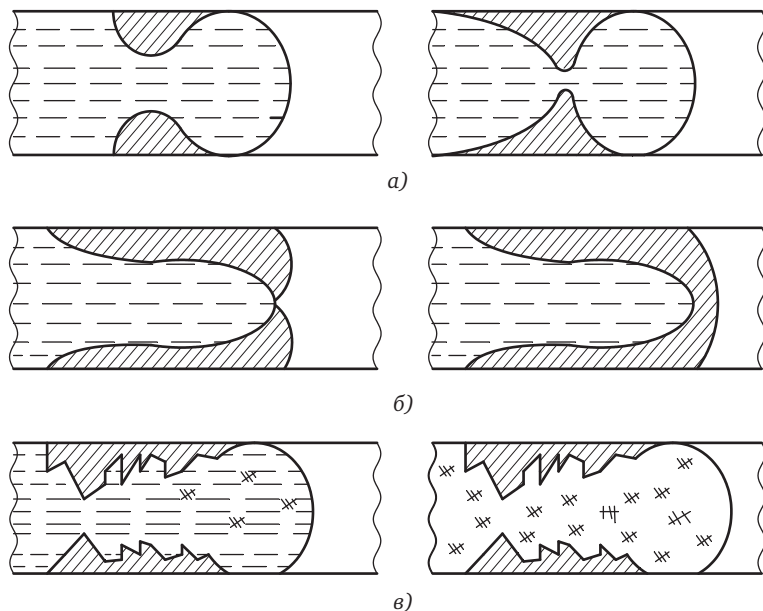


Рис. 4.15. Механизм остановки потока расплава в канале литейной формы: а — перемерзание; б — образование пробки; в — объемная остановка

Взаимосвязь жидкотекучести с диаграммой состояния определяют главным образом через температурный интервал кристаллизации. Широкоинтервальные сплавы в большей степени склонны к объемной кристаллизации и образованию разветвленных дендритов, затрудняющих течение расплава. Максимальную жидкотекучесть наблюдают у чистых металлов и эвтектических сплавов, что объясняется последовательной кристаллизацией.

Механизм остановки потока жидкого металла в процессе затвердевания в пробе или в форме зависит от характера кристаллизации (объемная или последовательная), компактности или разветвленности первичных кристаллов и кинетики нарастания твердой корочки в каналах формы. Обычно различают три основных причины остановки движущегося потока металла:

- 1) за счет затвердевания и перехвата в начале потока или в концевой части струи — перемерзание (рис. 4.15, а);
- 2) из-за образования достаточно прочной корки затвердевшего металла на концевой части потока — пробки (рис. 4.15, б);

3) из-за резкого повышения вязкости расплава, связанного с общим понижением температуры и выпадением такого количества твердой фазы (взвешенных кристаллов), при котором силы внутреннего трения становятся больше активных сил — объемная остановка (рис. 4.15, в).

Перемерзание характерно для узкоинтервальных сплавов с низкой теплопроводностью, затвердевающих в форме с высокой теплоаккумулирующей способностью.

Образование пробки происходит в сплавах с повышенной температурой плавления и большим интервалом кристаллизации, а так же в большинстве эвтектических сплавов.

И, наконец, объемная остановка характерна для широкоинтервальных сплавов с высокой теплопроводностью, затвердевающих в форме с низкой теплоаккумулирующей способностью.

Рассмотрим закономерности, определяющие остановку струи металла в результате возникновения перечисленных причин. Прежде всего выясним влияние возрастания внутреннего трения. Мерой жидкотекучести является длина канала  $l$ , заполненного металлом при постоянном гидростатическом напоре.

Установим условия, при которых форма прутка длиной  $l$ , периметром сечения  $p$  и объемом  $V$  будет при заливке полностью заполнена металлом (недолива не будет). Рассмотрим упрощенно теплотехнические условия процесса, для чего напишем уравнение теплового баланса

$$Q_1 + Q_2 = Q_3, \quad (4.27)$$

где  $Q_1 = V\rho'_1 c'_1 (T_{\text{ж}} - T_0)$  — теплота перегрева жидкого металла;  $Q_2 = V\rho'_1 L$  — теплота затвердевания при охлаждении до температуры нулевой жидкотекучести (между ликвидусом и солидусом);  $Q_3 = \alpha F (T_{\text{м}} - T_{\text{ф}}) \tau$  — отведенная теплота за время  $t$ ;  $F$  — поверхность охлаждения,  $F = lp$ ;  $T_{\text{ж}}$  — температура перегрева над точкой плавления;  $T_0$  — температура, при которой прекращается течение металла (температура нулевой жидкости);  $T_{\text{м}}$  — средняя температура металла за период заливки;  $T_{\text{ф}}$  — средняя температура формы;  $\rho'_1$  — плотность жидкого металла;  $c'_1$  — удельная теплоемкость жидкого металла;  $L$  — теплота кристаллизации, выделенная на единицу объема при охлаждении до  $T_0$ ;  $\alpha$  — средний коэффициент теплоотдачи с поверхности металла.

Следовательно, уравнение теплового баланса будет выражаться формулой

$$V\rho_1'c_1'(T_{\text{ж}} - T_0) + V\rho_1'L = \alpha p(T_{\text{М}} - T_{\text{Ф}})\tau. \quad (4.28)$$

Определим  $l$  из этой формулы:

$$l = \frac{V\rho_1'c_1'(T_{\text{ж}} - T_0) + V\rho_1'L}{\alpha p(T_{\text{М}} - T_{\text{Ф}})\tau}. \quad (4.29)$$

Так как  $V/\tau$  есть средняя объемная скорость  $v_{\text{ср}}$ , то окончательно получим

$$l_{\text{ср}} = \frac{v_{\text{ср}}\rho_1'}{\alpha p(T_{\text{М}} - T_{\text{Ф}})} [c_1'(T_{\text{ж}} - T_0) + L]. \quad (4.30)$$

Выведенная формула (4.30) устанавливает зависимость жидкотекучести металла от периметра формы, условий внешней теплоотдачи, от температуры перегрева, температуры формы и теплоты кристаллизации.

Итак, жидкотекучесть с повышением температуры перегрева, а также с увеличением теплоты кристаллизации повышается.

Теперь рассмотрим влияние на остановку струи металла твердой корки, образующейся на концевой части потока. Предыдущая формула дает качественное представление о влиянии различных факторов на жидкотекучесть. Напишем другую формулу, которая дополнительно характеризует это свойство жидкого металла и дает возможность приблизиться к теоретическому расчету показателя жидкотекучести.

Жидкотекучесть может быть представлена как произведение скорости течения  $v$  на время  $\tau_{\text{т}}$ , в течение которого металл находится в состоянии, пригодном для заполнения формы,

$$l = v\tau_{\text{т}}. \quad (4.31)$$

Предполагается, что движение жидкого металла в канале прибора, служащего для определения жидкотекучести, прекращается в тот момент, когда слой затвердевшего металла, образующийся на поверхности концевой части потока, становится настолько механически прочным, что выдерживает гидростатический напор.

Расчет времени, в течение которого металл сохраняет способность к движению, Б.Б. Гуляев рекомендует производить по формуле

$$\tau_1 = AR^2 \sqrt{\Delta T + \frac{BH}{R}}, \quad (4.32)$$

где  $A$  и  $B$  — постоянные величины;  $R$  — радиус или половина толщины стенки, заполняемой металлом;  $\Delta T$  — перегрев металла над температурой ликвидуса, °C;  $H$  — гидростатический напор.

Для среднеуглеродистой стали, заливаемой в песчаную форму, значения постоянных величин принимают следующими:  $A = 0,25$ ,  $B = 0,1$ .

Несколько иной подход к решению этой задачи приведет к установлению более отчетливой зависимости жидкотекучести от различных факторов. Можно считать, что температура концевой части потока во время движения выравнивается полностью, и поэтому нарастание твердой корки начнется тогда, когда металл по всему сечению достигнет температуры ликвидуса  $T_{лик}$ . Это дает возможность для концевого участка длиной 1 см (отсчитывается от конца потока) определить продолжительность отвода теплоты перегрева по формуле

$$\tau'_T = \frac{fc'_1\rho'_1(T_{ж} - T_{лик})}{\alpha(T_{лик} - T_{\phi})p}, \quad (4.33)$$

где  $f$  — поперечное сечение потока;  $\alpha$  — коэффициент теплоотдачи с боковой поверхности потока;  $c'_1$  — теплоемкость жидкого металла;  $\rho'_1$  — плотность жидкого металла;  $T_{ж}$  — температура заливки;  $T_{\phi}$  — начальная температура формы;  $p$  — периметр поперечного сечения потока.

Нарастание твердой корки для начального момента затвердевания можем принять  $x = k\sqrt{\tau''_T}$ , где  $k$  — коэффициент затвердевания;  $\tau''_T$  — время, отсчитываемое от начала затвердевания.

Тогда

$$\tau''_T = \left( \frac{\rho'_1 HR}{2k\sigma_{п.к}} \right)^2, \quad (4.34)$$

где  $\sigma_{п.к}$  — прочность поверхностной корки, кгс/мм<sup>2</sup>.

$$\tau_T'' = KH^2R^2, \quad (4.35)$$

$$\text{где } K = \left( \frac{\rho_1'}{2k\sigma_{п.к}} \right)^2.$$

В результате формула для определения  $l$  примет следующий вид:

$$l = \sqrt{\frac{2gH}{1 + \sum \xi_i} \left[ \frac{fKc_1'\rho_1'(T_{ж} - T_{лик})}{\alpha(T_{лик} - T_{ф})\rho} + KH^2R^2 \right]}, \quad (4.36)$$

где  $\sum \xi_i$  — сумма коэффициентов местных сопротивлений на пути течения металла.

Большое влияние на остановку движения металла в форме оказывает затвердевание и перехват концевой части струи. Допустим, что от концевой части отливки, в результате достаточно интенсивного перемешивания, сначала отнимается теплота перегрева, а затем — теплота кристаллизации. При этом предполагается объемное затвердевание.

После того как образуется достаточно прочный скелет из твердых кристаллов, способный выдерживать гидростатический напор и не пропускать через себя жидкий расплав, течение металла прекращается. Возникает своеобразная пробка из полужатвердевшего металла.

Рассчитаем температуру элемента струи, находящегося на расстоянии  $z$  от ее конца (рис. 4.16). Уравнение теплового баланса для периода отвода теплоты перегрева будет иметь следующий вид:

$$\alpha\theta_1 dF d\tau = -dV\rho_1'c_1'd\theta, \quad (4.37)$$

где  $\theta_1 = T_1 \dots T_{ф}$  — температура рассматриваемого элемента, отсчитываемая от начальной температуры формы;  $dF$  — площадь поверхности охлаждения выделенного элемента;  $\rho_1'$ ,  $c_1'$  — соответственно плотность и удельная теплоемкость жидкого металла.

Интегрирование этого уравнения дает

$$\ln \theta_1 = -B\tau + C,$$

где  $B = \frac{dF\alpha}{dV\rho_1'c_1'} = \frac{\alpha}{R_c\rho_1'c_1'}$ ;  $R_c = \frac{dV}{dF} = \frac{F_{сеч}dz}{Sdz} = \frac{F_{сеч}}{S}$ ;  $F_{сеч}$  — площадь сече-

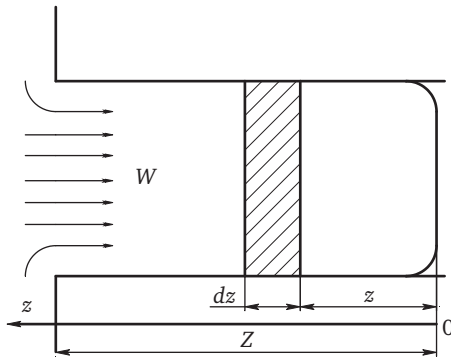


Рис. 4.16. Схема для расчета жидкотекучести

ния рассматриваемого потока металла;  $S$  — периметр поперечного сечения потока;  $C$  — постоянная интегрирования, определяемая из начальных условий.

При  $\tau = z/W$  (где  $W$  — скорость течения) рассматриваемый элемент находится в начале канала и температура его равна температуре заливки, т.е.

$$\theta_1 = \theta_{\text{зал}} = T_{\text{зал}} - T_{\text{ф}}.$$

Таким образом, выведенное уравнение будет иметь вид:

$$\ln \frac{\theta_{\text{зал}}}{\theta_1} = B \left( \tau - \frac{z}{W} \right). \quad (4.38)$$

Отсюда время охлаждения  $\tau_1$  до температуры солидуса (начало кристаллизации)  $\theta_{\text{сол}}$  определится из выражения

$$\tau_1 = \frac{1}{B} \ln \frac{\theta_{\text{зал}}}{\theta_{\text{сол}}} + \frac{z}{W}. \quad (4.39)$$

Зная скорость течения  $W$ , определим общую длину струи  $z_1$ , которая получится к моменту  $\tau_1$ . Для этого левую и правую части необходимо умножить на  $W$ . Таким образом,

$$z_1 = \frac{W}{B} \ln \frac{\theta_{\text{зал}}}{\theta_{\text{сол}}} + z. \quad (4.40)$$

Теперь напишем уравнение теплового баланса для периода затвердевания

$$\alpha\theta_{\text{кр}}dF d\tau = \rho_1 L_1 dV, \quad (4.41)$$

где  $dF = Sdz$  — площадь поверхности охлаждения рассматриваемого элемента;  $\rho_1$  — плотность твердого металла;  $L_1$  — удельная теплота кристаллизации;  $dV = df_{\text{сеч}} dz$  — объем закристаллизовавшегося металла;  $f_{\text{сеч}}$  — площадь сечения, заполненная твердой фазой.

После подстановки значений  $dV$  и  $dF$  и интегрирования получим

$$f_{\text{сеч}} = ES\tau + C, \quad (4.42)$$

где

$$E = \frac{\alpha\theta_{\text{кр}}}{\rho_1 L_1}.$$

В том случае, когда имеем дело со сплавом, затвердевающим в интервале температур, температура кристаллизации принимается средней:

$$T_{\text{кр}} = \frac{T_{\text{лик}} + T_{\text{сол}}}{2} \text{ и } \theta_{\text{кр}} = T_{\text{кр}} - T_{\text{ф}}.$$

Постоянную интегрирования  $C$  определяем из начальных условий при  $\tau_1 = \tau$ ,  $f_{\text{сеч}} = 0$ .

Подставляя значение  $C$ , получим  $F_{\text{сеч}} = ES(\tau - \tau_1)$ . Если предположить, что остановка произойдет при  $f'_{\text{сеч}} = mF_{\text{сеч}}$ , где  $m$  — доля твердой фазы, при которой происходит остановка течения;  $F_{\text{сеч}}$  — площадь поперечного течения потока, то время  $\tau_2$  с момента заливки до момента остановки потока будет равно:

$$\tau_2 = \frac{f'_{\text{сеч}}}{ES} + \tau_1.$$

Отсюда длина потока к моменту  $\tau_2$  или жидкотекучесть

$$l = z = W\tau_2 = \frac{Wf'_{\text{сеч}}}{ES} + W\tau_1 \quad (4.43)$$

или

$$l = \frac{Wf'_{\text{сеч}}}{ES} + z_1. \quad (4.44)$$

Расчет в этом случае, как и в других, может быть доведен до конца, если известен коэффициент теплоотдачи  $\alpha$ . Для песчаной формы значение  $\alpha$  может быть вычислено по формуле

$$\alpha = \frac{b_2}{\sqrt{\pi\tau}}, \quad (4.45)$$

где  $b_2 = \sqrt{\lambda_2 c_2 \rho_2}$ ;  $\lambda_2$ ,  $c_2$ ,  $\rho_2$  — коэффициенты теплопроводности, теплоемкости и плотность материала формы;  $\tau$  — текущее время. Величину  $\tau$  определяют из соотношения  $\tau = z/W$ .

Таким образом, коэффициент теплоотдачи от поверхности рассматриваемого элементарного участка является величиной постоянной. Однако такой подход не дает возможности точно определить  $l$ , так как при  $z = 0$   $\alpha = \infty$ . Для доведения расчета до конца значение  $\alpha$  должно быть найдено экспериментальным путем.

Наконец, выясним влияние на остановку струи металла затвердевания и перехвата в начале потока. Наибольшая продолжительность контакта металла с формой имеется именно в начале потока. Эта продолжительность равна продолжительности движения металла, т.е. продолжительности жизни потока. Любая другая часть формы меньше работает (отнимает тепла) в период движения металла, а поэтому течение и затвердевание в начале потока может происходить быстрее. Вывод закономерностей для этого случая остановки потока приведен А.А. Рыжиковым при рассмотрении течения металлических суспензий (аномальных жидких металлов).

Знание механизма остановки потока имеет большое практическое и теоретическое значение. Не вдаваясь в подробное объяснение, сформулируем наиболее предположительные условия проявления того или иного механизма остановки потока.

Остановка в результате выпадения твердой фазы по всему объему потока в реальных условиях практически не может осуществляться равномерно. Торможение и остановка течения в результате возникновения достаточно прочной корки на конце потока возникает в условиях интенсивного охлаждения этой части потока. В частности, это наблюдается при сифонной заливке деталей в открытые формы и особенно часто при литье труб, больших втулок и других подобных деталей. Механизм остановки в результате затвердевания и перехвата концевой части трубы наблюдается при малой интенсивности теплоотъема. Возникновение объемного затверде-

вания на концевой части потока возможно при заливке металла в песчаную форму с большой скоростью и высокой температурой в момент заливки. Что касается остановки при затвердевании и перехвате струи в начале потока, то такой механизм может появляться при заливке металла в металлические формы или при заливке в температурном интервале затвердевания в любые формы.

С жидкотекучестью сплавов связано и более широкое понятие заполняемости литейных форм. Именно заполняемость определяет комплекс факторов, относящихся как к литейному сплаву, так и к литейной форме, обеспечивающих получение отливок без дефектов типа недоливов, спаев и тому подобных.

Заполняемость возрастает с повышением температуры заливки и степени рафинирования металла. Повышение металлостатического напора, а тем более применение принудительного давления (литье под низким давлением, литье вакуумным всасыванием, литье центрифугированием, штамповка жидких сплавов, литье под давлением), улучшают заполняемость литейной формы.

Применяя выражение (4.32), величину заполняемости  $Z$  можно определить, разделив величину жидкотекучести на площадь поперечного сечения канала:

$$Z = \frac{l}{F} \cong A \sqrt{\frac{2gH \left( \Delta T + \frac{BH}{R} \right)}{1 + \sum \xi_i}}.$$

На заполняемость литейных форм в значительной мере влияет материал формы. Чем больше теплопроводность и теплоемкость материала форм, тем хуже заполняемость. В этом отношении заполняемость металлических форм значительно хуже, чем песчаных, а сырых песчаных форм хуже, чем сухих. Температура формы является решающим фактором в обеспечении заполняемости отливок. Определено, что повышение температуры формы способствует улучшению заполняемости.

### Контрольные вопросы

1. Опишите особенности истечения жидкого металла из поворотного ковша.

- 
2. Опишите особенности истечения жидкого металла из стопорного ковша.
  3. Назовите закономерности течения металла по литниковой системе.
  4. Опишите особенности заливки сверху, снизу, в наклонную форму и через щелевую литниковую систему.
  5. Что такое жидкотекучесть? Назовите основные факторы, влияющие на жидкотекучесть.
  6. Перечислите виды жидкотекучести.
  7. Опишите пробы для определения жидкотекучести, что является мерой жидкотекучести?
  8. Опишите причины и механизм остановки движущегося потока жидкого металла.

## Кристаллизация металла при формировании отливок

Как известно, перегретый жидкий расплав, залитый в форму, постепенно теряя свою теплоту, охлаждается и переходит из жидкого состояния в твердое, формируя отливку.

При превращении жидкой фазы в твердую можно рассматривать две стороны этого явления.

1. Переход из жидкого состояния в твердое начинается при охлаждении жидкого металла ниже определенной температуры, зарождении и росте отдельных кристаллов в охлаждающемся расплаве, которые, соединяясь между собой, образуют первичную кристаллическую структуру литого металла. Этот процесс называется *кристаллизацией*. Число кристаллов, скорость их роста, форма и преимущественная ориентировка в теле отливки определяют ее кристаллическое строение и, следовательно, механические и служебные свойства.

2. Переход металла из жидкого состояния в твердое связан также с образованием сплошного металлического слоя, который образуется на поверхности формы и постепенно нарастает по направлению к тепловому центру отливки. Рассматриваемый как чисто тепловой, без учета кристаллического строения, этот процесс принято называть *затвердеванием*. Именно с процессом затвердевания связано образование дефектов, резко снижающих качество отливок: зональная ликвация, усадочные раковины и рыхлота, усадочная и газовая пористость, горячие трещины.

И хотя процессы затвердевания и кристаллизации происходят в результате отвода теплоты от расплава в форму одновременно

и формируют в целом структуру и качество металла отливок, для лучшего понимания этих процессов принято рассматривать их отдельно. В данном разделе рассматривается процесс кристаллической структуры литого металла. Теоретические аспекты процесса затвердевания и методы расчета приведены в главе 6.

Структуру сплава в отливках рассматривают на трех уровнях: макроскопическом, микроскопическом и субмикроскопическом. На макроуровне рассматривают размер и геометрические формы литого зерна — кристаллита, которые выявляются при травлении макрошлифа или на фрактографиях — изломах образцов или отливки. Размер и форму кристаллита оценивают невооруженным глазом или при небольшом увеличении ( $\times 24$ ). На микроуровне изучению подвергают структурные составляющие и фазы сплава отливки, выявляемые под микроскопом на шлифах, подвергнутых шлифованию и полировке с последующим травлением кислотными или щелочными растворами. На субмикроскопическом уровне изучаются кристаллическая решетка металла и ее дефекты под электронным микроскопом.

Для литейной технологии и оценки качества литого металла обычно ограничиваются двумя первыми уровнями: макроуровнем, где оценивают геометрические формы и размеры кристаллитов, а также микроуровнями с целью анализа структурных составляющих и фаз в структуре сплава отливки.

## 5.1. Основы теории кристаллизации

### 5.1.1. Термодинамическая теория кристаллизации

Процесс кристаллизации рассматривают с различных подходов и физических моделей. С позиции термодинамики температуру кристаллизации чистого металла оценивают на основе сопоставления величины изменения свободной энергии жидкой и твердой фаз. С ростом температуры свободная энергия и жидкого, и твердого металла снижается, но интенсивность снижения свободной энергии твердого металла меньше чем жидкого (рис. 5.1). Точка пересечения двух кривых соответствует температуре кристаллизации металла, здесь система находится в термодинамическом равновесии, так как свободные энергии обеих фаз одинаковы и обе фазы могут существовать одновременно бесконечно долго. Для

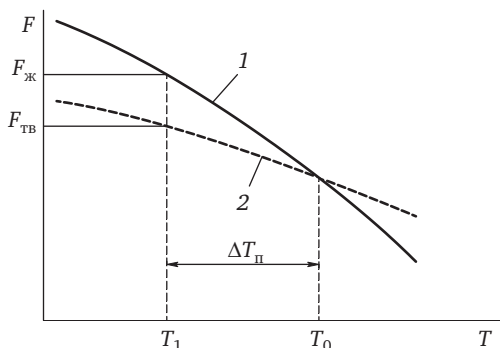


Рис. 5.1. Изменение свободной энергии в зависимости от температуры для твердого (2) и жидкого (1) металла

начала процесса кристаллизации необходимо, чтобы этот процесс был выгоден системе термодинамически, т.е. свободная энергия должна уменьшаться. Это возможно при охлаждении жидкости ниже температуры  $T_0$ .

В термодинамической теории кристаллизации используют два понятия:

- скорость зарождения (возникновения) центров кристаллизации,  $n$ ;
- скорость роста зародившихся кристаллов,  $v$ .

Различают два механизма образования кристаллических зародышей: *гомогенный* и *гетерогенный*. Гомогенное образование зародышей (спонтанное или самопроизвольное) происходит, когда образование новой фазы происходит без помощи инородных зародышей (в чистом металле). При гетерогенном образовании зародышей твердая фаза кристаллизуется на инородных включениях. Дальнейший рост образовавшихся центров кристаллизации не зависит от способа их образования.

Соотношение эти двух скоростей определяет качественно величину формирующихся кристаллитов. Если  $n > v$ , то формируется мелкозернистая структура (зарождаются кристаллиты быстрее, чем растут). При другом неравенстве скоростей  $v > n$  образуется более крупнозернистая структура (кристаллиты растут быстрее, чем зарождаются новые).

Следующее понятие термодинамической теории кристаллизации — *переохлаждение жидкого металла*. Для того чтобы скорости

зарождения и скорости роста отличались от нуля, температура, при которой происходит кристаллизация расплава  $T_1$ , должна быть несколько ниже равновесной температуры  $T_0$ :

$$T_0 - T_1 = \Delta T_{\text{п}}, \quad (5.1)$$

где  $\Delta T_{\text{п}}$  — величина переохлаждения, необходимая для кристаллизации металла. От величины переохлаждения зависит формирующаяся структура, в частности, скорость зарождения и скорость роста зерен. Увеличение скорости зарождения кристаллитов с возрастанием переохлаждения объясняют следующим обстоятельством. Строение жидких металлов представляется как квазитвердое, в котором имеются группы атомов с упорядоченным взаимным расположением, подобным кристаллической решетке твердого металла (кластеры, ячейки, сиботоксические группы, флуктуации и т.д.). По вероятностному закону с понижением температуры расплава размер таких групп возрастает, и некоторые из них могут достичь размеров кристаллического зародыша. Оценим величину кристаллического зародыша количественно в зависимости от величины переохлаждения.

Будем считать, что кристаллический зародыш сферической формы, тогда величина изменения свободной энергии образования твердого кристаллита радиусом  $r$  выразится:

$$\Delta F_V = (F_{\text{жид}} - F_{\text{ТВ}}) 4/3\pi r^3, \quad (5.2)$$

где  $F_{\text{жид}}$  — свободная энергия жидкого металла;  $F_{\text{ТВ}}$  — свободная энергия твердого металла.

По термодинамике изменение свободной энергии системы

$$\Delta F = F_{\text{жид}} - F_{\text{ТВ}} = \Delta H - T\Delta S, \quad (5.3)$$

где  $\Delta H$  — изменение энтальпии;  $\Delta S$  — изменение энтропии.

Для равновесных условий  $\Delta F = 0$  (скорость кристаллизации равна скорости плавления кристаллитов), и тогда

$$\Delta H - T_0\Delta S = 0. \quad (5.4)$$

Отсюда выразим  $\Delta S = \Delta H/T_0$ . Подставим величину  $\Delta S$  в выражение свободной энергии и получим

$$\Delta F = \Delta H - \frac{T_1 \Delta H}{T_0} = \frac{\Delta H (T_0 - T_1)}{T_0}. \quad (5.5)$$

Для процесса кристаллизации величину изменения энтальпии можно принять равной удельной теплоте кристаллизации по абсолютной величине, но с обратным знаком, так как при выделении теплоты теплосодержание снижается:

$$\Delta H = -L. \quad (5.6)$$

Тогда для сферического зародыша кристаллита

$$\Delta F_V = \frac{L \Delta T_{\text{п}}}{T_0} \frac{4}{3} \pi r^3. \quad (5.7)$$

В термодинамике свободная энергия оценивается и как работа образования кристаллического зародыша, поэтому может быть представлена работой, затраченной на образование сферической поверхности:

$$A = \sigma 4\pi r^2, \quad (5.8)$$

где  $\sigma$  — величина межфазного натяжения на границе раздела металл — расплав — твердая фаза.

Изменение общей свободной энергии

$$\Delta F_{\text{об}} = \Delta F_V + A = -\frac{L \Delta T_{\text{п}}}{T_0} \frac{4}{3} \pi r^3 + 4\pi r^2 \sigma. \quad (5.9)$$

Проанализируем функцию  $\Delta F_{\text{об}} = f(r)$  на экстремум, взяв первую производную по  $r$  и приравняв ее к нулю:

$$\frac{d\Delta F_{\text{об}}}{dr} = -\frac{L \Delta T_{\text{п}}}{T_0} 4\pi r^2 + \sigma 8\pi r. \quad (5.10)$$

Отсюда критический размер кристаллического зародыша

$$r_{\text{кр}} = \frac{2\sigma T_0}{L \Delta T_{\text{п}}}. \quad (5.11)$$

Графически величина  $\Delta F_{\text{об}} = f(r)$  изображена на рис. 5.2. Максимум на кривой отвечает критическому размеру кристаллического зародыша, который находится в обратно пропорциональной зависимости от величины переохлаждения. Здесь понятие критиче-

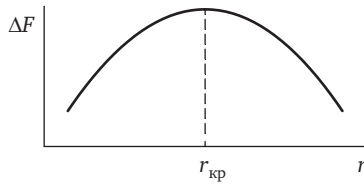


Рис. 5.2. Зависимость величины изменения свободной энергии от радиуса кристаллического зародыша

ского размера зародыша соответствует его размеру, способному расти — увеличиваться в размерах. Анализируя кривую на рис. 5.2, можно видеть, что если размер зародыша меньше критического  $r < r_{кр}$ , то увеличение радиуса  $r$  сопровождается возрастанием свободной энергии  $\Delta F$ . А согласно одному из основных положений термодинамики, все самопроизвольно протекающие процессы характеризуются уменьшением свободной энергии. Следовательно, если  $r < r_{кр}$ , то рост такого зародыша невозможен. И, напротив, если  $r > r_{кр}$  (нисходящая ветвь кривой), то увеличение размера зародыша  $r$  сопровождается снижением свободной энергии. Поэтому такой зародыш способен к росту.

Изложенная логика процесса кристаллизации приводит к тупиковому выводу, так называемому термодинамическому парадоксу кристаллизации. Суть парадокса состоит в том, что кристаллический зародыш размером меньше критического не может расти, но, чтобы зародыш достиг критического размера, он должен пройти процесс перехода от малого размера к большему, т.е. процесс роста.

Возникший термодинамический парадокс кристаллизации разрешается вероятностным законом (статистическая природа). Статистически на основе неравномерности флуктуации образуются при определенном переохлаждении зародыши разных размеров, в том числе некоторые из зародышей будут иметь размеры больше критического. И эти кристаллические зародыши будут расти и увеличиваться в размерах.

### 5.1.2. Самопроизвольное зарождение центров кристаллизации

Учитывая изложенное ранее, центры кристаллизации (зародыши кристаллов) могут возникать в переохлажденном расплаве самопроизвольно из-за наличия в нем фазовых (гетерофазных) флук-

туаций. Для любого переохлаждения число фазовых флуктуаций критического размера пропорционально флуктуации энергии. Тогда число фазовых флуктуаций  $J$  можно представить выражением

$$J = Me^{-\frac{A}{kT}}, \quad (5.12)$$

где  $A$  — работа образования кристаллического зародыша;  $k$  — постоянная Больцмана;  $M$  — критический коэффициент, характеризующий обмен между атомами жидкой и твердой фаз, т.е. рост кристаллических зародышей:

$$M = C_1 e^{-\frac{U}{RT}}, \quad (5.13)$$

где  $C_1$  — множитель, численно равный числу атомов в мольном объеме расплава:  $C_1 = 10^{23}$ ;  $U$  — энергия активации,  $R$  — газовая постоянная.

Работа образования кристаллического зародыша выражается формулой

$$A = \frac{B\sigma^3}{(\Delta T_{\Pi})^2}. \quad (5.14)$$

В окончательном виде с учетом выражений (5.12)—(5.14) зависимость скорости зарождения центров кристаллизации  $n$  от переохлаждения расплава ( $\Delta T_{\Pi} = T_0 - T_1$ ) представляется:

$$n = C_1 \exp\left(-\frac{U}{RT}\right) \exp\left[-\frac{B\sigma^3}{T(\Delta T_{\Pi})^2}\right], \quad (5.15)$$

где  $B$  — постоянная величина, зависящая от свойств кристаллизующего вещества,

$$B = \frac{2}{k} \left( \frac{4mT_0}{\rho q} \right)^2;$$

$m$  — молекулярная масса вещества кристалла;  $\rho$  — плотность вещества;  $q$  — теплота плавления одной моли вещества.

Правая часть выражения (5.15) представляет собой произведение двух сомножителей, связанных с переохлаждением, на постоянную величину  $C_1$ .

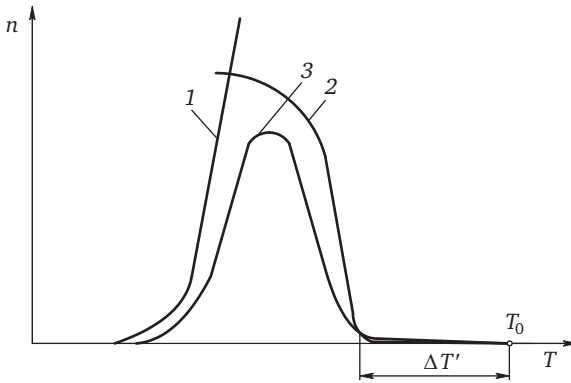


Рис. 5.3. Зависимость экспоненциальных множителей, входящих в формулу (5.15), от температуры  $T$ :

$$1 - \exp\left(-\frac{U}{R\Delta T_n}\right); \quad 2 - C_1 \exp\left[-\frac{B\sigma^3}{T(\Delta T_n)^2}\right]; \quad 3 - \text{результующая кривая}$$

На рис. 5.3 приведена зависимость экспоненциальных множителей, входящих в формулу (5.15).

Очевидно, что увеличение скорости  $n$  зарождения с уменьшением температуры расплава при малых переохлаждениях вызывается действием второго множителя

$$\exp\left[-\frac{B\sigma^3}{T(\Delta T_n)^2}\right];$$

физически это означает повышение вероятности зарождения с уменьшением температуры и соответственно уменьшение критического размера зародыша с удалением от температуры равновесия.

Первый экспоненциальный множитель  $\exp[-U/(RT)]$  отражает действие факторов, тормозящих процесс зарождения: при более глубоких переохлаждениях скорость зарождения уменьшается, так как понижение температуры вызывает уменьшение скорости обмена атомами между зародышами и расплавом из-за повышения вязкости при понижении температуры.

Учитывая, что во втором сомножителе переохлаждение стоит в квадрате, соответствующая ему кривая при малых значениях почти

совпадает с горизонтальной осью, а при некотором значении резко поднимается вверх. Участок  $\Delta T'$  между равновесной температурой кристаллизации  $T_0$  и началом крутого подъема кривой называется интервалом метастабильности. В его пределах скорость зарождения центров кристаллизации очень мала. Величина интервала метастабильности и четкость границы его определяются значениями  $B\sigma^3$ ,  $U$  и  $C_1$  в соответствие с формулой (5.15).

Для металлов, в том числе технических, фактор  $U/(RT)$ , процесс зарождения кристаллов, играет весьма малую роль, так как атомы металлов достаточно подвижны ( $U$  мала, а температура плавления большинства металлов сравнительно высока). В соответствии с этим в формуле (5.15) первый экспоненциальный множитель можно принять приблизительно равным единице. Тогда

$$n = C_1 \exp \left[ -\frac{B\sigma^3}{T(\Delta T_n)^2} \right], \quad (5.16)$$

т.е. зависимость скорости самопроизвольного зарождения центров кристаллизации от переохлаждения выразится кривой, имеющей только восходящую ветвь.

### 5.1.3. Скорость роста зародившихся кристаллов

С момента образования зародышей критического размера начинается их рост. С позиций современной теории кристаллизации рост кристаллов осуществляется по-разному в зависимости от состояния поверхности их граней. Для атомарно-гладких поверхностей характерен послойный рост путем образования на гранях двухмерных зародышей, которые затем разрастаются вдоль этих граней. Разрастание происходит за счет присоединения атомов расплава на ступенях, возникших между гранью кристалла и образовавшимися на ней двухмерными зародышами. В этом случае линейная скорость  $v$  роста кристаллов будет определяться вероятностью образования двухмерных зародышей и выразится формулой, аналогичной формуле (5.15):

$$v = C_2 \exp \left( -\frac{U'}{RT} \right) \exp \left( -\frac{E(\sigma')^2}{T\Delta T} \right), \quad (5.17)$$

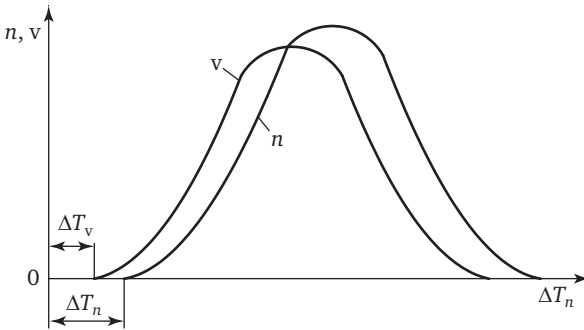


Рис. 5.4. Влияние переохлаждения на изменение скорости возникновения зародышей и линейной скорости роста кристаллов

где  $C_2$  — множитель пропорциональности, равный приблизительно числу атомов на поверхности рассматриваемого объема (для одной моли  $C_2 \approx 10^{16}$ );  $U'$  — некоторая энергия активации, аналогичная  $U$  в формуле (5.15), определяющая скорость обмена атомами между двумерным зародышем и расплавом  $U' \approx U/4$ ;  $E$  — постоянная вещества, аналогичная по смыслу величине  $B$  в формуле (5.15):  $E\sigma'^2 \approx 10^{-3} B\sigma^3$ ;  $\sigma'$  — граничное натяжение расплава на периферии двумерного зародыша.

Кривая зависимости линейной скорости  $v$  роста кристаллов от переохлаждения аналогична кривой скорости зарождения  $n$  (рис. 5.4): восходящий участок кривой определяется вероятностью зарождения, нисходящий — замедлением перехода атомов из расплава в кристалл при увеличении переохлаждения. Рост кристалла начинается только при определенном переохлаждении. Однако это переохлаждение  $\Delta T_v$  значительно меньше величины переохлаждения расплава при зарождении центров кристаллизации  $\Delta T_n$ , так как величины  $C_2$ ,  $U'$  и  $E\sigma'^2$ , определяющие переохлаждение, значительно меньше величин  $C_1$ ,  $U$  и  $E\sigma^3$  в формуле (5.15).

Анализируя уравнения (5.15) и (5.17), видим, что из двух процессов (зарождение и рост кристаллов) лимитирующим является процесс зарождения центров кристаллизации, так как в выражении (5.15) величина переохлаждения стоит в квадрате, а в уравнении (5.17) — в первой степени. Поэтому для зарождения центров кристаллизации требуется значительно большее переохлаждение, чем для их роста, что и отображено на рис. 5.4.

Учитывая, что атомы металлов в расплаве достаточно подвижны ( $U'$  достаточно мала, а температура их плавления сравнительно высока), первый экспоненциальный множитель в формуле (5.17) так же, как и в формуле (5.15) можно принять приблизительно равным единице. Тогда для металлов

$$v = C_2 \exp\left(-\frac{E(\sigma')^2}{T\Delta T_{\text{п}}}\right),$$

т.е. зависимость линейной скорости послыоного роста кристаллов металлов с атомно-гладкими поверхностями граней от переохлаждения выразится кривой, имеющей только восходящую ветвь. Такая зависимость установлена и экспериментально для ряда металлов и органических веществ.

Послойный рост кристаллов может происходить за счет присоединения атомов расплава на готовых ступенях, возникших на гранях в результате выхода винтовых дислокаций. В этом случае зависимость линейной скорости роста от переохлаждения выражается формулой

$$v = C_3 (\Delta T)^2 \exp\left(-\frac{U'}{RT}\right), \quad (5.18)$$

где  $C_3$  — кинетический коэффициент, характеризующий свойства вещества; при малых переохлаждениях он принимается постоянным.

Для металлов, исходя из соображений, высказанных по отношению к формуле (5.17), формула (5.18) примет вид

$$v = C_3 (\Delta T_{\text{п}})^2. \quad (5.19)$$

Установлено, что дислокационный послыоный рост кристаллов происходит при значительно меньших переохлаждениях, чем послойный рост в результате образования двумерных зародышей.

Для атомарно-шероховатых поверхностей граней кристаллов характерен так называемый нормальный рост за счет беспорядочного присоединения атомов расплава к любым точкам таких поверхностей. В результате грань растущего кристалла перемещается однородно, нормально к самой себе. В этом случае зависимость линейной скорости роста от переохлаждения выражается формулой

$$v = C_4 \Delta T_{\Pi}, \quad (5.20)$$

где  $C_4$  — кинетический коэффициент, аналогичный по смыслу  $C_3$ .

#### 5.1.4. Вынужденное зарождение центров кристаллизации

Рассмотренные выше закономерности отражают самопроизвольную (спонтанную) кристаллизацию, при которой критические зародыши образуются в результате флуктуаций атомов металла, образующих группу атомов с взаимным расположением, подобным их расположению в кристаллической решетке. Для спонтанной кристаллизации необходимо значительное переохлаждение, достигающее 0,2 от температуры плавления металла.

При кристаллизации *реальных расплавленных металлов*, являющихся гетерогенными жидкостями из-за наличия в них большого количества твердых неметаллических дисперсных частиц, переохлаждение составляет 1...10 °С. По наличию этих частиц металлические расплавы иногда относят к полидисперсным коллоидным системам. Процесс кристаллизации реальных металлов и сплавов существенно облегчается в присутствии в объеме жидкости твердых подложек — инициаторов зарождения твердой фазы, т.е. кристаллизация носит вынужденный характер. Однако и в этом случае формальным условием начала кристаллизации является достижение зародышами размеров более критических, т.е. их поверхность должна обеспечить уменьшение энергии Гиббса.

Различие при гомогенной (самопроизвольной) и гетерогенной (вынужденной) кристаллизации металлов заключается в том, что в первом случае межфазная граница образуется только между твердой (кристаллизующейся) и жидкой фазами, а во втором возникают две межфазные поверхности: одна между твердой и жидкой фазами, а вторая — между кристаллизующейся фазой и твердой подложкой. Вместе с тем известно, что межфазная энергия на границе двух твердых сред  $\sigma_{\text{т-т}}$  намного меньше межфазной энергии на границе твердой и жидкой фаз  $\sigma_{\text{т-ж}}$ . Следовательно, при наличии подложек поверхностная свободная энергия возрастает медленнее, что свидетельствует о возможности начала кристаллизации при меньшем переохлаждении. Чем меньше значение  $\sigma_{\text{т-т}}$ , тем энергетически более выгоден процесс кристаллизации на подложке. П.Д. Данков показал, что минимальное значение межфазной энергии на границе

кристаллизующаяся фаза — подложка соответствует условию идентичности кристаллических решеток подложки и зародыша. С увеличением переохлаждения кристаллизация может развиваться на подложках с заметно отличающимися параметрами решетки по сравнению с кристаллизующимся металлом. Таким образом, возрастает число работоспособных подложек.

Твердые дисперсные частицы, существенно отличающиеся по параметрам кристаллических решеток от кристаллизующейся фазы, при определенных условиях могут активироваться и стать центрами зарождения кристаллов — подложками. Активация частиц происходит при выдержке твердого металла, в период которой по границе частица–металл возникает высокое межфазное натяжение. Оно тем больше, чем больше различие кристаллического строения контактирующих сред. В.И. Данилов установил, что из-за большой поверхностной энергии на этих межфазных границах система переходит в неравновесное состояние, которое постепенно снимается за счет перемещения поверхностных атомов контактирующих сред и перестройки поверхностного слоя частиц. В результате между металлом и дисперсной частицей образуется промежуточный слой, кристаллическое строение которого на границе с металлом приближается к строению последнего.

При значительном перегреве расплава над температурой кристаллизации активированные дисперсные частицы дезактивируются, так как при высоких температурах изоморфный поверхностный слой подложки разрушается.

Температура дезактивации поверхности частиц для каждого сорта примесей различна. Поэтому с увеличением перегрева расплава в печи количество примесей, потерявших активность, увеличивается. При определенной температуре дезактивируются все, или почти все примеси — строение слитка или отливки получается весьма крупнозернистым. Например, в алюминии практически полная дезактивация примесей наблюдается при перегреве на 50...60 °С, в висмуте примеси дезактивируются при перегреве на 80...90 °С, в олове — на 40...50 °С; в стали X27 — при перегреве на 100, в стали 1X18H9T — при перегреве на 5...10 °С, в стали X23H18 — на 2...3 °С.

С эффектом дезактивации активных примесей связано также другое известное из практики литья явление — явление «воспоминаний» при кристаллизации (наследственность). Известно, что техни-

ческий металл или сплав, затвердевший в изложнице в виде слитка с мелкозернистым строением, после вторичного расплавления и затвердевания в прежних условиях получает такое же или почти такое же мелкокристаллическое строение. Это наследование прежнего строения слитка, т. е. связь между строением слитков, расплавленных и закристаллизованных в одних и тех же условиях, наблюдается при перегревах, не превышающих вполне определенного значения для каждого металла и сплава. Например, связь между начальным и конечным строениями алюминиевых слитков исчезает при перегреве на 8...10 °С, в висмуте — на 20...25 °С, в олове — на 10...15 °С, в стали X27 — на 30...40 °С. По-видимому, в перечисленных случаях исчезновение связи между начальным и конечным строениями слитков происходит в результате того, что при указанных перегревах дезактивируется большая часть активных примесей.

Эффект воздействия активных примесей на процесс зарождения центров кристаллизации используют и в старом способе управления кристаллизацией отливок. Иногда и сейчас для снижения перегрева расплава перед заливкой в ковш или в печь вводят небольшие куски твердого металла или сплава. В результате строение отливки получается мелкозернистым. При этом необходимо подбирать их количество и размеры такими, чтобы температура расплава не превышала температуру дезактивации примесей.

Подчеркнем, что все изложенное относится к так называемой первичной кристаллизации, т.е. к формированию структуры при переходе из жидкого состояния в твердое. При последующей обработке давлением, термической обработке отливок происходит изменение кристаллической структуры — перекристаллизация.

Для вынужденной первичной кристаллизации размер литого зерна зависит от соотношения скорости зарождения центров кристаллизации и скорости их роста. При росте кубических кристаллов

$$d = 1,093 \sqrt[4]{v/n},$$

при росте сферических кристаллов

$$d = 1290 \sqrt[4]{v/n},$$

где  $d$  — диаметр зерна;  $v$  — скорость роста;  $n$  — скорость зарождения центров кристаллизации.

Из приведенных зависимостей очевидно, что размер литого зерна тем больше, чем больше скорость роста и меньше скорость зарождения.

Для практики очень важно выявить количественную связь между кристаллизационными параметрами вещества, а также размером зерен, появившихся при изотермической кристаллизации данного объема расплава этого вещества. Это позволяет, хотя и приближенно, но довольно просто определять среднее значение параметров  $n$  и  $v$  для реальных условий кристаллизации. Необходимо лишь по шлифам, вырезанным из отливок или слитков, определить среднее число или средний размер зерен в единице объема металла, а также знать время полной кристаллизации его в данных условиях литья. При  $V_0 = 1,0 \text{ м}^3$  значение параметров будет

$$n = 1,62 \frac{N_1}{\tau_0}; \quad v = \frac{1,40}{\tau_0 (N_1)^{1/3}}$$

или

$$n = \frac{3,10}{\tau_0 d^3}; \quad v = \frac{1,124}{\tau_0} d,$$

где  $N_1$  — число кристаллов в единице объема;  $\tau_0$  — продолжительность полной кристаллизации.

## 5.2. Типы кристаллических структур и морфологические схемы кристаллизации сплавов

Процесс формирования кристаллического строения металла отливок определяет конструктивные и служебные свойства литых заготовок. Основной структурной единицей структуры первичной кристаллизации металла является зерно, которое характеризуется единой системой ориентации атомно-кристаллической решетки. В простейшем случае зерно обладает округлыми границами. Основу литого зерна в металлах и сплавах в большинстве случаев составляет дендрит — кристаллит древовидной формы.

Каждый дендрит вырастает из одного центра кристаллизации и имеет определенную кристаллографическую ориентировку.

Формирование дендритов вместо полногранных кристаллов является следствием воздействия многих факторов. Важнейший из

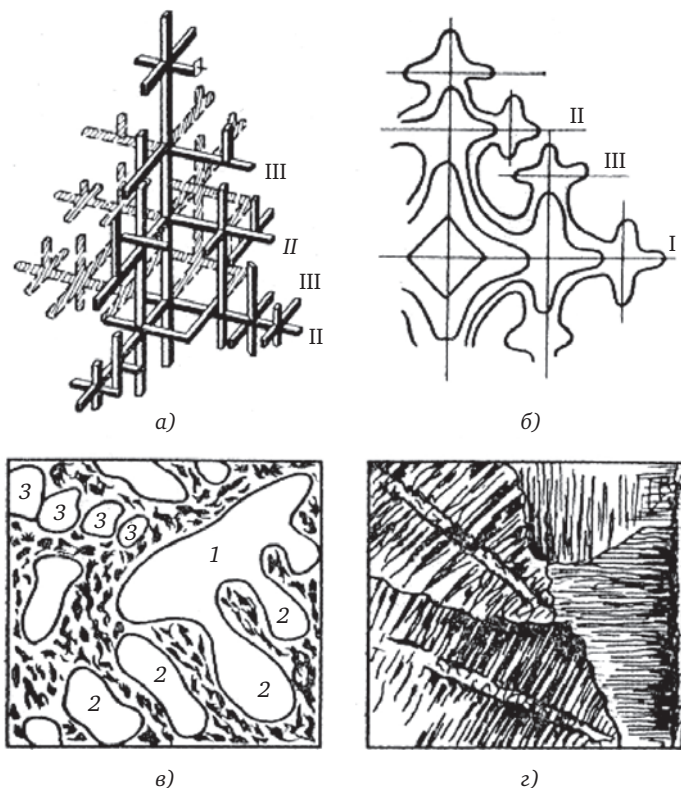
них — анизотропия строения и свойств кристалла. Этот фактор определяет преимущественный рост кристалла в направлении, перпендикулярном к плоскостям с наиболее плотной упаковкой атомов; в результате вершины и ребра растут быстрее, чем грани.

Другой важной причиной является наличие примесей в расплаве, которые могут препятствовать свободному росту грани. В результате ребра и вершины находятся в более благоприятном положении, чем грани, так как лучше омываются конвекционными потоками. Кроме того, перед гранью кристалла температура должна быть несколько выше вследствие выделения теплоты кристаллизации. Во многих случаях введение примесей приводит к замене полногранной формы роста на дендритную. Существенным фактором являются также условия охлаждения: увеличение скорости кристаллизации и возрастание переохлаждения расплава способствуют образованию дендритных форм.

Более энергичный рост кристалла у вершин и слабый рост в центрах граней искажают полногранную форму и приводят к развитию ветвистого дендрита (рис. 5.5, а, б). Первоначально растут ветви, называемые осями первого порядка, от них под определенным углом — ветви, называемые осями второго порядка; наблюдаются также очень короткие слабо развитые оси третьего порядка. Ветви дендритов к окончанию кристаллизации металла плотно срастаются. В сплавах некоторые компоненты и примеси вытесняются в междоузельные пространства и тем самым отделяют оси дендрита друг от друга прослойками включений, твердым раствором измененного состава, или эвтектикой (рис. 5.5, в).

По наблюдениям Б. Чалмерса, в условиях, когда в жидкой фазе существует небольшой, но резкий положительный температурный градиент, а оттесняемые примеси диффундируют в жидкую фазу, в сплаве образуются *ячеистые дендриты*. Они состоят из квадратно-пирамидальных или коробчатых ячеек, которые образуют ветви дендритов. В результате возникает «крестообразная» микро- и макроструктура, рисунок которой зависит от направления сечения шлифа. Подобные структуры характерны для отливок из медных, никелевых и некоторых других сплавов, полученных в условиях направленного теплоотвода.

Дендритное строение металла выявляется на макрошлифах после травления. Каждый сформировавшийся дендрит образует от-



**Рис. 5.5. Дендритное строение сплава в литом состоянии:**

*a* — схема роста дендрита по Д.К. Чернову (I—III — оси первого, второго и третьего порядка); *б* — то же, по А.А. Бочвару; *в* — микроструктура сплава — дендрит, окруженный эвтектикой (1, 2 — продольное сечение осей I и II порядка, 3 — поперечное сечение осей II порядка); *г* — макроструктура сплава — закристаллизовавшиеся дендриты

дельное макрозерно (рис. 5.5, г). В процессе кристаллизации дендриты беспрепятственно растут только в начальный момент, затем они сталкиваются и мешают росту друг друга. В результате макрозерна имеют неопределенную внешнюю форму, а их размеры колеблются в очень широких пределах: от десятых долей до десятков миллиметров. Дендритное строение определяет специфику макро- и микроструктуры сплавов в литом состоянии.

Внешний вид (фотографии) дендритов, извлеченных из усадочных раковин отливок из Ni—Cr—Mo-стали, приведен на рис. 5.6,

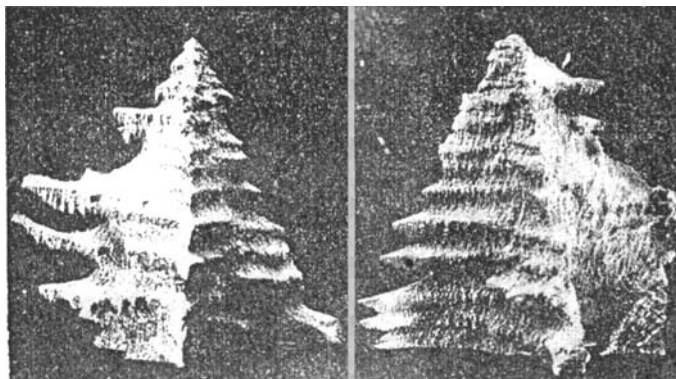


Рис. 5.6. Дендритные кристаллы (Н.И. Хворинов)



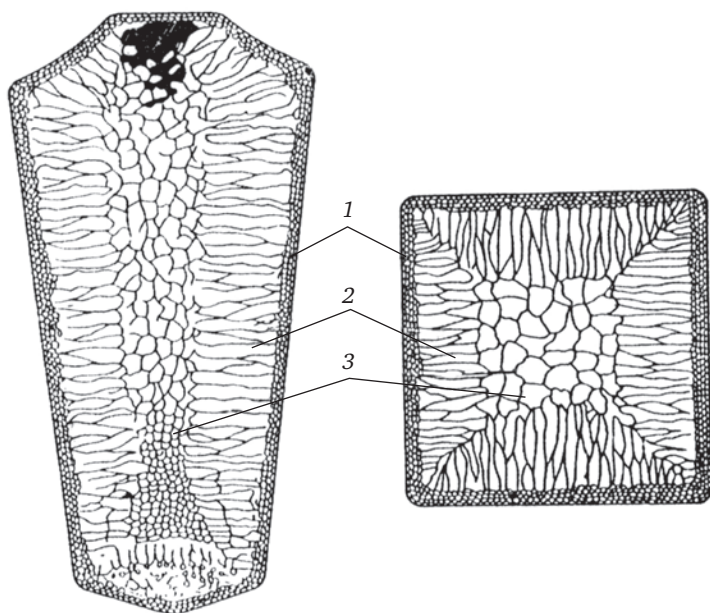
Рис. 5.7. Макроструктура дендритного кристалла в разрезе (Н.И. Хворинов)

а разрез с макроструктурой одного из дендритных кристаллов после травления — на рис. 5.7.

Вопрос о причинах и условиях формирования той или иной макроструктуры в отливке достаточно сложен.

По геометрической форме принято различать равноосные и столбчатые зерна. Соответственно макроструктура может быть равноосной, столбчатой или смешанной.

В общем случае кристаллическое строение большинства отливок и слитков является типичным и состоит из трех макроструктур-



**Рис. 5.8.** Схема распределения структурных зон в слитке:  
 1 — мелкозернистая зона; 2 — зона столбчатых кристаллитов;  
 3 — зона равноосных кристаллитов

ных зон: периферийной мелкозернистой, столбчатых кристаллов и крупных равноосных кристаллов центральной зоны (рис. 5.8).

Кристаллическое строение отливки определяется факторами, связанными как с процессом образования зародышей, так и со свойствами сплава и формы. В зависимости от условий кристаллизации кристаллы растут с различными скоростями, что, в свою очередь, отражается на форме отдельных кристаллов и в морфологии фронта их роста.

Описание механизма образования структурных зон на примере стального слитка впервые дано Д.К. Черновым в 1878 г.

*Первая зона — наружная (периферийная) мелкозернистая корка 1*, состоящая из дезориентированных мелких кристаллодендритов. В результате соприкосновения с холодными стенками изложницы в тонком прилегающем слое жидкого металла возникает резкий температурный градиент и переохлаждение, ведущее к образованию большого количества центров кристалли-

зации. Как следствие этого, корка приобретает мелкозернистое равноосное строение, еще ее называют зоной замороженных кристаллов.

*Вторая зона слитка — зона столбчатых кристаллов 2.* После образования корки условия теплоотвода меняются (из-за теплового сопротивления самой корки, из-за повышения температуры стенки изложницы и других причин), градиент температур в прилегающем слое жидкого металла резко уменьшается и, следовательно, уменьшается степень переохлаждения стали. В результате из небольшого числа центров кристаллизации начинают расти нормально ориентированные к поверхности корки (т.е. в направлении отвода тепла) столбчатые кристаллы.

*Третья зона слитка — зона равноосных кристаллов 3.* В центре слитка уже нет определенной направленности отдачи тепла, температура застывающего металла успевает почти совершенно уравниваться в различных точках, и жидкость обращается как бы в кашеобразное состояние из-за образования в различных ее точках зародышей кристаллов. Далее зародыши разрастаются осями — ветвями по различным направлениям, встречаясь друг с другом. В результате этого процесса образуется равноосная, как правило, крупнозернистая структура. Особенно это характерно для крупных отливок и слитков.

На рис. 5.9 и 5.10 приведены первичная и дендритная макроструктуры слитка диаметром 130 мм в поперечном разрезе.

Относительное распределение в объеме слитка зоны столбчатых и равноосных кристаллов имеет большое значение.

В зоне столбчатых кристаллов металл более плотный. Однако места стыка столбчатых кристаллов обладают малой прочностью. Наиболее высокой плотностью, прочностью и пластичностью обладает первая зона — мелкозернистая литейная корка, которую всегда стремятся сохранить.

Кристаллизация, приводящая к стыку зон столбчатых кристаллов, носит название *транскристаллизации*. При отливке стальных слитков следует избегать транскристаллизации, так как по стыку столбчатых кристаллов в слитках при прокатке часто получают трещины, и слитки разваливаются. Однако у мягких цветных металлов, несмотря на наличие транскристаллизации, трещины не получаются, и поэтому для получения более плотной отливки даже



Рис. 5.9. Первичная структура слитка диаметром 130 мм после травления азотной кислотой (Н.И. Хворинов)

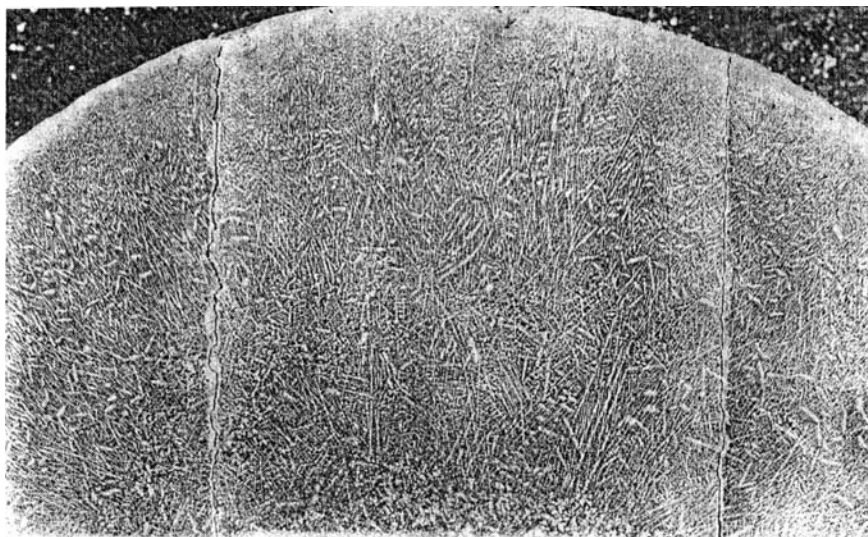


Рис. 5.10. Дендритная структура образца, показанного на рис. 5.9, после травления по Розенгайну (Н.И. Хворинов)

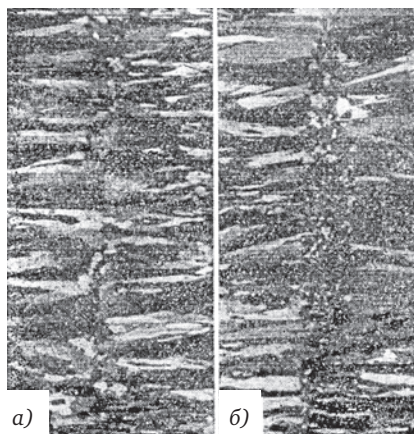


Рис. 5.11. Транскристаллизация слитка алюминиевой бронзы: а — полная транскристаллизация; б — смешанная макроструктура

умышленно стремятся добиться во всем объеме образования только столбчатых кристаллов.

Степень развития столбчатых кристаллов будет варьироваться главным образом в зависимости от химического состава металла, степени его перегрева, размера слитка, скорости разливки, формы изложницы и толщины ее стенок. Эти факторы будут влиять на скорость теплоотвода и образование больших или меньших градиентов температур внутри объема кристаллизующейся стали и т.д. Повышение степени перегрева и увеличение скорости охлаждения слитка может повести к полной транскристаллизации (рис. 5.11, а); при несколько замедленном охлаждении в центре слитка образуется зона равноосных кристаллов (рис. 5.11, б).

Более полное описание формирования структуры отливок было предложено И.Б. Куманиным, который весь процесс разбил на четыре стадии.

**Стадия I** протекает в период заливки литейной формы и в первые моменты после ее окончания. Значение коэффициента теплоотдачи  $a$  в этот момент очень большое ( $\tau \rightarrow 0$ ;  $\alpha \rightarrow \infty$ ), поэтому в тонком поверхностном слое отливки температура резко понижается, в то время как практически во всех остальных слоях сохраняется температура перегрева (рис. 5.12, а). На границе контакта с формой образуется тонкая твердая корка 1, а также очень тонкий слой

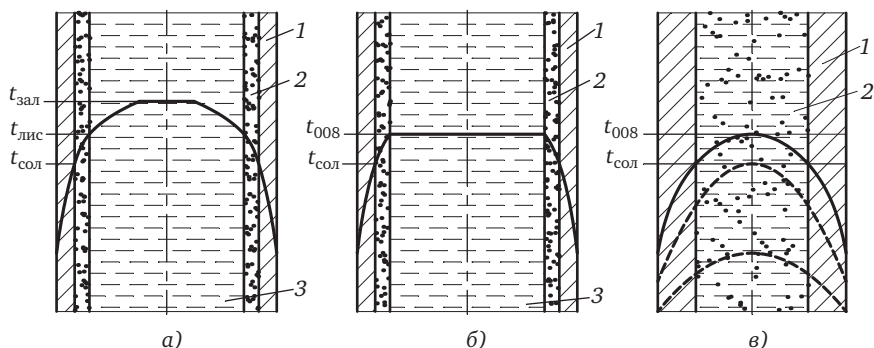


Рис. 5.12. Изменение температуры металла по сечению отливки на стадиях I (а), III (б) и IV (в) процесса формирования структуры

твердожидкого сплава — двухфазная область 2. В центральной части отливки сохраняется область жидкого сплава 3.

Кристаллы в этом слое растут в условиях высокой степени переохлаждения, что приводит к образованию большого числа центров кристаллизации за счет возникновения зародышей как на подложках, так и без них. Появление большого числа зародышей вызывает интенсивный рост суммарной поверхности кристаллов. Одновременный рост многих кристаллов в этой зоне происходит в условиях взаимной конкуренции, что приводит к формированию мелкозернистой макроструктуры. Мелкие равновесные кристаллы, образующиеся в поверхностном слое отливки, называют замороженными кристаллами. Большая скорость отвода теплоты, в том числе теплоты кристаллизации, предопределяет разветвленное строение кристаллов, деформирующихся в этих условиях. Это приводит к тому, что микроструктура мелких зерен, как правило, характеризуется дендритным строением.

**Стадия II** процесса затвердевания протекает после образования твердой корки в поверхностном слое, когда возрастает сопротивление отводу теплоты от расплава к форме. В этот период происходит выравнивание температур поверхностного и центральных слоев за счет конвекции расплава. Это может привести к полному или частичному расплавлению образовавшейся твердой корки.

Затвердевание на этой стадии идет до тех пор, пока в центральной зоне продолжается конвекция, выравнивающая температуру расплава.

**Стадия III** процесса затвердевания отливки начинается в тот момент, когда скорость передачи теплоты от центральной зоны к форме или к сохранившейся твердой корке резко уменьшается. Это происходит, когда конвективное перемешивание расплава прекращается в результате повышения его вязкости. В начале этой стадии у поверхности формы или на сохранившейся твердой корке начинается нарастание твердой фазы, и все сечение отливки имеет температуру не выше  $T_{008}$  (рис. 5.12, б), при которой в расплаве уже образуется ~8 % твердой фазы. Твердая фаза может попасть во внутренние слои расплава вследствие различных причин: за счет опускания кристаллов с поверхности расплава ( $\rho_{\text{т}} > \rho_{\text{ж}}$ ); в результате отделения дендритных ветвей от боковых поверхностей и их размножения; за счет появления и роста зародышей при понижении температуры, особенно при наличии гетерогенных центров кристаллизации. Температура  $T_{008}$  для данного сплава определяется по диаграмме состояния.

В соответствии с законом А. Эйнштейна вязкость жидкости увеличивается лавинообразно при возрастании в ней суспензированных твердых частиц до 8 %.

Необходимо отметить, что жидкость при  $T_{008}$  не будет переохлаждена. Стадия III закончится тогда, когда процесс теплообмена теплопередачей достигнет центра отливки. На этой стадии одновременно могут существовать твердая корка 1, двухфазная область 2 и область подвижного жидкого сплава 3, содержащего лишь ограниченное число твердых частиц.

С точки зрения формирования структуры, именно на стадии III происходит рост столбчатых кристаллов из наружной зоны, причем расти продолжают только те кристаллы, которые благоприятно ориентированы относительно теплового потока. Поверхность раздела между столбчатыми кристаллами и жидкостью может быть гладкой, ячеистой или ячеисто-дендритной в соответствии с составом сплава и скоростью затвердевания. Развитие столбчатых кристаллов объясняется многими причинами. Во-первых, наибольшее переохлаждение жидкости возникает у граней кристаллов, обращенных к центру отливки, а не в направлении к поверхностям рядом растущих кристаллов. Во-вторых, только их передние концы непосредственно контактируют с исходной жидкостью, а боковые поверхности соприкасаются с жидкостью уже измененного за счет

ликвации ряда элементов состава. Накопление ликвирующих элементов в жидкости, находящейся между растущими кристаллами, задерживает рост боковых поверхностей кристаллов. Кроме того, в исходной жидкости не содержится твердой фазы, рост которой происходил бы одновременно с ростом столбчатых кристаллов, т.е. отсутствует препятствие их росту со стороны жидкости.

При увеличении скорости роста столбчатых кристаллов, когда их вершины далеко выдвигаются в расплав, на локальных участках их боковых поверхностей, контактирующих с жидкостью с наименьшей ликвацией растворенного вещества, начинают расти боковые ветви кристаллов, т.е. формируется дендрит. Ветви дендрита, растущие в направлении, противоположном теплоотводу, считаются его *первичными (главными) осями*, а расположенные перпендикулярно им — *вторичными осями*. На вторичных осях дендрита в свою очередь могут начать расти ветви третьего порядка.

**Стадия IV** начинается после того, как температура во всех слоях отливки и даже в ее центре станет ниже  $T_{008}$  (рис. 5.12, в). На этой стадии по сечению отливки существует лишь область твердого сплава 1 и двухфазная область 2. Происходит не только снижение температуры, но и уменьшение кривизны температурных кривых; они становятся более пологими. Это соответствует условию, при котором центр отливки охлаждается быстрее, чем периферия. Интенсивность теплоотвода от отливки снижается, температурные перепады по сечению отливки уменьшаются.

**Стадия IV** заканчивается, когда центр отливки охлаждается до температуры  $t_{\text{сол}}$ . Зона твердожидкого металла исчезает. Как уже неоднократно было показано, дендритный рост твердой фазы определяется высокой скоростью кристаллизации (теплоотвода). Когда в твердожидком состоянии остается лишь центральная зона отливки, скорость теплоотвода в результате увеличения теплового сопротивления затвердевшего металла и нагрева формы существенно снижается. Переохлаждение расплава у вершин дендритов уменьшается, их разветвление прекращается. Часть ветвей оплавляется и падает в жидкую фазу. Кроме того, при кристаллизации сплавов центральная зона отливки может обогащаться некоторыми тугоплавкими компонентами. При замедлении охлаждения может наступить такой момент, когда переохлаждение распространится за фронт кристаллизации в центральную часть отливки, где жидкость

более тугоплавка. Это явление называется *концентрационным переохлаждением*. Все это приводит к тому, что в центральной зоне отливки начинают формироваться крупные равноосные зерна. Однако в крупнозернистых кристаллитах выявляется внутренняя микроструктура, весьма сходная с дендритной, но не имеющая ориентации в направлении теплового потока.

На разных стадиях формирования отливок в зависимости от литейных сплавов и тепловых условий можно классифицировать основные морфологические схемы процесса кристаллизации, представленные на рис. 5.13. Формирование направленной структуры — рис. 5.13, а—г, равноосной структуры — рис. 5.13, д—з. Схемы рис. 5.13, а и д соответствуют процессам кристаллизации с формированием *плоского фронта* на границе раздела жидкой и

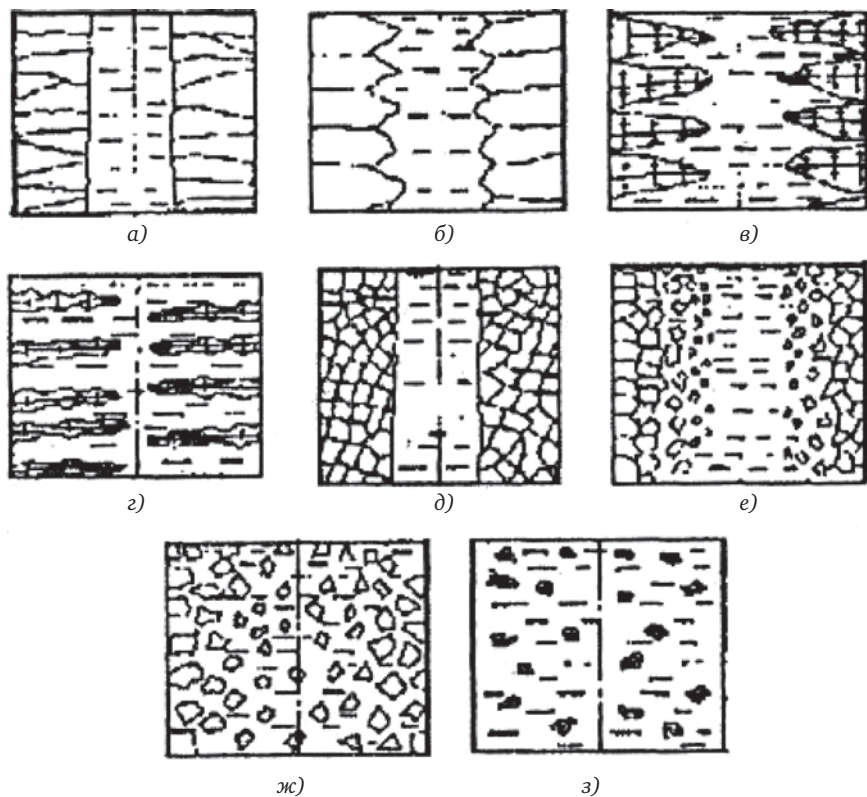


Рис. 5.13. Морфологические схемы кристаллизации сплавов в отливке

твердой фаз. Для обеих схем характерными являются высокие скорости охлаждения и большие значения температурных градиентов  $\delta T/\delta x$  в направлении продвижения фронта затвердевания. Но по схеме рис. 5.13, а предпочтительна кристаллизация чистых металлов и сплавов с узким интервалом затвердевания, а по схеме рис. 5.13, д кристаллизуются сплавы с широким интервалом затвердевания. Схемы рис. 5.13, б, е отвечают процессам кристаллизации с *неровным фронтом* границы раздела твердой и жидкой фаз.

Для направленной кристаллизации (рис. 5.13, б) выступающие дендритные оси первого порядка создают сочетание выступов и впадин, характеризующих специфику такого неровного фронта кристаллизации. Для равноосной структуры (рис. 5.13, е) нет четкой границы раздела твердой и жидкой фаз, а области твердого и жидкого сплава разделяет область двухфазного сплава, в которой кристаллиты разделены жидким металлом. Схемы рис. 5.13, в, ж соответствуют процессам кристаллизации с твердожидким фронтом затвердевания; для этих схем характерным является наличие кристаллитов и жидкой фазы по всей толщине стенки отливки, но доля твердой фазы преобладает над жидкой фазой. Для твердожидкого фронта с направленной структурой (рис. 5.13, в) характерны существенно меньшие величины температурных градиентов для чистых металлов и узкоинтервальных сплавов, а для твердожидкого состояния с равноосной структурой (рис. 5.13, ж) — средние скорости охлаждения (затвердевание в песчаных формах средних величин толщин стенок) и сплавы с широким интервалом затвердевания. Схемы на рис. 5.13, г, з отвечают формированию отливок на стадии жидко-твердого состояния. Обе схемы присущи кристаллизации широкоинтервальных сплавов с весьма малыми скоростями охлаждения — массивные отливки, формирующиеся в неметаллических формах. Но для направленной структуры характерно наличие однонаправленного теплоотвода, хотя и с малой величиной температурных градиентов.

### 5.3. Управление кристаллизационными процессами

Управление процессами кристаллизации направлено, прежде всего, на получение в отливках определенного типа кристаллических структур, обеспечивающих требуемые эксплуатационные

свойства. Например, отливки с направленной структурой обладают более ощутимой анизотропией свойств, а именно вдоль зерен прочностные и пластические свойства выше, чем поперек зерен. Равноосная мелкозернистая структура характеризуется равномерными во всех направлениях свойствами — повышенной прочностью и пластичностью. Управление кристаллизационными процессами основывается на создании определенных тепловых условий, введении в расплав некоторых веществ или удалении из расплава вредных примесей, применении других технологических параметров плавки и литья.

### 5.3.1. Модифицирование металлических расплавов

Большая роль в управлении кристаллизацией металлов и сплавов отводится процессам *модифицирования*, под которыми понимают измельчение размеров кристаллитов, структурных и фазовых составляющих, неметаллических включений за счет ввода в расплав малых добавок различных элементов. Общее количество модифицирующих добавок, как правило, не превышает 0,15 % от массы расплава.

В зависимости от природы и механизма действия модифицирующие добавки (модификаторы) классифицируют на два типа: поверхностно-активные (1-го рода) и зародышеобразующие (2-го рода). *Зародышеобразующие модификаторы* представляют собой вещества, которые служат центрами кристаллизации, способствуют увеличению скорости кристаллизации и тем самым измельчают структуру литых металлов и сплавов. Зародышеобразующие добавки имеют более высокую температуру плавления по сравнению с основным металлом. В классификации модификаторов иногда применяют понятие модификаторов 3-го рода, когда модифицирующие добавки сами не служат центрами кристаллизации, а способны образовывать химические соединения с основным металлом или легирующими элементами: карбиды, нитриды, оксиды и т.д., способные быть центрами кристаллизации.

При выборе зародышеобразующих модификаторов руководствуются правилом структурного и размерного соответствия (принцип П.Д. Данкова). Существо структурного соответствия состоит в том, что тип кристаллической решетки элемента-модификатора должен соответствовать типу решетки модифицируемого металла (спла-

ва). Существо размерного соответствия заключается в том, чтобы геометрические параметры кристаллической решетки модификатора (атомный радиус и межатомное расстояние в решетке) были близки соответствующим параметрам решетки модифицируемого металла. Таким образом, если элемент-модификатор отвечает принципу структурного и размерного соответствия и является более тугоплавким по отношению к основному металлу, то в расплаве образуются группы кластеров или ячеек с упорядоченной структурой, состоящие преимущественно из атомов элемента-модификатора. Эти группы становятся центрами кристаллизации и растут в размерах путем присоединения атомов основного металла. А поскольку размеры атомов модификатора близки атомам основного металла и расположение их в растущем кристаллите также аналогично, то растущие зерна устойчивы, стабильны — не распадаются, не переходят в расплав. Поэтому уже при небольшом переохлаждении металла образуется большое число центров кристаллизации, способных к дальнейшему росту.

Примеры модификаторов 2-го рода приведены в табл. 5.1.

### 5.1. Модификаторы 2-го рода

Металл (сплав)	Модификатор	Примечание
Алюминиевые сплавы	Хлористый натрий, титан — до 0,15 %, ванадий — до 0,15 %, скандий, цирконий, бор	Образуются тугоплавкие соединения, изоморфные алюминию: $TiAl_3$ , $ScAl_3$ , $VAI_6$ , $ZrAl_3$ , $TiB_2$
Заэвтектические силумины	Фосфор 0,05...0,1 % или сера	Введение центров кристаллизации (фосфид алюминия $AlP$ ), измельчение первичного кремния
Стали	Алюминий, титан	Образуются тугоплавкие соединения $Al_2O_3$ , $TiN$
Серый чугун с пластинчатым графитом	Графитизирующий модификатор — кремний; стабилизирующие модификаторы — марганец, хром, олово, медь, сурьма и др.	Ввод силикальция СК30 (0,3...0,6 %) или ферросилиция ФС75 (0,5...0,8 % от веса чугуна). Цель: измельчение графита и уменьшение склонности чугуна к отбелу

Иногда модификаторы 2-го рода могут образовывать новое химическое соединение, которое, в конечном счете, играют роль

самостоятельного модификатора. Эти соединения при одних условиях могут быть поверхностно-активными, а при других наоборот, инактивными (не снижающими, а повышающими поверхностное натяжение). Так, бор в стали может образовать стойкое химическое соединение с железом  $FeB_2$ , которое послужит центром кристаллизации как модификатор 2-го рода (нерастворимая примесь). При вводе алюминия в сталь возможно образование (наряду с отмеченными в табл. 5.1 соединениями) нитридов алюминия, которые также создадут центры кристаллизации.

При модифицировании серого чугуна кремнием с целью получения чугуна с пластинчатым графитом в расплаве образуется «силикатная муть» (кремний, являющийся графитизатором, способствует появлению графитной спели — центров графитизации). При этом устраняется отбел, измельчается структура (формируются мелкие пластинки графита). Одновременно уменьшается количество графитовых включений и повышаются механические свойства, их однородность, обеспечивается высокая износостойкость, обрабатываемость литых изделий. Наилучшие результаты модифицирования достигаются при пониженном содержании кремния и углерода в исходном сером чугуне.

Модифицирование добавками, способствующими появлению центров кристаллизации, сопровождается уменьшением переохлаждения (в отличие от модифицирования поверхностно-активными добавками, адсорбирующимися на поверхности растущих кристаллов).

Действие *поверхностно-активных веществ-модификаторов* на измельчение литого зерна и изменение его формы связано с уменьшением скорости роста зародившихся кристаллитов. При уменьшении скорости роста кристаллитов возрастает переохлаждение расплава, что стимулирует зарождение новых центров кристаллизации и приводит, в конечном счете, к измельчению литых зерен.

Для того чтобы поверхностно-активные вещества ограничили рост растущих кристаллитов в сплаве, должен выполняться ряд условий. Прежде всего, этот модификатор должен снижать поверхностное натяжение жидкого модифицируемого сплава. Кроме того, такой элемент-модификатор должен иметь более низкую температуру плавления по сравнению с основным сплавом. И еще модификатор должен быть нерастворим или малорастворим в

твердом сплаве. При выполнении этих условий механизм модифицирования — изменения структуры металла представляется следующим.

В расплаве, примыкающем к поверхностям зародившихся центров кристаллизации, возрастает концентрация элемента-модификатора в связи с известным явлением адсорбции:

$$\Gamma = -\frac{c}{RT} \frac{\partial \sigma}{\partial c},$$

где  $c$  — концентрация элемента модификатора;  $\sigma$  — поверхностное натяжение на границе раздела двух фаз.

За счет повышения концентрации легкоплавкого элемента-модификатора в приповерхностном слое расплава снижается температура затвердевания, а это приводит к уменьшению скорости роста кристаллитов. Происходит своего рода концентрационное переохлаждение. Температура затвердевания в основном объеме металла остается прежней, т.е. несколько выше, чем в приповерхностном слое. И тогда за счет снижения температуры сплава в его объеме возникают новые центры кристаллизации, а следовательно, в структуре будет более мелкое зерно.

Поверхностно-активные модификаторы не только измельчают зерно, но и изменяют форму зерна, приближая ее к сферической. Это обстоятельство связано с тем, что явление адсорбции приводит к повышению концентрации легкоплавкого элемента в большей степени на острых гранях растущих кристаллитов, и рост острых граней замедляется в большей степени, что и приводит к глобуляризации зерен.

Примеры модификаторов 1-го рода приведены в табл. 5.2.

Более подробно остановимся на модифицировании силуминов и чугуна. Развитие модифицирования началось фактически с модифицирования силуминов, что позволило существенно повысить механические свойства (прочность, твердость, удлинение) отливок, в т.ч. предел прочности при растяжении в 1,14...1,55 раза и относительное удлинение в 2,2...6,5 раз.

Экспериментально установлено снижение температуры эвтектического превращения при модифицировании (эффект переохлаждения). Модификаторы Na и K являются для силумина поверхностно-активными веществами, снижающими поверхностное

## 5.2. Модификаторы 1-го рода для различных металлов и сплавов

Металл (сплав)	Модификатор	Примечание
Сталь	Бор, РЗМ, церий, кальций, магний, лантан, цирконий, литий, барий, уран	
Алюминий и сплавы алюминия с кремнием (силумины) (АЛ2, АЛ4, АЛ9 АК9 и др.)	Натрий (0,006...0,012 %), калий, литий, висмут, сурьма (0,1...0,3 %), стронций (0,01...0,05) (сурьма и стронций — модификаторы длительного действия), смесь солей (0,1 % натрия и 2 % смеси фтористого и хлористого натрия)	Переохлаждение 61...5 °С. Измельчение эвтектики в системе Al—Si натрием, стронцием. Пластинчатая форма кристаллов кремния переходит в компактную размером 2...5 мкм
Медь	Олово, сурьма	
Медные сплавы без железа	Ванадий, цирконий, молибден	
Медные сплавы	Титан, бор, вольфрам	
Чугун	Скандий, лантан	
Чугун высокопрочный с шаровидным графитом	Первичное модифицирование сотыми долями магния или церия плюс вторичное (графитизирующее) модифицирование ферросилицием ФС75 для предотвращения появления в чугуне структурно-свободных карбидов	Перевод пластинчатых выделений графита эвтектики железо—графит в шарообразные частицы
Ковкий чугун, подлежащий термообработке	Тысячные доли процента висмута, сурьмы или олова	
Магниевые сплавы, содержащие алюминий	Углеродсодержащие вещества (0,3...0,6 %), хлорное железо, мел, мрамор, магнезит, гексахлэтан, углекислый газ, ацетилен. Перегрев расплава—выдержка—охлаждение	
Магниевые сплавы, не содержащие алюминий	Цирконий (0,5...0,7%) либо кальций (0,1...0,2 %)	

натяжение на поверхности кристалл—жидкость и работу образования зародышей, адсорбируются на поверхности раздела, затрудняют диффузию и тормозят рост кристаллов кремния. Снижение по-

верхностного натяжения и работы образования зародышей должно было бы уменьшать переохлаждение. Заметное повышение переохлаждения при модифицировании натрием или калием связывают с повышением вязкости модифицированного расплава, лимитирующим диффузию атомов кристаллизующегося вещества и снижающим скорость роста кристаллов.

Применительно к силуминам следует учитывать различия теплофизических свойств компонентов эвтектики — алюминия и кремния. При медленном охлаждении скорости роста кристаллов алюминия и кремния отличаются незначительно и вырастают грубые кристаллы кремния, снижающие механические свойства отливки. При быстром охлаждении проявляется различие теплофизических свойств (у кремния теплопроводность ниже в 2,6 раза, теплота затвердевания выше в 3,5 раза). Это приводит к ускоренному росту кристаллов алюминия, которые обгоняют кристаллы кремния, окружают их ободками и тем самым обеспечивают уменьшение их размеров.

Модифицирование чугуна магнием в производстве чугуна с шаровидным графитом пока не имеет однозначного теоретического объяснения. Существуют две основные гипотезы:

1. Магний не принимает непосредственного участия в возникновении и росте графитовых включений, но изменяет условия их формирования, косвенно увеличивая переохлаждение, изменяя поверхностное натяжение, скорость диффузии углерода, вызывая десульфуризацию и дегазацию металла и т.д. Шаровидная форма кристаллов графита объясняется поверхностными явлениями, связанными с концентрацией магния по границам зерен. Данная гипотеза считается предпочтительной.

2. Магний принимает непосредственное участие в возникновении и росте графитовых включений путем образования химических соединений или растворов с углеродом и кремнием, химических соединений с окислами углерода, образования и последующего разложения карбидов.

Модифицированный чугун с шаровидным графитом имеет определенное сходство с модифицированным силумином. В частности, имеется сходство по следующим показателям:

- ускоренное охлаждение приводит к получению шаровидного графита;

- теплопроводность железа выше, чем теплопроводность графита, а теплота плавления ниже; по этим характеристикам железо и углерод подобны алюминию и кремнию в силуминах;

- температура затвердевания модифицированного чугуна ниже, чем обычного чугуна того же состава (заметная склонность к переохлаждению).

Магний и церий в чугуне образуют адсорбционные пленки на кристаллических зародышах, уменьшая тем самым отношение скорости диффузии атомов углерода  $v_y$  к скорости роста кристаллов  $v_k$ . При  $v_y/v_k < 1$  образуется шаровидный графит; при  $v_y/v_k > 1$  — пластинчатый графит. Отсюда следует, что для получения шаровидного графита необходимо понижение скорости диффузии атомов углерода либо повышение скорости кристаллизации.

Таким образом, в основе формирования шаровидного графита лежит возникновение адсорбционного слоя магния. Повышение переохлаждения при модифицировании чугуна магнием или церием предположительно связывают с увеличением вязкости модифицированного расплава (аналогично силумину). Полагают, что эффект переохлаждения не играет существенной роли при модифицировании.

В ряде случаев применяют комплексные модификаторы. Их применение продиктовано несколькими причинами:

- совместное действие двух и более модификаторов усиливает эффект, получаемый при использовании одиночного модификатора. Это связано с отмеченным выше зарождением центров кристаллизации на нерастворимых примесях в слое жидкой фазы с диффузионным переохлаждением, обусловленным введением растворимой примеси (особенно поверхностно-активной);

- при использовании комплексного модификатора создается возможность минимизировать содержание каждого из его компонентов, что облегчает выполнение условий ограничения состава сплава по примесям;

- сочетание модификаторов с физическими воздействиями усиливает эффект от действия модификаторов и создает возможность получения особо-мелких и специальных структур.

Различают комплексные модификаторы трех типов:

- рафинирующие, содержащие активные элементы Mn, Si, Ca, Mg, Al, PЗМ и др.;

- упрочняющие, содержащие карбиды, бориды, нитриды, которые образуются в сплаве в результате взаимодействия соответствующих элементов и способствуют дисперсионному упрочнению основы;

- рафинирующе-упрочняющие, которые содержат активные элементы и соединения.

Модификаторы, содержащие такие активные элементы, как РЗМ, Ва, Са, являются эффективным средством изменения природы и формы неметаллических включений, получения наиболее предпочтительного типа оксидных включений в оболочке сульфидов.

Получило применение модифицирование стали нитридами ванадия, титана, циркония, алюминия путем введения в сталь специальных лигатур или азотированных ферросплавов. В результате в стали при закалке и последующем отпуске выделяются нитридные и карбонитридные дисперсные частицы. При модифицировании конструкционных сталей нитридами ванадия происходит измель-

### 5.3. Комплексные модификаторы

Сплав	Модификатор	Примечание
Серый чугун	Fe—Si—Ca+Al, Ti, Ce, La	—
Серый чугун с пониженным углеродным эквивалентом C+0,3 Si (3,5...3,7)	Si—Mn—Zr	Получение чугуна с пластинчатым графитом
Сталь	РЗМ с силикокальцием, ферромарганцем, ферросилицием	Удаление сульфидов церия
	Ti—B—Ca, Ti—Ce—B, Mg—Zr—Ce, Ti—V—Ca	
Алюминиевые сплавы	Ti+B, смеси хлористых и фтористых солей (хлористый натрий, фтористый натрий, хлористый калий и криолит)	Получение более дисперсных и стабильных интерметаллидов
Ковкий чугун	Al+Bi+B	Сокращение продолжительности отжига
Высокопрочный чугун с вермикулярным графитом	Mg+Ti, Y, Ce, Ca	Получение разобщенных, утолщенных включений с округлыми концами (компактнее пластинчатого графита)

чение аустенитного зерна на 3...4 балла, повышение пластичности, ударной вязкости и прочности.

Особенностью модифицирования стали комплексными сплавами является то, что параллельно с измельчением структуры меняются природа и форма неметаллических включений, снижается в 1,5...2 раза загрязненность границ аустенитных зерен оксидными, сульфидными и нитридными включениями, повышается равномерность распределения структурных составляющих, обеспечивается увеличение пластичности и ударной вязкости стали.

При производстве чугуна с шаровидным графитом наряду с разделными модификаторами (магний либо церий) применяют комплексный модификатор (магний + церий). Добавка церия к магнию нейтрализует действие вредных примесей (титан, алюминий, свинец, сурьма, мышьяк, висмут, олово), сильно влияющих на качество чугуна, модифицированного магнием. Примеры комплексных модификаторов приведены в табл. 5.3.

### ***5.3.2. Другие способы управления кристаллическим строением металла отливок***

Высокий перегрев металла при плавке и высокая температура заливки способствует дезактивации или растворению примесей, которые могли бы стать центрами кристаллизации. Благодаря этому снижается скорость зарождения кристаллитов и создаются условия для их роста, и, как следствие, в отливках формируется крупнокристаллическая структура. А соответственно, более низкие температуры перегрева при плавке, невысокие температуры заливки способствуют формированию более мелкозернистой структуры.

По аналогии с ранее изложенным рафинирование металла от вредных примесей и неметаллических включений способствует формированию крупнокристаллической структуры. Механизм этого явления состоит в том, что удаление примесей и твердых неметаллических включений равносильно удалению центров кристаллизации, а следовательно, уменьшается скорость зародышеобразования.

Для достижения в отливках направленной структуры требуются условия однонаправленного теплоотвода при больших значениях температурных градиентов в направлении теплоотвода с одновременным подавлением бокового теплоотвода.

Материал форм и температура их перед заливкой являются основными технологическими факторами управления кристаллической структурой. При прочих равных условиях песчаные и другие неметаллические формы, обладающие невысокой охлаждающей способностью, способствуют формированию более крупного зерна. Металлические формы, характеризующиеся высокой охлаждающей способностью, стимулируют формирование более мелкого зерна. Однако на некоторых сплавах с небольшим интервалом затвердевания в металлических формах образуется столбчатая структура.

Повышение температуры форм при заливке является средством уменьшения охлаждающей способности форм и, следовательно, стимулирует укрупнение литого зерна.

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

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

де около 1 мм оказывается наиболее эффективной и сравнительно легко реализуемой.

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

Продувка расплава газами кроме удаления включений и растворенных газов может оказывать существенное влияние и на кристаллизацию сплава. Так, например, при продувке серого чугуна происходит изменение характера кристаллизации графита и повышение однородности структуры. Для продувки алюминиевых сплавов применяют хлор, азот, их смесь, в последнее время «дегазер». Сплавы на основе железа продувают азотом, природным газом, аргоном. Под действием большого количества пузырей, проходящих через расплав, происходит их интенсивное перемешивание и вынужденная конвекция. Продуваемый газ оказывает на расплав силовое, тепловое и зародышевое действие.

Эффективным способом воздействия на кристаллизационные процессы является способ суспензионного литья, разработанный А.А. Рыжиковым. Общие сведения и механизм измельчения структуры при этом способе подробно изложены в заключительной главе.

### Контрольные вопросы

1. Что такое кристаллизация и затвердевание? В чем их сходство и различие?
2. На каких уровнях можно исследовать структуру металла?
3. Какими параметрами определяется процесс кристаллизации?
4. Что такое критический размер зародыша?
5. Назовите основные виды зарождения центров кристаллизации.
6. Что такое переохлаждение металла и его значение для процесса кристаллизации?
7. Объясните суть термодинамического парадокса кристаллизации.
8. От чего зависит скорость зарождения центров кристаллизации?

9. Объясните причину роста кристаллов. На что влияет величина зерна?
10. В чем заключается разница кристаллизации гомогенных и гетерогенных металлов?
11. Что такое дезактивация и наследственность? В чем они проявляются?
12. В чем заключается разница и сходство дендрита и зерна?
13. Объясните механизм формирования дендритов.
14. Назовите основные структурные зоны слитка и объясните механизм их образования.
15. Что такое транскристаллизация и какие факторы влияют на ее образование?
16. Назовите основные стадии, характеризующие процесс формирования структуры металла отливки.
17. Опишите основные морфологические схемы процесса кристаллизации.
18. Перечислите способы управления кристаллическим строением отливки и объясните их механизм.
19. Что такое модифицирование? Назовите виды модификаторов.
20. Чем руководствуются при выборе модификаторов?

## Затвердевание отливок

### 6.1. Методы исследования процесса затвердевания

Структура и свойства металла, наличие или отсутствие дефектов в отливке во многом определяются условиями затвердевания и охлаждения литой заготовки в форме.

При изучении процесса затвердевания отливки необходимо учитывать все особенности теплообмена между отливкой и формой: характер течения жидкого металла, выделение теплоты кристаллизации в материале отливки, особенности механизма затвердевания сплавов, теплофизические свойства сплава и формы и др. Учет всех факторов, влияющих на затвердевание отливки, является сложной, но вместе с тем актуальной задачей.

Рассмотрим кратко наиболее известные методы исследования процесса затвердевания отливок, которые условно делятся на экспериментальные, к ним относятся прямые и косвенные (вспомогательные), и теоретические, или математические.

**Прямые методы.** *Метод выливания жидкого остатка* был впервые применен для исследования затвердевания стальных слитков в 1866 г. А.С. Лавровым. Суть метода заключается в следующем: в несколько одинаковых форм заливают металл при одинаковой температуре, затем через все увеличивающиеся промежутки времени формы опрокидывают, и из них выливается незатвердевший жидкий остаток. После охлаждения затвердевшие части отливок в виде стаканов разрезают, а толщину их стенок  $x_1$ ,  $x_2$ ,  $x_3$  измеряют (рис. 6.1, а). Сопоставляя толщины стенок (твердых корок) с промежутками времени от заливки до выливания можно построить за-

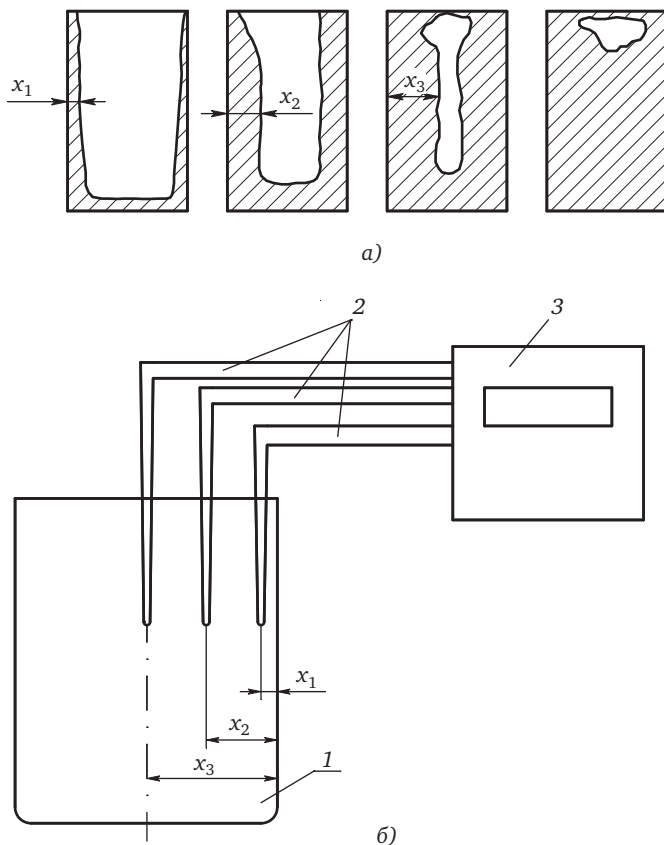


Рис. 6.1. Схема исследования затвердевания методами выливания жидкого остатка (а) и термического анализа (б)

висимость количества твердого металла от времени:  $\xi = f(\tau)$ . Метод очень прост и широко применяется. Для чистых металлов он дает надежные и однозначные результаты. Однако при затвердевании сплавов, кристаллизующихся в интервале температур, вместе с жидким металлом удаляется часть твердых кристаллов, а в твердой корке между кристаллами остается часть жидкости, что не позволяет характеризовать процесс с достаточной точностью.

Более полную информацию о процессе затвердевания дает термический анализ, основанный на измерении температур — *метод термометрирования*.

При этом методе в рабочую полость формы 1 на различных расстояниях  $x_1, x_2, x_3, \dots$  от поверхности устанавливают серию термопар 2, соединенных с записывающим устройством 3, затем в нее заливают металл (рис. 6.1, б). Каждая термопара регистрирует изменение температуры в элементарном объеме, окружающем ее горячий спай. При достижении границей затвердевания, движущейся от поверхности отливки этого элементарного объема, в нем происходят изменения, отмечаемые в виде перегиба на температурной кривой (рис. 6.2). Сопоставляя расстояние термопары от поверхности с временем от заливки до наступления перегиба на температурной кривой, можно выявить кинетику затвердевания отливки.

Этот метод позволяет построить температурное поле затвердевающей отливки, прохождение через точки установки термопары границ ликвидуса, солидуса или иных превращений при кристаллизации сплава.

**Косвенные (вспомогательные) методы.** В некоторых случаях прямое измерение температур в отливке затруднительно или невозможно. В таком случае можно использовать косвенные методы.

Один из них основан на введении в жидкую часть *индикаторов*, которые распределяются в расплаве и фиксируются на границе твердой части. Эти границы выявляются после затвердевания отливки на ее разрезах. В качестве индикаторов применяются радиоактивные изотопы, сера, а также свинец, капли которых остаются на границе затвердевания в момент его введения.

Таким образом, можно построить кривую, характеризующую кинетику нарастания твердой корочки металла во времени, и зависимость  $\xi = f(\tau)$ .

Известен также *метод «щупа»* — огнеупорного стержня, погружая который в расплав фиксируют положение затвердевающей поверхности через заданные промежутки времени.

Жидкий объем затвердевающей отливки можно выявить по структуре, если подвергнуть ее в ходе затвердевания *вибрации* или *обработке ультразвуком*. В этом случае в структуре металла остаются слои, по которым можно судить о процессе затвердевания.

*Теоретические методы, или методы математического анализа* процесса затвердевания основываются на общеизвестных физических законах. Большинство аналитических решений процесса затвердевания получено на основе анализа дифференциального

уравнения теплового баланса. Полученные формулы позволяют с достаточной точностью рассчитать продолжительность затвердевания и кинетику нарастания твердой фазы. Поэтому они могут быть применимы для изучения процесса затвердевания, часто без дополнительных экспериментов. Однако при этом решения возможны только с определенными упрощениями исходных условий, что неизбежно ведет к снижению точности результатов.

В последние годы успешно разрабатываются *численные методы* расчета с использованием ЭВМ, однако и в этом случае неизбежны упрощающие допущения.

Главные трудности в расчетных методах вызваны неопределенностью и изменением теплофизических свойств жидкого и затвердевающего металла, а также материала литейной формы. Тем не менее ЭВМ позволяет перебрать большое число вариантов и принять те, которые дают наиболее достоверные результаты и позволяют применять их для разработки технологии производства конкретных отливок.

## 6.2. Расчетная схема процесса затвердевания

Для решения практических задач, связанных с затвердеванием расплава в форме и получением качественных отливок, необходимо уметь рассчитывать общую продолжительность и скорость затвердевания, а также температурные поля в стенке отливки и формы.

Математическим методам расчета процесса затвердевания много внимания уделяли отечественные и зарубежные ученые: А.А. Рыжиков, Б.Б. Гуляев, Г.Ф. Баландин, В.А. Ефимов, О.Ю. Коцюбинский, Н.И. Хворинов, Р.У. Раддл и др. Каждый из этих авторов разработал свою методику расчета, которые отличаются постановкой задачи и принятыми допущениями.

Общим для этих методов является то, что они пытались найти универсальное решение, которое было бы справедливо для любых условий затвердевания отливки. Однако, как указывается в работах А.И. Вейника, на процесс затвердевания влияет очень большое количество факторов (свойства металла отливки и формы, наличие или отсутствие зазора между ними, особенности течения металла, наличие перегрева и выделение теплоты кристаллизации, темпера-

турные условия процесса, зависимость термофизических коэффициентов от температуры и др.). Учесть все эти факторы невозможно, поэтому для упрощения расчетов он предлагает весь период формирования отливки в форме разделить на отдельные стадии.

Первая стадия — охлаждение металла при заполнении формы. Она начинается при температуре  $T_{\text{зал}}$  и заканчивается за время  $\tau_1$ , к моменту окончания этой стадии возможно образование твердой корки металла толщиной  $\xi_1$ .

Вторая стадия — отвод теплоты перегрева от жидкого металла. Исходные величины этой стадии —  $\tau_1$  и  $\xi_1$ , конечные  $\tau_2$  и  $\xi_2$ . Заканчивается эта стадия в момент достижения в центре отливки температуры кристаллизации  $T_{\text{кр}}$  при затвердевании чистого металла или температуры ликвидуса  $T_{\text{лик}}$  для сплава.

Третья стадия — затвердевание отливки. Исходные данные  $\tau_2$  и  $\xi_2$ , конечные —  $\tau_3$  и  $\xi_3$ , стадия заканчивается в момент исчезновения жидкого металла в центре отливки при температуре конца  $T_{\text{кр}}$  для чистого металла и температуре солидуса  $T_{\text{сол}}$  при затвердевании сплава.

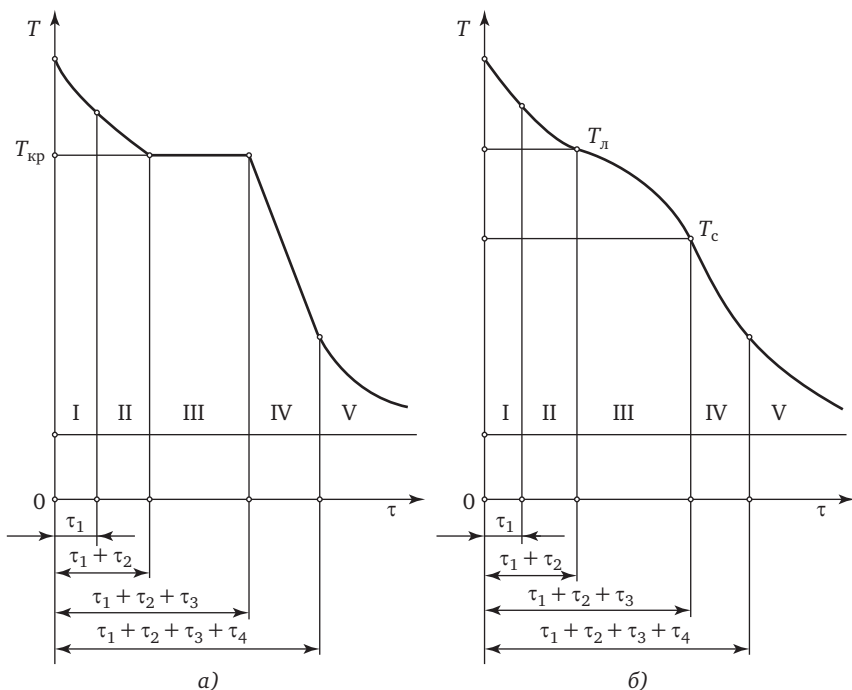
Четвертая стадия — охлаждение полностью затвердевшей отливки. Исходные даны  $\tau_3$ , конечные  $\tau_4$ .

Пятая стадия — охлаждение отливки после извлечения из формы до температуры окружающей среды.

Таким образом, параметры, характеризующие начало данной стадии, являются завершающими для предыдущей стадии.

Схематическое изменение температуры в центре отливки в течение отдельных стадий приведено на рис. 6.2. Общая величина продолжительности формирования отливки  $\tau$  складывается из суммы предыдущих. Температурная кривая на рис. 6.2, б на участке затвердевания  $T_{\text{лик}}—T_{\text{сол}}$  может иметь самый различный вид в зависимости от конкретных свойств затвердевающего сплава. Общая продолжительность затвердевания  $\tau_3 = \tau_1 + \tau_2 + \tau_3$ .

Кроме того, А.И. Вейник предложил классифицировать условия затвердевания металла по интенсивности теплообмена между отливкой и формой, поэтому его методики расчета охватывают практически все способы изготовления отливок. Он разработал методы затвердевания отливок в песчаных и металлических формах (в изложнице и кристаллизаторе, кокиле, литье под давлением, центробежном литье и др.). При этом он использовал метод исключения



**Рис. 6.2.** Процесс охлаждения металла в форме по теории А.И. Вейника: а — затвердевание при постоянной температуре; б — затвердевание в интервале температур (номера стадий отмечены римскими цифрами)

переменных. Суть метода заключается в том, что на основе предварительных исследований часть аргументов (независимых переменных, например, координат) из рассмотрения исключаются. Таким образом, характер распределения температуры в рассматриваемом теле считается известным и температурное поле тела с учетом этого приближенно описывается функцией, дающей достаточно точное совпадение с экспериментальной кривой. В качестве температурной кривой А.И. Вейник использует параболу  $n$ -го порядка.

Заранее заданное распределение температур в твердой корке позволяет избежать громоздких расчетов. Для решения задачи затвердевания применяют дифференциальное уравнение теплового баланса для отливки

$$dQ = dQ_{акк} + dQ_{кр}, \quad (6.1)$$

где  $dQ$  — общее количество теплоты, теряемое отливкой с поверхности за время  $\tau$ ;  $dQ_{\text{акк}}$  — количество теплоты, аккумулированное затвердевшей коркой;  $dQ_{\text{кр}}$  — количество теплоты кристаллизации.

Однако данное решение не учитывает целого ряда тепловых особенностей формы. Этот недостаток дополнил Г.А. Анисович, который, рассматривая теплоотдачу от отливки в форму, доказал, что теплоотвод от отливки лимитируется стенками формы, а температурное поле в этой стенке можно принять параболическим, также как и в отливке. Для анализа теплового взаимодействия между литейной формой и отливкой он использовал, как и в работах А.И. Вейника, метод исключения переменных, уравнение теплового баланса (6.1) и выделение отдельных стадий теплового процесса. Дальнейшее изложение материала в этой главе рассматривается по методике Г.А. Анисовича при затвердевании отливок в наиболее распространенных литейных формах.

### 6.3. Затвердевание отливок в сухих песчаных формах

#### 6.3.1. Тепловые особенности формы

При взаимодействии отливки и формы распределение температуры в форме (а следовательно, и количество переданной теплоты) зависит от тепловых свойств ее материала.

Наибольшее распространение для расчетов прогрева формы при затвердевании отливки получило строгое решение задачи о температурном поле полубесконечного твердого тела при мгновенном повышении температуры его поверхности до некоторой постоянной величины  $T_{\text{п}}$ , которое имеет вид:

$$\frac{T_{\text{п}} - T(x, \tau)}{T_{\text{п}} - T_0} = \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{a_2 \tau}} \right), \quad (6.2)$$

где  $T(x, \tau)$  — температура в точке  $x$ ;  $T_0$  — начальная температура формы;  $a_2$  — температуропроводность материала формы.

Однако уравнение (6.2) точно описывает температурное поле тела при условии, что оно сплошное и изобарное (т.е. перенос теплоты осуществляется только посредством теплопроводности), а его теплофизические свойства одинаковы во всех точках и не зависят от температуры.

В реальных условиях песчано-глинистая литейная форма представляет типичное капиллярно-пористое тело, поэтому в форме наблюдается перенос тепла кондукцией (что учитывается в классическом решении), конвекцией и лучеиспусканием. А так как форма не изотропна в тепловом отношении, ее теплопроводность и теплоемкость ощутимо изменяются с температурой.

Фильтрация газов в глубь формы и лучистый перенос теплоты значительно изменяют температурное поле формы. Наличие влаги и связующих, способных претерпевать фазовые превращения (горение, испарение, возгонка, полиморфные превращения и т.д.), накладывает свои особенности на передачу теплоты. Все это приводит к тому, что применение решения (6.2) для расчетов весьма условно, а в ряде случаев и вообще невозможно.

Кроме того, в реальных условиях литья форма находится во всем спектре температур (температура кристаллизации — начальная температура формы), поэтому целесообразно говорить об эффективных значениях термофизических коэффициентов формы, а не истинных теплофизических коэффициентов в элементарных слоях, участвующих в переносе.

Очевидно, такие коэффициенты следует определять не по температуре в отдельных точках тела, а по количеству теплоты, поглощенному формой за некоторый промежуток времени путем интегрирования кривой распределения температуры в форме.

Для определения термофизических коэффициентов формы Г.А. Анисович разработал метод заливки, который позволяет получать распределение температуры в форме в момент окончания затвердевания отливки.

Для приближенного решения, в котором тепловые эффекты оценивают путем интегрирования площадей под кривыми, можно воспользоваться уравнением параболы  $n$ -го порядка:

$$T = (T_{\text{п}} - T_0) \left( 1 - \frac{x}{X_2} \right)^n + T_0, \quad (6.3)$$

где  $X_2$  — глубина проникновения тепла в толщу формы (рис. 6.3).

В расчетах удобнее использовать значения избыточных температур, которые отсчитывают от начальной температуры формы как от нуля. В этом случае нет принципиальной разницы между ис-

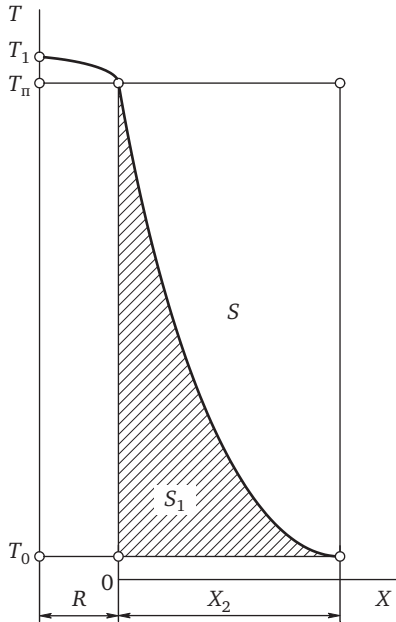


Рис. 6.3. Температурное поле отливки и сухой песчано-глинистой формы

пользованием шкал Кельвина и Цельсия, поскольку берут дифференциальную разность температур.

Обозначим  $T - T_0 = \theta$ ;  $T_{II} - T_0 = \theta_{II}$ . Тогда уравнение (6.3) примет вид

$$\theta = \theta_{II} \left( 1 - \frac{x}{X} \right)^n. \quad (6.4)$$

Показатель степени параболы  $n$  можно определить по выражению

$$n = S / S_1,$$

где  $S$  — площадь прямоугольника (см. рис. 6.3);  $S_1$  — площадь под кривой.

По многочисленным экспериментальным данным температурное поле песчаной формы удовлетворительно описывается кубической параболой, т.е.  $n = 3$ .

Для расчета общей продолжительности затвердевания будем учитывать первые три стадии (см. рис. 6.2): течение металла, отвод теплоты перегрева и собственно затвердевание отливки в форме.

### 6.3.2. Расчет общей продолжительности затвердевания отливки

#### ТЕЧЕНИЕ МЕТАЛЛА

**Плоский канал.** При течении металла через элементы формы происходит разогрев последних, что впоследствии сказывается на скорости охлаждения отливки.

Вследствие активной турбулизации потока металла при заливке температуру по сечению протекающей струи можно считать одинаковой и постоянной. Эффективная теплопроводность металла при перемешивании очень высока (теплота переносится с массой), поэтому температуру протекающего металла  $\theta_{\text{теч}}$  можно считать равной  $\theta_{\text{п}}$ .

Для расчета выделим в форме участок площадью  $F$ . Количество теплоты, аккумулированное формой за время течения металла  $\tau_1$  на этом участке, определяется из выражения

$$Q_{\text{теч}} = \sqrt{\frac{2n}{n+1}} F b_2 \theta_{\text{теч}} \sqrt{\tau_1}, \quad (6.5)$$

где  $b_2$  — коэффициент аккумуляции тепла формой,  $b_2 = \sqrt{\rho_2 c_2 \lambda_2}$ ;  $\rho_2$ ,  $c_2$ ,  $\lambda_2$  — плотность, удельная теплоемкость и теплопроводность материала формы соответственно.

Для расчетов удобно использовать понятие удельной теплоты течения, отнесенной к массе  $M$  элемента отливки, соприкасающегося с формой площадью  $F$ . Заменяя  $M = FR\rho'_1$ , где  $R$  — половина толщины отливки;  $\rho'_1$  — плотность жидкого металла, получаем

$$q_{\text{теч}} = \sqrt{\frac{2n}{n+1}} \frac{b_2 \theta_{\text{теч}}}{R\rho'_1} \sqrt{\tau_1}. \quad (6.6)$$

**Цилиндрический канал.** При течении металла в цилиндрическом канале количество теплоты, аккумулированное формой за время  $\tau_1$ , определяется из следующих выражений.

При  $\tau_1 > D$

$$D = \frac{(n+2)^2}{24n(n+1)a_2} R^2.$$

$$Q_{\text{теч}} = \frac{n+2}{4(n+1)} FR\rho_2 c_2 \theta_{\text{теч}} \left( 2 \operatorname{ch} \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \left[ 1 + \frac{1}{4} \left( 2 \operatorname{ch} \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \right], \quad (6.7)$$

где  $\varphi = \operatorname{Arch}(2\tau_1/D - 1)$ .

При  $\tau_1 < D$

$$Q_{\text{теч}} = \frac{n+2}{4(n+1)} FR\rho_2 c_2 \theta_{\text{теч}} \left( 2 \cos \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \left[ 1 + \frac{1}{4} \left( 2 \cos \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \right], \quad (6.8)$$

где  $\varphi = \arccos(2\tau_1/D - 1)$ .

Соответственно удельная теплота течения в цилиндрическом канале ( $M = FR\rho'_1/2$ )

$$q_{\text{теч}} = \frac{n+2}{2(n+1)} \frac{\rho_2 c_2 \theta_{\text{теч}}}{\rho'_1} \left( 2 \operatorname{ch} \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \left[ 1 + \frac{1}{4} \left( 2 \operatorname{ch} \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \right] \quad (6.9)$$

или

$$q_{\text{теч}} = \frac{n+2}{2(n+1)} \frac{\rho_2 c_2 \theta_{\text{теч}}}{\rho'_1} \left( 2 \cos \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \left[ 1 + \frac{1}{4} \left( 2 \cos \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \right]. \quad (6.10)$$

Для упрощения изложенного материала во всех примерах расчетов теплового взаимодействия чугуновой отливки и формы будем считать параметры формы и металла постоянными.

Параметры формы:  $\lambda_2 = 0,8$  Вт/(м·°С);  $c_2 = 1250$  Дж/(кг·°С);  $a_2 = 4 \cdot 10^7$  м<sup>2</sup>/с;  $b_2 = 1265$  Вт·с<sup>0,5</sup>/(м<sup>2</sup>·°С);  $\rho_2 = 1600$  кг/м<sup>3</sup>;  $n = 3$ . Параметры металла (чугуна):  $\lambda_1 = 37$  Вт/(м·°С);  $c'_1 = 838$  Дж/(кг·°С);  $c_1 = 755$  Дж/(кг·°С);  $\rho'_1 = 7000$  кг/м<sup>3</sup>;  $\rho_1 = 7200$  кг/м<sup>3</sup>;  $r = 250 \cdot 10^3$  Дж/кг. Здесь  $\lambda_1$ ,  $c'_1$ ,  $c_1$ ,  $\rho'_1$ ,  $\rho_1$  и  $r$  — соответственно теплопроводность твердого металла, удельные теплоемкости и плотности жидкого и твердого металла и удельная теплота кристаллизации материала отливки.

Указанные параметры формы примерно соответствуют свойствам сухой песчано-глинистой формы с добавкой 5...6 % глины, определенным при заливке чугуна эвтектического состава при температуре порядка 1300 °С.

**Пример 6.1.** Рассчитать удельную теплоту течения  $q_{\text{теч}}$  чугуна в плоском канале толщиной  $2R = 20$  мм. Время течения  $\tau_1 = 30$  с.

По формуле (6.6) находим

$$q_{\text{теч}} = \sqrt{\frac{6}{4}} \cdot \frac{1265 \cdot 1280}{0,01 \cdot 7000} \sqrt{30} = 155 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

**Пример 6.2.** Рассчитать удельную теплоту течения чугуна в цилиндрическом канале ( $2R = 20$  мм,  $\tau_1 = 30$  с).

Находим величину определителя

$$D = \frac{25 \cdot 0,01^2}{24 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} = 21,7, \quad \tau_1 > D_1.$$

Применяем для расчетов формулу (6.9):

$$\varphi = \text{arch} \left( \frac{2 \cdot 30}{21,7} - 1 \right) = 1,169; \quad \varphi/3 = 0,389;$$

$$q_{\text{теч}} = \frac{5}{2 \cdot 4} \frac{1600 \cdot 1250 \cdot 1280}{7000} (2 \text{ch} 0,389 - 1) \times \\ \times \left[ 1 + \frac{1}{4} (2 \text{ch} 0,389 - 1) \right] = 340 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

Для сравнения — удельная теплота кристаллизации чугуна примерно равна  $250 \cdot 10^3$  Дж/кг.

Отдавая часть своей теплоты в форму, протекающий металл охлаждается. Падение средней температуры металла на участке формы можно рассчитать из следующих соображений. Пусть на выбранном нами участке (рис. 6.4) условия теплообмена протекающего металла с формой будут одинаковыми.

Уравнение теплового баланса жидкого металла имеет вид:

$$Q_{\text{теч}} = c'_1 (T'_1 - T''_1) M_2,$$

где  $M_2$  — масса металла, протекшего через сечение 2–2.

Падение температуры металла на участке

$$\Delta T = \frac{q_{\text{теч}} M_1}{c'_1 M_2}, \quad (6.11)$$

где  $M_1$  — масса металла в объеме между сечениями 1–1 и 2–2.

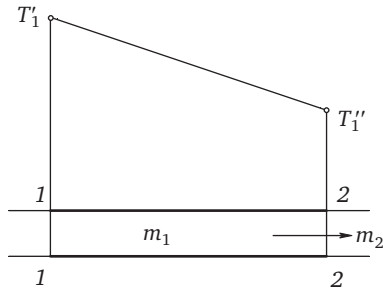


Рис. 6.4. Схема к расчету изменения температуры металла при заливке

В общем случае, если металл последовательно протекает через  $z$  участков, перепад температуры можно подсчитать по формуле:

$$\sum_{i=1}^z \Delta T_i = \frac{1}{c'_1} \sum_{i=1}^z \frac{q_{\text{теч}i} M_{1i}}{m_{2i}}.$$

Расчет ведут последовательно для каждого участка, начиная от входа металла в форму. Температуру течения металла при расчете величины  $q_{\text{теч}}$  для  $k$ -го участка принимают равной

$$\theta_{\text{теч}k} = \theta_{\text{зал}} - \sum_{i=1}^k \Delta T_i, \quad (6.12)$$

где  $\theta_{\text{зал}}$  — избыточная температура заливаемого металла.

**Пример 6.3.** По данным примера 6.2 необходимо рассчитать падение температуры чугуна при заливке. Масса металла  $m_2 = 50$  кг, длина литниковой системы  $l = 0,5$  м.

Масса металла литниковой системы

$$m_1 = \pi R^2 l \rho'_1 = 3,14 \cdot 0,01^2 \cdot 0,5 \cdot 7000 = 1,1 \text{ кг.}$$

Падение температуры металла в литниковой системе (6.11)

$$\Delta T = \frac{340 \cdot 10^3 \cdot 1,1}{838 \cdot 50} = 9 \text{ } ^\circ\text{C.}$$

Расчеты и опыты показывают, что в первые моменты времени при течении металла форма аккумулирует много теплоты. Интенсивный прогрев формы сказывается на последующих этапах охлаждения отливки.

## ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ ОТВОДА ТЕПЛОТЫ ПЕРЕГРЕВА

В течение второй стадии жидкий металл охлаждается до температуры  $T_{лик}$  или  $T_{кр}$ .

**Плоская отливка.** Количество теплоты перегрева, отданное отливкой с массой  $m$  за время  $d\tau$ , может быть найдено по формуле

$$dQ_1 = -Mc'_1 d\theta_1,$$

где  $\theta'_1$  — избыточная температура жидкого металла.

Через поверхность формы за то же время проходит количество теплоты

$$dQ_2 = n\lambda_2 \frac{\theta'_1}{X_2} F d\tau.$$

Так как  $dQ_1 = dQ_2$ , то

$$n\lambda_2 \frac{\theta'_1}{X_2} F d\tau = -Mc'_1 d\theta'_1. \quad (6.13)$$

Для интегрирования выражения (6.13) необходимо исключить из него лишнюю переменную  $X_2$ . Сделать это можно исходя из следующих соображений.

От металла в форму передается количество теплоты

$$Q_1 = [q_{теч} + c'_1 (\theta_{теч} - \theta'_1)] M. \quad (6.14)$$

Эта теплота аккумулируется формой и может быть определена из уравнения

$$Q_2 = \frac{1}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 \theta'_1. \quad (6.15)$$

Сравнивая уравнения (6.14) и (6.15) и, подставляя в полученное выражение значение  $M = FR\rho'_1$ , получаем

$$X_2 = \frac{(n+1)R\rho'_1 [q_{теч} + c'_1 (\theta_{теч} - \theta'_1)]}{\rho_2 c_2 \theta'_1}.$$

Продолжительность отвода теплоты перегрева  $\tau_2$  находим из уравнения (6.13) после подстановки в него значения  $X_2$  и интегрирования в пределах  $\tau_1 - \tau_2$  и  $\theta_{теч} - \theta_{кр}$ :

$$\tau_2 = \frac{n+1}{n} \left( \frac{R\rho'_1 c'_1}{b_2} \right)^2 \left[ \left( \frac{q_{\text{теч}}}{c'_1} + \theta_{\text{теч}} \right) \left( \frac{1}{\theta_{\text{кр}}} - \frac{1}{\theta_{\text{теч}}} \right) - \ln \frac{\theta_{\text{теч}}}{\theta_{\text{кр}}} \right] + \tau_1. \quad (6.16)$$

Уравнение (6.16) можно также приближенно решить по средним значениям входящих в него величин. Например, делая замены

$$\theta'_1 \approx \frac{\theta_{\text{теч}} + \theta_{\text{кр}}}{2}; \quad -d\theta'_1 \approx \theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}};$$

$$X_{\text{ср}} \approx \frac{X_2}{2} \text{ и } d\tau \approx \tau_2 - \tau_1,$$

получаем

$$\tau_2 = \frac{n+1}{n} \left( \frac{R\rho'_1 c'_1}{b_2} \right)^2 \frac{\theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}}{\theta_{\text{теч}} + \theta_{\text{кр}}} \left( \frac{q_{\text{теч}}}{c'_1 \theta_{\text{кр}}} + \frac{\theta_{\text{теч}}}{\theta_{\text{кр}}} - 1 \right) + \tau_1. \quad (6.17)$$

При  $(\theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}})/\theta_{\text{кр}} \leq 0,2$ , что обычно и имеет место при отводе теплоты перегрева, результаты расчетов по формулам (6.16) и (6.17) практически совпадают.

**Цилиндрическая отливка.** Для расчета отвода теплоты перегрева используем уравнение

$$Q_2 = \frac{1}{n+1} F X_2 \rho_2 c_2 \theta'_1 \left( 1 + \frac{1}{n+2} \frac{X_2}{R} \right). \quad (6.18)$$

Из выражений (6.14) и (6.18) находим значение

$$X_2 = \frac{n+2}{2} R \left( \sqrt{\frac{b - a\theta'_1}{\theta'_1}} - 1 \right),$$

где

$$a = 2 \frac{n+1}{n+2} \cdot \frac{\rho'_1 c'_1}{\rho_2 c_2} - 1; \quad b = (a+1) \left( \frac{q_{\text{теч}}}{c'_1} + \theta_{\text{теч}} \right).$$

Подставляя значение  $X_2$  в уравнение (6.13) и учитывая, что для цилиндра  $M = 0,5FR\rho'_1$ , интегрируем полученное выражение в пределах  $\tau_1 - \tau_2$  и  $\theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}$ . Получаем

$$\tau_2 = \frac{n+2}{2n} \frac{R^2 \rho_1' c_1'}{\lambda_2} \left[ \sqrt{\frac{b-a\theta_{кр}}{\theta_{кр}}} - \sqrt{\frac{b-a\theta_{теч}}{\theta_{теч}}} - \sqrt{a} \left( \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{b-a\theta_{кр}}{\theta_{кр}}} - \operatorname{arctg} \sqrt{\frac{b-a\theta_{теч}}{\theta_{теч}}} \right) - \frac{1}{2} \ln \frac{\theta_{теч}}{\theta_{кр}} \right] + \tau_1. \quad (6.19)$$

Решение уравнения (6.13) по средним величинам имеет вид

$$\tau_2 = \frac{n+2}{4n} \frac{R^2 \rho_1' c_1'}{\lambda_2} \frac{\theta_{теч} - \theta_{кр}}{\theta_{теч} + \theta_{кр}} \left( \sqrt{\frac{b-a\theta_{кр}}{\theta_{кр}}} - 1 \right) + \tau_1. \quad (6.20)$$

**Шаровая отливка.** Сначала рассчитаем глубину прогрева формы по выражению

$$Q_2 = \frac{1}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 \theta_1' \left[ 1 + \frac{2}{n+2} \frac{X_2}{R} + \frac{2}{(n+2)(n+3)} \frac{X_2^2}{R^2} \right]. \quad (6.21)$$

Количество отданной металлом теплоты

$$Q_1 = c_1' (\theta_{зал} - \theta_1') M,$$

или

$$Q_1 = c_1' (\theta_{зал} - \theta_1') \frac{FR \rho_1'}{3}, \quad (6.22)$$

где  $M = FR \rho_1' / 3$  — масса металла в объеме шара.

Приравняв левые части уравнений (6.21) и (6.22) и решая полученное выражение относительно  $X_2$ , получим

$$X_2 = \frac{n+3}{3} R \left( \sqrt{\frac{2n}{n+3}} \operatorname{sh} \frac{\varphi}{3} - 1 \right), \quad (6.23)$$

где

$$\varphi = \operatorname{Arsh} a \left[ b + c \left( \frac{\theta_{зал}}{\theta_1'} - 1 \right) \right];$$

$$a = \sqrt{\frac{(n+3)^3}{2n^3}}; \quad b = \frac{5n+6}{n+3};$$

$$c = \frac{9(n+1)(n+2)}{(n+3)^2} \frac{\rho'_1 c'_1}{\rho_2 c_2}.$$

Подставляя значение  $X_2$  в уравнение (6.13) и учитывая, что  $m = FR\rho'_1/3$ , получаем

$$d\tau = -\frac{n+3}{9n} \frac{R^2 \rho'_1 c'_1}{\lambda_2} \left( \sqrt{\frac{2n}{n+3}} \operatorname{sh} \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \frac{d\theta'_1}{\theta'_1}. \quad (6.24)$$

Для получения окончательного решения необходимо интегрировать уравнение (6.24) в пределах  $0 - \tau_2$  и  $\theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}$ . Однако при этом получается исключительно громоздкое и неудобное выражение. Гораздо проще решить его приближенно с помощью средних величин. Точность решений в пределах интервала температур отвода теплоты перегрева примерно одинакова:

$$\tau_2 = \frac{n+3}{9n} \frac{R^2 \rho'_1 c'_1}{\lambda_2} \frac{\theta_{\text{зал}} - \theta_{\text{кр}}}{\theta_{\text{зал}} + \theta_{\text{кр}}} \left( \sqrt{\frac{2n}{n+3}} \operatorname{sh} \frac{\varphi}{3} - 1 \right), \quad (6.25)$$

где

$$\varphi = \operatorname{Arsh} a \left[ b + c \left( \frac{\theta_{\text{зал}}}{\theta'_1} - 1 \right) \right];$$

коэффициенты  $a$ ,  $b$  и  $c$  те же, что в формуле (6.23).

**Пример 6.4.** Рассчитать продолжительность отвода теплоты перегрева плоской чугуновой отливки толщиной  $2R = 30$  мм в сухой песчано-глинистой форме.

По формуле (6.17) получаем (без учета продолжительности течения металла)

$$\tau_2 = \frac{4}{3} \left( \frac{0,015 \cdot 7000 \cdot 838}{1265} \right)^2 \cdot \frac{1280 - 1130}{1280 + 1130} \left( \frac{1280}{1130} - 1 \right) = 52 \text{ с}.$$

**Пример 6.5.** Рассчитать время отвода теплоты перегрева цилиндрической чугуновой отливки диаметром  $2R = 60$  мм.

Для расчетов используем формулу (6.20):

$$a = \frac{8}{5} \cdot \frac{7000 \cdot 838}{1600 \cdot 1250} - 1 = 3,692;$$

$$b = (3,692 + 1)1280 = 6007;$$

$$\tau_2 = \frac{5}{12} \cdot \frac{0,03^2 \cdot 7000 \cdot 838(1280 - 1130)}{0,8(1280 + 1130)} \times$$

$$\times \left( \sqrt{\frac{6007 - 3,692 \cdot 1130}{1130}} - 1 \right) = 47,5 \text{ с.}$$

**Пример 6.6.** Рассчитать значение  $\tau_2$  для шаровой чугунной отливки диаметром 90 мм;  $\tau_1 = 0$ . Используем для расчетов формулу (6.25):

$$a = \sqrt{\frac{6^3}{2 \cdot 3^3}} = 2; \quad b = \frac{15 + 6}{6} = 3,5;$$

$$c = \frac{9 \cdot 4 \cdot 5 \cdot 7000 \cdot 838}{6^2 \cdot 1600 \cdot 1250} = 14,665;$$

$$\frac{\varphi}{3} = \frac{1}{3} \text{Arsh} 2 \left[ 3,5 + 14,665 \left( \frac{1280}{1130} - 1 \right) \right] = 1,03;$$

$$\tau_2 = \frac{6}{27} \cdot \frac{0,045^2 \cdot 7000 \cdot 838(1280 - 1130)}{0,8(1280 + 1130)} (\text{sh } 1,03 - 1) = 45,5 \text{ с.}$$

В примерах 6.1—6.6 были взяты отливки с одинаковыми приведенными размерами. Как следует из расчетов, медленнее всех отдает теплоту перегрева плоская отливка, а быстрее — сферическая. Цилиндрическая чугунная отливка охлаждается быстрее плоской на 7,7 %, а шаровая — на 13,5 %.

Перегрев металла, как и теплота течения, в значительной мере сказывается на скорости затвердевания и дальнейшего охлаждения отливки. Однако продолжительность отвода теплоты перегрева невелика и обычно составляет не более 5...10 % продолжительности затвердевания отливки.

#### ЗАТВЕРДЕВАНИЕ ОТЛИВКИ ПРИ ПОСТОЯННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

**Плоская отливка.** Затвердевание отливки заканчивается в момент, когда температура в центральной ее части становится ниже

температуры кристаллизации. Продолжительность затвердевания, включая продолжительность течения металла и отвода теплоты перегрева, равна  $\tau_3$ .

Затвердевание отливки сопровождается выделением удельной теплоты кристаллизации  $r$ , пропорциональной толщине затвердевшей корки:

$$dQ_{\text{кр}} = r\rho_1 F d\xi, \quad (6.26)$$

где  $\xi$  — толщина затвердевшей корки;  $\rho_1$  — плотность затвердевшего металла.

В результате понижения температуры поверхности отливки выделяется аккумулированная ею теплота  $Q_{\text{акк}}$ . Так как отливка затвердевает с относительно малой интенсивностью, распределение температуры по толщине затвердевшей корки можно принять линейным. Тогда

$$dQ_{\text{акк}} = 0,5F\rho_1 c_1 (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}}) d\xi.$$

Полное количество выделенной теплоты

$$dQ_1 = dQ_{\text{кр}} + dQ_{\text{акк}} = F\rho_1 \left[ r + 0,5c_1 (\theta_{\text{кр}} + \theta_{\text{п}}) \right] d\xi.$$

Принимая  $r_1 = r + 0,5c_1(\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}})$ , получим выражение, аналогичное (6.26):  $dQ_1 = r_1\rho_1 F d\xi$ . Здесь величина  $r_1$  учитывает понижение температуры поверхности отливки до некоторой величины  $\theta_{\text{п}}$ .

Уравнение теплового баланса для отливки и формы имеет вид

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}}}{X_2} F d\tau = r_1\rho_1 F d\xi. \quad (6.27)$$

Исключим из решения величину  $X_2$ . Глубина проникновения фронта температуры в форму находится из уравнения

$$X_2 = \frac{(n+1)Q_2}{F\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}}.$$

Количество аккумулированной формой теплоты определяется из уравнения теплового баланса отливки

$$Q_2 = Q_1 = m(q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}}) + r_1\rho_1 F \xi,$$

где

$$q_{\text{пер}} = c'_1 (\theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}).$$

В результате получаем

$$X_2 = (n+1) \frac{m \left[ (q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}}) + Fr_1 \rho_1 \xi \right]}{F \rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}}.$$

Значение  $X_2$  подставляем в уравнение (6.27), разделяем переменные и интегрируем в пределах от  $\tau_2$  до  $\tau$  и от 0 до  $\xi$ . Получаем зависимость толщины твердой корки от времени

$$\tau = \frac{n+1}{n} \left( \frac{\rho_1}{b_2 \theta_{\text{п}}} \right)^2 r_1 \left[ R (q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}}) + r_1 \frac{\xi}{2} \right] \xi + \tau_2. \quad (6.28)$$

Полное время затвердевания отливки  $\tau_3$  определяется при  $\tau = \tau_3$  и  $\xi = R$ :

$$\tau_3 = \frac{n+1}{n} \left( \frac{R \rho_1}{b_2 \theta_{\text{п}}} \right)^2 r_1 \left( q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}} + \frac{r_1}{2} \right) + \tau_2. \quad (6.29)$$

Для относительно малых значений  $q_{\text{теч}}$  и  $q_{\text{пер}}$  зависимость (6.28) упрощается:

$$\tau = \frac{n+1}{2n} \left( \frac{\xi \rho_1 q_{\text{кр}}}{b_2 \theta_{\text{п}}} \right)^2, \quad (6.30)$$

где

$$q_{\text{кр}} = q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}} + r_1,$$

или, решая уравнение относительно  $\xi$ , имеем

$$\xi = \sqrt{\frac{2n}{n+1} \frac{b_2 \theta_{\text{п}}}{\rho_1 q_{\text{кр}}} \sqrt{\tau}}. \quad (6.31)$$

Полное время затвердевания по формуле (6.30) находим при  $\xi = R$ :

$$\tau_3 = \frac{n+1}{2n} \left( \frac{R \rho_1 q_{\text{кр}}}{b_2 \theta_{\text{п}}} \right)^2. \quad (6.32)$$

Результаты расчетов по формулам (6.29) и (6.32) при небольших перегревах практически одинаковы. Поэтому можно использовать для расчетов как одной, так и другой формулами. Исключение составляют лишь случаи, когда форма сильно прогрета протекающим металлом.

Как следует из выведенных зависимостей, важное значение в расчетах имеет температура поверхности раздела отливки и формы  $\theta_{\text{п}}$ , которую определяют из выражения

$$\theta_{\text{п}} = k \left( \sqrt{1 + \frac{2\theta_{\text{кр}}}{k}} - 1 \right), \quad (6.33)$$

где

$$k = \frac{n+1}{2n} \frac{\lambda_1 \rho_1 q_{\text{кр}}}{b_2^2}.$$

**Пример 6.7.** Рассчитать продолжительность затвердевания плоской чугуновой отливки толщиной  $2R = 30$  мм в сухой песчано-глинистой форме:  $T_{\text{зал}} = 1300$  °С;  $q_{\text{теч}} = 0$ , при  $T_0 = 20$  °С;  $\theta_{\text{зал}} = 1280$  °С;  $\theta_{\text{кр}} = 1280$  °С.

Расчет производим по формуле (6.32).

Полная эффективная теплота кристаллизации с учетом перегрева:

$$q_{\text{пер}} = 838(1280 - 1130) = 126 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг};$$

$$q_{\text{кр}} = 126 \cdot 10^3 + 255,7 \cdot 10^3 = 381,7 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг};$$

$$\tau_3 = \frac{4}{6} \left( \frac{0,015 \cdot 7200 \cdot 381,7 \cdot 10^3}{1265 \cdot 1115} \right)^2 = 569 \text{ с.}$$

**Плоская отливка с плоским песчаным стержнем.** В ряде случаев необходимо оформить полость в отливке в виде плоской щели. Металл окружает стержень с двух сторон, и стержень прогревается симметрично (рис. 6.5).

Некоторое время, пока фронт температуры не дойдет до середины стержня (кривая 1), он ведет себя в тепловом отношении как полуграниченное тело. При этом затвердевание металла на поверхности стержня происходит так же, как и с наружной поверхности отливки,

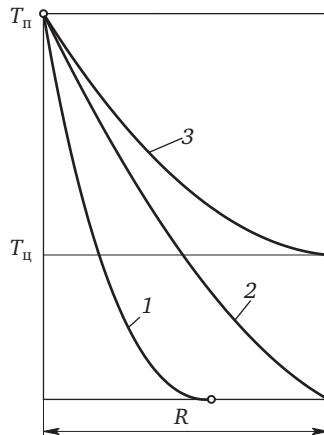


Рис. 6.5. Прогрев стержня:  
1 —  $\tau < \tau_0$ ; 2 —  $\tau = \tau_0$ ; 3 —  $\tau > \tau_0$

и может быть рассчитано по формуле (6.28) или (6.31). Продолжительность этой стадии может быть рассчитана по формуле

$$\tau_0 = \frac{R^2}{2n(n+1)a_2}, \quad (6.34)$$

где  $R$  — половина толщины стержня.

За время  $\tau_0$  стержень аккумулирует следующее количество теплоты:

$$Q_2 = \frac{1}{n+1} FR\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}.$$

За то же время на поверхности стержня затвердеет корочка металла  $\xi_0$  и выделится теплота кристаллизации

$$Q_1 = F\xi_0\rho_1 q_{\text{кр}}.$$

Так как  $Q_1 = Q_2$ , толщина затвердевшей корки металла  $\xi_0$  в момент  $\tau_0$  равна:

$$\xi_0 = \frac{R\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}}{(n+1)\rho_1 q_{\text{кр}}}. \quad (6.35)$$

В последующие моменты центральная часть стержня начинает прогреваться (кривая 3), что ведет к снижению температурного на-

пора и замедлению затвердевания по сравнению с полуограниченной формой.

Количество теплоты, аккумулированное стержнем во второй стадии, определяют из выражения

$$Q_2 = \frac{1}{n+1} FR\rho_2 c_2 (\theta_{\text{п}} - \theta_{\text{ц}}) + FR\rho_2 c_2 \theta_{\text{ц}}$$

или в дифференциальной форме

$$dQ_2 = \frac{n}{n+1} FR\rho_2 c_2 d\theta_{\text{ц}}.$$

Составляем уравнение теплового баланса для стержня

$$\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_{\text{ц}}}{R} d\tau = \frac{1}{n+1} R\rho_2 c_2 d\theta_{\text{ц}}.$$

Интегрируем полученное уравнение в пределах  $0 - \theta_{\text{ц}}$  и  $\tau_0 - \tau$ :

$$\theta_{\text{ц}} = \theta_{\text{п}} \left[ 1 - e^{-(n+1)Fo} \right], \quad (6.36)$$

где  $Fo = a_2(\tau - \tau_0)/R^2$  — критерий Фурье;  $a_2$  — температуропроводность материала формы.

Составляем уравнение теплового баланса для отливки и стержня

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_{\text{ц}}}{R} F d\tau = F\rho_1 q_{\text{кр}} d\xi.$$

Подставляем в уравнение значение  $\theta_{\text{ц}}$  и интегрируем полученное выражение в пределах  $\tau_0 - \tau$  и  $\xi_0 - \xi$ . Получаем

$$\xi = \frac{n}{n+1} \frac{R\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}}{\rho_1 q_{\text{кр}}} \left[ 1 - e^{-(n+1)Fo} \right] + \xi_0. \quad (6.37)$$

При прогреве центра стержня температура его поверхности также будет повышаться. Из условия неразрывности теплового потока на границе раздела металл–стержень имеем

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_{\text{ц}}}{R} = \lambda_1 \frac{\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}}}{\xi}.$$

Заменяя значение  $\theta_{\text{ц}}$  из уравнения (6.36), находим

$$\theta_{\Pi} = \frac{\theta_{\text{кр}}}{1 + n \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{\xi}{R} e^{-(n+1)Fo}},$$

где  $\lambda_1$  — теплопроводность твердого металла.

Из полученного выражения следует, что с течением времени перепад температуры в твердой корке отливки со стороны стержня стремится к нулю, а выделившаяся ранее аккумулированная теплота твердой корки снова поглощается отливкой. Поэтому при расчетах прогрева относительно тонких стержней можно принять  $\theta_{\Pi} = \theta_{\text{кр}}$ . При этом погрешность будет заведомо меньше значения  $(\theta_{\Pi} - \theta_{\text{кр}}) / \theta_{\text{кр}}$  для затвердевания в полуограниченной форме. Например, для чугунной отливки погрешность меньше 1 %.

**Пример 6.8.** Рассчитать кинетику затвердевания чугунной корки, образовавшейся на поверхности плоского стержня. Толщина стержня  $2R = 20$  мм. Полная эффективная теплота кристаллизации  $q_{\text{кр}} = 381,7 \cdot 10^3$  Дж/кг (из примера 6.7).

Определяем продолжительность прогрева стержня (6.34):

$$\tau_0 = \frac{0,01^2}{2 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} = 10,4 \text{ с.}$$

Находим значение  $\xi$  (6.35):

$$\xi_0 = \frac{0,01 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}{4 \cdot 7200 \cdot 381,6 \cdot 10^3} = 0,0021 \text{ м} = 2,1 \text{ мм.}$$

Зависимость  $\xi = f(\tau)$  рассчитываем по формуле (6.37)

$$\xi = \frac{3}{4} \cdot \frac{0,01 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}{7200 \cdot 381,6 \cdot 10^3} \left[ 1 - e^{-\frac{4 \cdot 10^{-7} (\tau - 10,4)}{0,01^2}} \right] + 0,0021 \text{ м}$$

или

$$\xi = 6,26 \left[ 1 - e^{-0,016(\tau - 10,4)} \right] + 2,1 \text{ мм.}$$

Задаваясь последовательно значениями  $\tau$ , находим значения величины  $\xi$  и откладываем их на графике (рис. 6.6, кривая 1). Для сравнения построим по формуле (6.30) зависимость  $\xi = \varphi(\tau)$  для от-

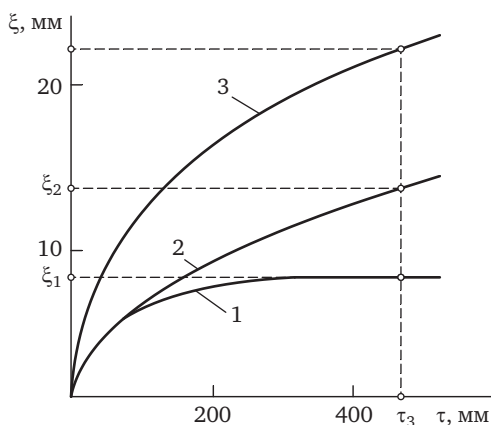


Рис. 6.6. Схема к расчету затвердевания отливки:

1 — со стороны стержня; 2 — со стороны формы; 3 — суммарная кривая

ливки, затвердевающей снаружи (кривая 2). Как следует из графика, тепловая емкость стержня исчерпывается к моменту времени  $\tau \approx 150$  с и в дальнейшем он практически не участвует в процессе затвердевания отливки.

Для того чтобы найти полное время затвердевания металла в промежутке между формой и стержнем, надо сложить линии 1 и 2 (кривая 3). Откладываем толщину отливки (например, 22 мм) на оси ординат. Точка пересечения ординаты с линией 3 определяет полное время затвердевания металла между стержнем и формой  $\tau_3 = 470$  с. Тепловой центр находится на расстоянии около 8 мм от стержня ( $\xi_1$ ) и 14 мм от наружной поверхности отливки ( $\xi_2$ ). Именно в этой части отливки смыкаются фронты кристаллизации, и следует ожидать появления дефектов в виде усадочной и газоусадочной пористости.

**Цилиндрическая отливка.** При затвердевании цилиндрической отливки величина  $\xi$  нелинейно связана с количеством выделенной теплоты, что вызывает определенные трудности в выводе зависимостей. Поэтому вместо толщины затвердевшей корки воспользуемся в расчетах массой затвердевшего металла  $m$ . При затвердевании отливки выделяется теплота

$$dQ = q_{\text{кр}} dm . \quad (6.38)$$

Эффективная теплота кристаллизации учитывает теплоту течения, перегрев металла и охлаждение поверхности отливки

$$q_{\text{кр}} = r + q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}} + \frac{2}{3} c_1 (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}}), \quad (3.39)$$

где  $c_1$  — удельная теплоемкость твердого металла.

Составляем уравнение теплового баланса:

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}}}{X_2} F d\tau = q_{\text{кр}} dm. \quad (6.40)$$

Для сокращения числа переменных воспользуемся в расчетах средним температурным напором и в первом приближении положим  $\theta_{\text{п}} = \text{const}$ .

Исключим из уравнения (6.40) глубину прогрева формы  $X_2$ , для чего приравняем количество теплоты, выделенное отливкой и аккумулярованное формой:

$$\frac{1}{n+1} F X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\text{п}} \left( 1 + \frac{1}{n+2} \cdot \frac{X_2}{R} \right) = q_{\text{кр}} m,$$

где  $R$  — радиус отливки.

Решаем уравнение относительно  $X_2$ . Получаем

$$X_2 = \frac{(n+2)R}{2} \left( \sqrt{1 + 4 \frac{n+1}{n+2} \frac{q_{\text{кр}} m}{FR\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}}} - 1 \right). \quad (6.41)$$

Значение  $X_2$  подставляем в уравнение (6.40) и интегрируем в пределах  $0 \rightarrow \tau$  и  $0 \rightarrow m$ . Получаем

$$\tau = \frac{R^2 (n+2)^2}{12n(n+1)a_2} \left[ \left( 1 + 4 \frac{n+1}{n+2} \frac{q_{\text{кр}} m'}{FR\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}} \right)^{\frac{3}{2}} - 1 \right] - \frac{n+2}{2n} \frac{Rmq_{\text{кр}}}{F\lambda_2 \theta_{\text{п,ср}}}. \quad (6.42)$$

Толщина корки и ее масса связаны соотношением

$$m' = F\xi\rho_1 \left( 1 - \frac{\xi}{2R} \right) \text{ или } \xi = R \left( 1 - \sqrt{1 - \frac{m}{M}} \right), \quad (6.43)$$

где  $M$  — масса отливки.

Заменив в уравнении (6.40)  $m$  через  $\xi$ , получим

$$\tau = \frac{R^2 (n+2)^2}{12n(n+1)a_2} \left\{ \left[ 1 + 2 \frac{n+1}{n+2} \frac{q_{кр}\rho_1\xi(2R-\xi)}{R^2\rho_2c_2\theta_{п}} \right]^{\frac{3}{2}} - 1 \right\} - \frac{n+2}{4n} \frac{q_{кр}\rho_1\xi(2R-\xi)}{\lambda_2\theta_{п.ср}} \quad (6.44)$$

Полное время затвердевания отливки рассчитываем при  $\xi = R$ :

$$\tau_3 = \frac{R^2 (n+2)^2}{12n(n+1)a_2} \left[ \left( 1 + 2 \frac{n+1}{n+2} \frac{q_{кр}\rho_1}{\rho_2c_2\theta_{п\min}} \right)^{\frac{3}{2}} - 1 \right] - \frac{n+2}{4n} \frac{q_{кр}\rho_1R^2}{\lambda_2\theta_{п.ср}} \quad (6.45)$$

Температуру поверхности цилиндрической отливки определяем из уравнения

$$\theta_{п} = \frac{\theta_{кр}}{1 + \frac{2n\lambda_2\xi}{\lambda_1R(n+2) \left[ \sqrt{1 + 4 \frac{n+1}{n+2} \frac{q_{кр}\rho_1\xi(1-\xi/2R)}{R\rho_2c_2\theta_{п}}} - 1 \right]}} \quad (6.46)$$

В уравнении (6.46) величину  $\theta_{п}$ , находящуюся в знаменателе правой части, можно заменить на близкое по значению  $\theta_{кр}$ .

Среднее значение температурного напора находим из выражения

$$\theta_{п.ср} = \frac{\theta_{кр} + \theta_{п\min}}{2}.$$

Значение  $\theta_{п\min}$  рассчитывают по формуле (6.46) при подстановке в нее  $R$  вместо  $\xi$ :

$$\theta_{п\min} = \frac{\theta_{кр}}{1 + \frac{2n\lambda_2}{\lambda_1(n+2) \left( \sqrt{1 + 2 \frac{n+1}{n+2} \frac{q_{кр}\rho_1}{\rho_2c_2\theta_{кр}}} - 1 \right)}} \quad (6.47)$$

**Пример 6.9.** Рассчитать продолжительность затвердевания цилиндрической чугуновой отливки диаметром 60 мм в сухой песчано-глинистой форме,  $q_{\text{теч}} = 0$ .

Эффективная теплота кристаллизации без учета перепада температуры по толщине отливки (из примера 6.7)

$$q_{\text{кр}} = r + q_{\text{пер}} = 381 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

По формуле (6.47) находим значение  $\theta_{\text{п min}}$ :

$$\theta_{\text{п min}} = \frac{1130}{1 + \frac{1,2 \cdot 0,8}{37 \left( \sqrt{1 + 2 \frac{4 \cdot 381 \cdot 10^3 \cdot 7200}{5 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}} - 1 \right)}} = 1090 \text{ } ^\circ\text{C.}$$

С учетом охлаждения поверхности отливки по формуле (6.39)

$$q_{\text{кр}} = 381 \cdot 10^3 + \frac{2}{3} \cdot 755(1130 - 1090) = 396 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

Находим среднюю температуру поверхности отливки

$$\theta_{\text{п.ср}} = \frac{1130 + 1090}{2} = 1110 \text{ } ^\circ\text{C.}$$

По формуле (6.45) рассчитываем продолжительность затвердевания

$$\tau_3 = \frac{25 \cdot 0,03^2}{12 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} \left[ \left( 1 + 2 \frac{4 \cdot 396 \cdot 10^3 \cdot 7200}{5 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1090} \right)^{3/2} - 1 \right] - \frac{5}{12} \cdot \frac{396 \cdot 10^3 \cdot 7200 \cdot 0,03^2}{0,8 \cdot 1110} = 530 \text{ с.}$$

Плоская отливка с одинаковым приведенным размером ( $2R = 30$  мм) затвердевает за 569 с (пример 6.7). Разница в продолжительности затвердевания плиты и цилиндра составляет 5,52 %.

**Цилиндрическая отливка со сплошным цилиндрическим стержнем.** При затвердевании полый цилиндрической отливки изнутри схема расчета остается прежней.

Уравнение теплового баланса для отливки и стержня ( $\tau \leq \tau_0$ ) имеет вид

$$\frac{1}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 \theta_{\Pi} \left( 1 - \frac{1}{n+2} \cdot \frac{X_2}{R} \right) = q_{\text{кр}} m. \quad (6.48)$$

Глубина прогрева стержня

$$X_2 = \frac{R(n+2)}{2} \left( 1 - \sqrt{1 - 4 \frac{n+1}{n+2} \frac{q_{\text{кр}} m}{FR \rho_2 c_2 \theta_{\Pi}}} - 1 \right).$$

Расчет затвердевания отливки со стороны стержня производят по формуле

$$\begin{aligned} \tau = & \frac{n+2}{2n} \frac{q_{\text{кр}} \rho_1 \xi (1 + \xi / (2R))}{\lambda_2 \theta_{\Pi}} + \frac{R^2 (n+2)^2}{12n(n+1)a_2} \times \\ & \times \left\{ \left[ 1 - 4 \frac{n+1}{n+2} \cdot \frac{q_{\text{кр}} \rho_1 \xi (1 + \xi / (2R))}{R \rho_2 c_2 \theta_{\Pi}} \right]^{\frac{3}{2}} - 1 \right\}. \end{aligned} \quad (6.49)$$

Для цилиндрической отливки, затвердевающей изнутри,

$$m = F \xi \rho_1 \left( 1 + \frac{\xi}{2R} \right).$$

Решение (6.49) справедливо лишь для  $X \leq R$ , т.е. в течение времени  $\tau_0$ , пока стержень не прогрелся до центра. Продолжительность первой стадии прогрева находят из выражения

$$\tau_0 = R^2 \frac{3n+2}{6n(n+1)(n+2)a_2}. \quad (6.50)$$

За время  $\tau_0$  на поверхности стержня затвердеет слой металла с массой  $m_0$ , которая определяется из уравнения теплового баланса отливки и стержня (6.48) (при  $X = R$ ):

$$m_0 = \frac{FR \rho_2 c_2 \theta_{\Pi}}{(n+2)q_{\text{кр}}}. \quad (6.51)$$

Во время второй стадии процесса происходит прогрев стержня по всей его толщине. Уравнение теплового баланса имеет вид

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_{\text{ц}}}{R} F d\tau = \frac{n}{n+2} V_2 \rho_2 c_2 d\theta_{\text{ц}},$$

где  $\theta_{\text{п}}$  — избыточная температура центра стержня;  $V_2 = FR/2$  — объем стержня. Интегрируем уравнение в пределах  $0 \rightarrow \theta_{\text{ц}}$  и  $\tau_0 \rightarrow \tau$ . Получаем

$$\theta_{\text{ц}} = \theta_{\text{п}} \left[ 1 - e^{-2(n+2)Fo} \right], \quad (6.52)$$

где  $Fo = a_2(\tau - \tau_0)/R^2$ .

Уравнение теплового баланса для отливки и стержня имеет вид

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_{\text{ц}}}{R} F d\tau = q_{\text{кр}} dm.$$

Подставляем в него значение  $\theta_{\text{ц}}$  из выражения (6.52) и интегрируем в пределах  $\tau_0 \rightarrow \tau$  и  $m_0 \rightarrow m$ . Получаем

$$m = \frac{n}{n+2} \frac{V_2 \rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}}{q_{\text{кр}}} \left[ 1 - e^{-2(n+2)Fo} \right] + m_0. \quad (6.53)$$

Связь между толщиной твердой корки и массой затвердевшего металла определяется из выражения

$$\xi = R \left( \sqrt{1 + \frac{2m}{FR\rho_1}} - 1 \right). \quad (6.54)$$

При затвердевании отливки со стороны цилиндрического стержня удельное количество теплоты, аккумулированное твердой коркой, составляет лишь  $c_1(\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}})/3$ , а перепад температуры по сечению корки примерно в полтора раза меньше, чем в плоской отливке. При  $\tau > \tau_0$  температура поверхности отливки повышается. Поэтому, чтобы избежать громоздких выкладок, можно положить  $\theta_{\text{кр}} = \theta_{\text{п}}$ . Погрешность расчета за счет этого допущения составляет меньше 1%.

**Пример 6.10.** Рассчитать кинетику затвердевания полой чугунной отливки диаметром 100 мм, внутренняя полость которой оформляется сплошным стержнем диаметром 60 мм;  $q_{\text{кр}} = 376 \cdot 10^3$  Дж/кг.

Расчет ведем на единицу длины стержня (1 м).

Площадь поверхности стержня  $F = \pi dl = 3,14 \cdot 0,06 = 0,188$  м<sup>2</sup>.  
Объем стержня  $V^2 = \pi R^2 l = 3,14 \cdot 0,03^2 = 2,82 \cdot 10^{-3}$  м<sup>3</sup>.

По формуле (6.50) находим продолжительность первой стадии прогрева стержня

$$\tau_0 = 0,03^2 \frac{3 \cdot 3 + 2}{6 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 5 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} = 69 \text{ с.}$$

Определяем массу затвердевшего металла (6.51)

$$m_0 = \frac{0,188 \cdot 0,03 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}{5 \cdot 376 \cdot 10^3} = 7,37 \text{ кг.}$$

Толщина затвердевшей корки (6.54)

$$\xi_0 = 0,03 \left( \sqrt{1 + \frac{27,37}{0,188 \cdot 0,03 \cdot 7200}} - 1 \right) = 5 \cdot 10^{-3} \text{ м.}$$

Дальнейший расчет ведем по формуле (6.53):

$$m = \frac{3 \cdot 2,82 \cdot 10^{-3} \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}{5 \cdot 376 \cdot 10^3} \left[ 1 - e^{-\frac{10 \cdot 4 \cdot 10^{-7} (\tau - 69)}{0,03^2}} \right] + 7,37 \text{ кг,}$$

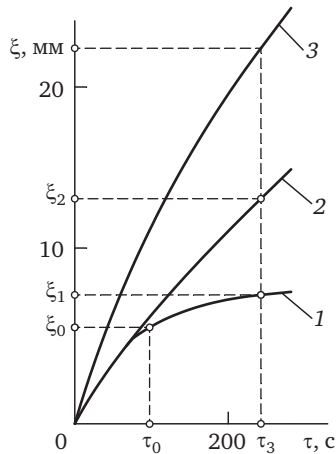
или

$$m = 10,17 \left[ 1 - e^{-4,44 \cdot 10^{-3} (\tau - 69)} \right] + 7,37 \text{ кг.}$$

Подставляя различные значения  $t$ , получаем зависимости  $m=f(\tau)$  и  $\xi = \varphi(\tau)$ . По данным расчета строим график (рис. 6.7, кривая 1). Из анализа кривой 1 видно, что стержень может наморозить на своей поверхности корку толщиной около  $\xi_1 = 9$  мм. Толщина стенки втулки 20 мм. Следовательно, с наружной стороны затвердеет корка толщиной примерно 11 мм.

Находим температуру поверхности отливки (6.46) в момент смыкания фронтов кристаллизации

$$\theta_{\pi} = \frac{1130}{1 + \frac{2 \cdot 3 \cdot 0,8 \cdot 0,011}{37 \cdot 0,05 \cdot 5 \left[ \sqrt{1 + 4 \cdot \frac{4}{5} \cdot \frac{376 \cdot 10^3 \cdot 7200 \left( 1 - \frac{0,011}{0,1} \right)}{0,05 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}} - 1 \right]}} = 1110 \text{ }^{\circ}\text{C,}$$



**Рис. 6.7. Схема к расчету затвердевания полой цилиндрической чугунной отливки:**  
 1 — со стороны сплошного стержня; 2 — со стороны формы;  
 3 — суммарная кривая

$\theta_{кр} - \theta_{п} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  $\theta_{пер} = 1120 \text{ }^{\circ}\text{C}$ . С поправкой на  $\theta_{п}$

$$q'_{кр} = 376 \cdot 10^3 + \frac{2}{3} \cdot 20 \cdot 755 = 386 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

По формуле (6.44) рассчитываем продолжительность затвердевания

$$\tau = \frac{0,05^2 5^2}{12 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} \left\{ \left[ 1 + 2 \frac{4}{5} \cdot \frac{386 \cdot 10^3 \cdot 7200 \xi (0,1 - \xi)}{0,05^2 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1110} \right]^{3/2} - 1 \right\} - \frac{5}{12} \cdot \frac{386 \cdot 10^3 \cdot 7200 \xi (0,1 - \xi)}{0,8 \cdot 1120},$$

или

$$\tau = 1087 \left\{ \left[ 1 + 799 \xi (0,1 - \xi) \right]^{3/2} - 1 \right\} - 1290 \xi (0,1 - \xi) 10^3.$$

Полученные результаты отложим на графике (кривая 2). Сложение ординат кривых 1 и 2 дает суммарную кривую толщины за-

твердевшего металла. Отложив на оси ординат толщину заготовки, получим полное время затвердевания отливки  $\tau_3$ . Величины  $\xi_1$  и  $\xi_2$  показывают, какая толщина корки затвердела со стороны стержня и с наружной поверхности отливки.

**Цилиндрическая отливка с полым цилиндрическим стержнем.** Если стержень не сплошной, то прогрев его происходит по-другому. Продолжительность прохождения температурного фронта через стенку стержня толщиной  $X_2$  и наружным радиусом  $R$  определяют из уравнения

$$\tau_0 = \frac{X_2^2}{2n(n+1)a_2} \left[ 1 - \frac{4}{3(n+2)} \frac{X_2}{R} \right], \quad (6.55)$$

а массу затвердевшего на его поверхности металла — из уравнения (6.48)

$$m_0 = \frac{FX_2\rho_2c_2\theta_{\text{п}}}{(n+1)q_{\text{кр}}} \left( 1 - \frac{1}{n+2} \frac{X_2}{R} \right). \quad (6.56)$$

В последующие моменты прогрев стержня можно представить по следующей схеме.

Через поверхность соприкосновения металла и стержня проходит количество теплоты

$$dQ_2 = n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_2}{X_2} F d\tau,$$

где  $\theta_2$  — избыточная температура поверхности стержня.

Эта теплота аккумулируется стержнем:

$$Q_2 = \frac{1}{n+1} FX_2\rho_2c_2 (\theta_{\text{п}} - \theta_2) \left( 1 - \frac{1}{n+2} \frac{X_2}{R} \right) + FX_2\rho_2c_2\theta_2 \left( 1 - \frac{X_2}{2R} \right).$$

В дифференциальной форме

$$dQ_2 = \frac{n}{n+1} FX_2\rho_2c_2 \left[ 1 + \frac{n+3}{2(n+2)} \frac{X_2}{R} \right] d\theta_2.$$

Для определения количества затвердевшего металла используем уравнение теплового баланса отливки и формы

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_2}{X_2} F dt = q_{\text{кр}} dm .$$

Подставляем значение  $\theta_2$  и интегрируем в пределах  $\tau_0$ — $\tau$  и  $m_0$ — $m$ . Получаем

$$m = \frac{nFX_2\rho_2c_2\theta_{\text{п}}s}{q_{\text{кр}}} (1 - e^{-Fo/s}) + m_0, \quad (6.58)$$

$$\theta_2 = \theta_{\text{п}} (1 - e^{-Fo/s}); \quad s = \frac{1}{n+1} \left( 1 - \frac{n+3}{2(n+2)} \right) \frac{X_2^\alpha}{R}.$$

Формула (6.58) получена в предположении, что стержень закрыт с торцов, т.е. теплота из него никуда не передается. В случае свободного доступа воздуха отданную с внутренней поверхности стержня теплоту можно учесть, добавив в уравнение теплового баланса стержня еще один член:

$$dQ_\alpha = \alpha F_2 \theta_2 dt ,$$

где  $\alpha$  — коэффициент теплоотдачи на внутренней поверхности стержня  $F_2$ .

При наличии оболочкового стержня перепад температуры по толщине затвердевшей корки меньше, чем в отливках со сплошным стержнем, и заведомо меньше, чем в плоской отливке. Поэтому можно принять  $\theta_{\text{п}} = \theta_{\text{кр}}$ .

Обычно для изготовления оболочковых стержней используют смеси на термореактивных связующих. Теплофизические свойства оболочковых стержней на пульвербакелите равны:  $\lambda_2 = 0,79$  Вт/(м·°С);  $c_2 = 1320$  Дж/(кг·°С);  $a_2 = 4,13 \cdot 10^{-7}$  м<sup>2</sup>/с при  $\rho_2 = 1450$  кг/м<sup>3</sup>.

**Пример 6.11.** По данным примера 6.10 рассчитать кинетику затвердевания полый чугунной цилиндрической отливки, внутренняя полость которой оформлена оболочковым стержнем толщиной  $X_2 = 8$  мм.

По формуле (6.55) находим продолжительность первой стадии нагрева

$$\tau_0 = \frac{0,008^2}{2 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 4 \cdot 10^7} \left( 1 - \frac{4}{3 \cdot 5} \frac{0,008}{0,03} \right) = 6,4 \text{ с.}$$

Масса затвердевшего металла (6.56)

$$m_0 = \frac{0,188 \cdot 0,008 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}{367 \cdot 10^3 \cdot 4} \left( 1 - \frac{1}{5} \cdot \frac{0,008}{0,03} \right) = 2,1 \text{ кг}$$

или по формуле (6.54)

$$\xi_0 = 0,03 \left( \sqrt{1 + \frac{2 \cdot 2,1}{0,188 \cdot 0,03 \cdot 7200}} - 1 \right) = 1,56 \cdot 10^{-3} \text{ м.}$$

Дальнейший расчет ведем по формуле (6.58)

$$Fo = \frac{4 \cdot 10^{-7} (\tau - 6,4)}{0,008^2} = 6,25 \cdot 10^{-3} (\tau - 6,4);$$

$$s = \frac{1}{4} \left( 1 - \frac{6}{2 \cdot 5} \cdot \frac{0,008}{0,03} \right) = 0,21;$$

$$m = \frac{3 \cdot 0,188 \cdot 0,008 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}{367 \cdot 10^3} \cdot 0,21 \left[ 1 - e^{-\frac{6,25 \cdot 10^{-3} (\tau - 6,4)}{0,21}} \right] + 2,1 =$$

$$= 5,7 \left[ 1 - e^{-0,0298(\tau - 6,4)} \right] + 2,1 \text{ кг.}$$

Подставляя различные значения  $\tau$ , находим зависимости  $m=f(\tau)$  и  $\xi = \varphi(\tau)$ . Значения  $\xi = \varphi(\tau)$  откладываем на графике (рис. 6.8, кривая 1; кривая 2 затвердевания отливки снаружи взята из рис. 6.7. Как видим, тепловая емкость стержня исчерпывается при затвердевании на его поверхности около 5 мм металла, т.е. фронты кристаллизации смыкаются именно в этом месте. Указанное обстоятельство играет очень важную роль при получении заготовок гильз двигателей, компрессоров и т.д., так как при последующей обработке с внутренней поверхности заготовки снимается припуск 3...5 мм и положение зеркала рабочей поверхности детали совпадает с зоной смыкания фронтов кристаллизации. Именно в этой зоне наиболее вероятно образование усадочных раковин и пор вследствие дефицита питания. Как правило, брак по газоусадочной пористости и раковинам очень велик и обнаруживается только после механической обработки. Устранить его можно посредством сме-

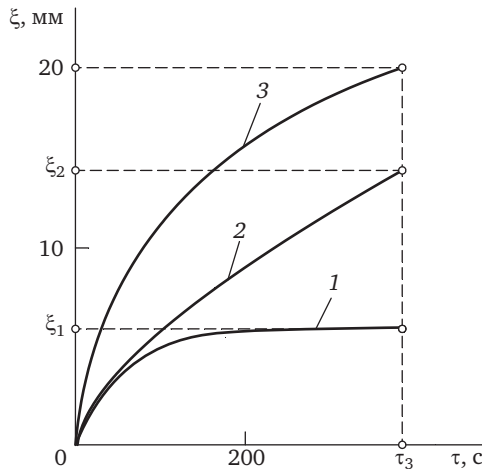


Рис. 6.8. Схема к расчету затвердевания полый цилиндрической чугунной отливки:

1 — со стороны оболочкового стержня; 2 — со стороны формы;  
3 — суммарная кривая

щения зоны смыкания фронтов кристаллизации внутрь отливки за счет применения сплошных стержней или выведением в припуск. В последнем случае надо применять тонкие (с толщиной стенки 45 мм) предварительно прокаленные стержни. Прокалка способствует возгонке части связующего и уменьшению теплоемкости и теплопроводности стержня.

**Шаровая отливка.** Кинетика затвердевания шаровой отливки и прогрева формы, как и для случая затвердевания цилиндрической отливки, определяется из решения уравнения теплового баланса для отливки и формы

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}}}{X_2} F d\tau = q_{\text{кр}} dm. \quad (6.59)$$

В этой зависимости эффективная теплота кристаллизации  $q_{\text{кр}}$  также учитывает перегрев металла и охлаждение поверхности отливки при затвердевании

$$q_{\text{кр}} = r + q_{\text{пер}} + \frac{3}{4} c_1 (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}}). \quad (6.60)$$

Значение переменной  $X_2$  определяем из уравнения теплового баланса для отливки и формы:

$$q_{\text{кр}} m = \frac{1}{n+1} F X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\text{п}} \left[ 1 + \frac{2}{n+2} \frac{X_2}{R} + \frac{2}{(n+2)(n+3)} \frac{X_2^2}{R^2} \right],$$

где  $R$  — радиус сферы.

Решая его относительно  $X_2$ , получаем

$$X_2 = R \left[ \sqrt[3]{a + bm + \sqrt{(a + bm)^2 + c}} + \sqrt[3]{a + bm - \sqrt{(a + bm)^2 + c}} - d \right], \quad (6.61)$$

где

$$a = \left( \frac{n+3}{3} \right)^2 \frac{5n+6}{12}; \quad b = \frac{(n+1)(n+2)(n+3)q_{\text{кр}}}{4FR\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}};$$

$$c = \left[ \frac{n(n+3)}{18} \right]^3; \quad d = \frac{n+3}{3}.$$

Значение  $X_2$  подставляем в уравнение (6.59) и интегрируем полученное выражение в пределах  $0 \rightarrow \tau$  и  $0 \rightarrow m'$ . Получаем

$$\tau = k \left\{ \frac{\left[ a + bm + \sqrt{(a + bm)^2 + c} \right]^2 - 2c}{\left[ a + bm + \sqrt{(a + bm)^2 + c} \right]^{2/3}} + \frac{\left[ a + bm - \sqrt{(a + bm)^2 + c} \right]^2 - 2c}{\left[ a + bm - \sqrt{(a + bm)^2 + c} \right]^{2/3}} - \frac{\left( a + \sqrt{a^2 + c} \right)^2 - 2c}{\left( a + \sqrt{a^2 + c} \right)^{2/3}} - \frac{\left( a - \sqrt{a^2 + c} \right)^2 - 2c}{\left( a - \sqrt{a^2 + c} \right)^{2/3}} \right\} - lm, \quad (6.62)$$

где

$$k = \frac{3R^2}{2n(n+1)(n+2)(n+3)a_2}; \quad l = \frac{n+3}{3n} \cdot \frac{q_{\text{кр}} R}{F\lambda_2 \theta_{\text{п.сп}}}.$$

Связь между толщиной корки и массой затвердевшего металла определяем из уравнений

$$\xi = R \left( 1 - \sqrt[3]{1 - \frac{m}{M}} \right) \quad (6.63)$$

или

$$m = F \xi \rho_1 \left( 1 - \frac{\xi}{R} + \frac{1}{3} \frac{\xi^2}{R^2} \right),$$

где  $M$  — масса шара.

Полное время затвердевания отливки рассчитываем при  $\xi = R$  и  $m = M = FR\rho_1/3$ . В этом случае следует подставить в уравнение (6.62) значение

$$bm = \frac{(n+1)(n+2)(n+3)q_{кр}\rho_1}{12\rho_2c_2\theta_{п\ min}}; \quad lm = \frac{n+3}{9n} \frac{q_{кр}\rho_1 R^2}{\lambda_2\theta_{п.ср}}.$$

Температуру поверхности отливки рассчитываем из условия неразрывности теплового потока на поверхности раздела отливки и формы. При линейном распределении температуры по толщине затвердевшей корки отливки имеем

$$\theta_{п} = \frac{\theta_{кр}}{1 + \frac{n\lambda_2/\lambda_1}{\sqrt[3]{a+bm} + \sqrt{(a+bm)^2 + c} + \sqrt[3]{a+bm} - \sqrt{(a+bm)^2 + c} - d}}. \quad (6.64)$$

Как и для цилиндрической отливки, расчет значений  $\theta_{п}$  ведем методом последовательных приближений, причем в первом приближении в коэффициенты  $b$  и  $l$  вместо  $\theta_{п}$  подставляем величина  $\theta_{кр}$ . Как показывает анализ, для получения сходимости расчетов вполне достаточно двух приближений.

Для расчетов полного времени затвердевания отливки целесообразно использовать средние значения температурных напоров и температуры

$$\theta_{п.ср} = \frac{q_{кр} + \theta_{п\ min}}{2},$$

где  $\theta_{n \min}$  рассчитывается по формуле (6.64) при

$$m = \frac{1}{3} FR \rho_1 \quad (\xi = R).$$

**Пример 6.12.** Рассчитать продолжительность затвердевания чугуновой шаровой отливки диаметром 0,15 м. Заливку осуществляют через литниковую систему, представляющую собой цилиндрический канал длиной 0,5 м и диаметром 20 мм. Продолжительность заливки  $\tau_1 = 20$  с. Потери при заливке составляют  $\Delta T_1 = 20$  °С;  $T'_{\text{зал}} = 1300 - 20 = 1280$  °С;  $\theta'_{\text{зал}} = 1260$  °С.

Рассчитаем потери тепла в литниковой системе. Значение определителя (пример 6.2)  $D = 21$ ,  $\tau_1 < D$ .

Следовательно, для расчетов можно применить формулу (6.10)

$$\varphi = \arccos \left( \frac{40}{21,7} - 1 \right) = 32^\circ 30'; \quad \varphi / 3 = 10^\circ 50';$$

$$\cos 10^\circ 50' = 0,982;$$

$$q_{\text{теч}} = \frac{5 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1260}{8 \cdot 7000} (2 \cdot 0,982 - 1) \times$$

$$\times \left[ 1 + \frac{1}{4} (2 \cdot 0,982 - 1) \right] = 269170 \text{ Дж.}$$

Масса литниковой системы

$$M_1 = \pi R^2 l \rho'_1 = 3,14 \cdot 0,01^2 \cdot 0,5 \cdot 7000 = 1,1 \text{ кг.}$$

Масса жидкого металла в объеме отливки

$$M_2 = \frac{4}{3} \pi R^3 \rho'_1 = \frac{4}{3} \cdot 3,14 \cdot 0,075^3 \cdot 7000 = 12,37 \text{ кг.}$$

Падение температуры металла в литниковой системе (6.11)

$$\Delta T_2 = \frac{269170 \cdot 1,1}{838 \cdot 12,37} = 28 \text{ °С.}$$

С учетом охлаждения в литниковой системе температура поступающего в полость формы металл (6.12)

$$T''_{\text{зал}} = 1280 - 28 = 1252 \text{ °С.}$$

Удельная эффективная теплота кристаллизации без учета перепада температуры по толщине отливки (6.60)

$$q_{\text{кр}} = 250 \cdot 10^3 + (1252 - 1150) \cdot 838 = 335,5 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

Определяем коэффициенты

$$a = 7; bM = \frac{10 \cdot 335,5 \cdot 10^3 \cdot 7000}{1600 \cdot 1250 \cdot 1130} = 10,4; c = 1;$$

$$d = 2; a + bm = 17,4.$$

Здесь мы принимаем  $\rho'_1 = \rho_1$ . Так как прибыль не предусмотрена, то в теле отливки образуется усадочная раковина, а средняя объемная плотность металла при затвердевании не изменится.

Находим значение  $\theta_{\text{п min}}$  (6.64):

$$\theta_{\text{п min}} = \frac{1130}{1 + \frac{0,8}{37} \cdot \frac{3}{\sqrt[3]{17,4 + \sqrt{17,4^2 + 1}} + \sqrt[3]{17,4 - \sqrt{17,4^2 + 1}} - 2}} = 1058 \text{ }^\circ\text{C.}$$

$$\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п min}} = 72 \text{ }^\circ\text{C.}$$

Вносим первую поправку на изменение удельной эффективной теплоты кристаллизации с учетом понижения температуры поверхности

$$q'_{\text{кр}} = 335,5 \cdot 10^3 + \frac{3}{4} \cdot 755 \cdot 72 = 376,3 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

С учетом поправки на изменение  $q_{\text{кр}}$  и  $\theta_{\text{п min}}$

$$(a + bM)' = 7 + \frac{10 \cdot 376,3 \cdot 10^3 \cdot 7000}{1600 \cdot 1250 \cdot 1058} = 19,5;$$

$\theta'_{\text{п min}} = 1067 \text{ }^\circ\text{C}$ ;  $\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п min}} = 63 \text{ }^\circ\text{C}$ . Пересчитав еще раз, получим  $q''_{\text{кр}} = 371,2 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}$ ;  $(a + bM)'' = 19,2$ ;  $\theta''_{\text{п min}} = 1066 \text{ }^\circ\text{C}$ ;  $\theta_{\text{п ср}} = 1098 \text{ }^\circ\text{C}$ , т.е. второе приближение дает практически полную сходимость расчета.

Находим остальные коэффициенты:

$$k = \frac{0,075^2}{240 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} = 58,6;$$

$$IM = \frac{2 \cdot 371,2 \cdot 10^3 \cdot 7000 \cdot 0,075^2}{0,8 \cdot 1098} = 3697.$$

Значения всех найденных величин подставляем в формулу (6.62) и получаем

$$\tau = 58,6 \left[ \frac{\left( (19,2 + \sqrt{19,2^2 + 1})^2 - 2 \right)}{\left( (19,2 + \sqrt{19,2^2 + 1}) \right)^{2/3}} + \frac{\left( (19,2 - \sqrt{19,2^2 + 1})^2 - 2 \right)}{\left( (19,2 - \sqrt{19,2^2 + 1}) \right)^{2/3}} - \frac{\left( (7 + \sqrt{50})^2 - 2 \right)}{\left( (7 + \sqrt{50}) \right)^{2/3}} - \frac{\left( (7 - \sqrt{50})^2 - 2 \right)}{\left( (7 - \sqrt{50}) \right)^{2/3}} \right] - 3697 = 1260 \text{ с.}$$

#### ЗАТВЕРДЕВАНИЕ ОТЛИВКИ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

При затвердевании отливки в интервале температур теплота кристаллизации выделяется с понижением температуры по довольно сложным законам. Поэтому расчет продолжительности процесса затвердевания отливки в интервале температур обычно проводят по формулам, предназначенным для расчета затвердевания при постоянной температуре. В связи с этим встает вопрос об эквивалентной теплоте и температуре кристаллизации отливки.

Затвердевание отливки в интервале температур кристаллизации сопровождается выделением теплоты кристаллизации металла и аккумулированной теплоты, связанной с понижением температуры отливки.

Полное количество теплоты, выделившейся из отливки при затвердевании:

$$Q_{\text{кр}} = M_1 \left[ \frac{c'_1 + c}{2} (T_{\text{лик}} - T_{\text{сол}}) + r_1 \right],$$

где  $c_1$  — удельная теплоемкость твердого металла;  $r_1$  — удельная теплота кристаллизации металла.

Удельное количество эффективной теплоты кристаллизации, отнесенное к 1 кг сплава, составляет

$$q_{\text{кр}} = \frac{c'_1 + c_1}{2} (T_{\text{лик}} - T_{\text{сол}}) + r_1. \quad (6.65)$$

В зависимости от характера затвердевания средняя температура кристаллизации может быть определена различными способами.

Для расчета затвердевания отливок, материал которых твердый раствор или сплав с эвтектическими превращениями

$$T_{кр} = T_{сол} + \frac{1-\varepsilon}{2} \Delta T_{инт}, \quad (6.66)$$

где  $\varepsilon$  — эвтектичность сплава;  $\Delta T_{инт} = T_{лик} - T_{сол}$ .

Наиболее удобным способом определения расчетной эффективной температуры кристаллизации можно считать среднюю интегральную в интервале  $\Delta T_{кр}$  температуру отливки:

$$T_{кр} = \frac{T_{сол} \int_{T_{сол}}^{T_{лик}} T dq(T)}{\int_{T_{сол}}^{T_{лик}} dq(T)}, \quad (6.67)$$

где  $q(T)$  — зависимость выделения теплоты кристаллизации от температуры.

Разбивая интервал температур на  $Z$  отрезков по температуре, зависимость (6.67) можно выразить в конечных величинах:

$$T_{кр} = \frac{\sum_{i=1}^Z T_i q_i(T)}{r_1 + q_{кр}}, \quad (6.68)$$

где  $T_i$  — средняя температура, при которой выделяется теплота  $q_i(T)$ ;  $q_i(T)$  — количество теплоты, выделившееся в интервале температур  $(T_{лик} - T_{сол})/Z$  (находится по диаграмме состояния).

Для конкретных случаев выражение (6.68) можно записать в конечном виде, пренебрегая отдельными малозначащими факторами, например, для сплавов, образующих твердые растворы, в которых основная масса твердой фазы выделяется вблизи температуры  $T_{лик}$ :

$$T_{кр} = \frac{T_{лик} r_1 + 0,25(T_{лик}^2 - T_{сол}^2)(c_1' + c_1)}{q_{кр}}. \quad (6.69)$$

Соответственно для тех случаев, когда теплота течения и перегрева вводится в теплоту кристаллизации (формулы (6.30)–(6.32)), эквивалентная температура кристаллизации

$$T_{\text{кр}} = \frac{q_{\text{теч}} T_{\text{теч}} + 0,5c'_1 (T_{\text{теч}}^2 - T_{\text{лик}}^2) + T_{\text{лик}} r_1 + 0,25 (T_{\text{лик}}^2 - T_{\text{сол}}^2) (c'_1 + c_1)}{q_{\text{кр.эф}}}, \quad (6.70)$$

где  $q_{\text{кр.эф}} = q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}} + q_{\text{кр}}$ .

Для сплавов с эвтектическими превращениями, у которых основное количество теплоты выделяется при  $T_{\text{сол}}$

$$T_{\text{кр}} = \frac{T_{\text{сол}} r_1 + 0,25 (T_{\text{лик}}^2 - T_{\text{сол}}^2) (c'_1 + c_1)}{q_{\text{кр}}}. \quad (6.71)$$

Для расчетов по формулам (6.30)–(6.32)

$$T_{\text{кр}} = \frac{q_{\text{теч}} T_{\text{теч}} + 0,5c'_1 (T_{\text{теч}}^2 - T_{\text{лик}}^2) + T_{\text{сол}} r_1 + 0,25 (T_{\text{лик}}^2 - T_{\text{сол}}^2) (c'_1 + c_1)}{q_{\text{кр.эф}}}. \quad (6.72)$$

Для сплавов с перетектическими превращениями

$$T_{\text{кр}} = \frac{T_{\text{лик}} + T_{\text{сол}}}{2}. \quad (6.73)$$

**Пример 6.13.** Рассчитать продолжительность затвердевания плоской стальной отливки толщиной  $2X_1 = 40$  мм;  $T_{\text{зал}} = 1550$  °С;  $T_{\text{лик}} = 1510$  °С;  $T_{\text{сол}} = 1470$  °С;  $T_0 = 20$  °С;  $r_1 = 268$  кДж/кг;  $c'_1 = 838$  Дж/(кг·°С);  $c_1 = 755$  Дж/(кг·°С);  $\rho'_1 = 7000$  кг/м<sup>3</sup>;  $\rho_1 = 7500$  кг/м<sup>3</sup>;  $\lambda_1 = 30$  Вт/(м·°С);  $b_2 = 1500$  Вт·с<sup>0,5</sup>/(м<sup>2</sup>·°С);  $\tau_1 = 0$ ;  $q_{\text{теч}} = 0$ . Избыточные температуры  $\theta_{\text{теч}} = 1530$  °С;  $\theta_{\text{лик}} = 1490$  °С;  $\theta_{\text{сол}} = 1450$  °С.

Продолжительность отвода теплоты перегрева рассчитываем по формуле (6.17)

$$\tau_2 = \frac{4}{3} \left( \frac{0,02 \cdot 7000 \cdot 838}{1500} \right)^2 \frac{(1530 - 1490)^2}{1490(1530 + 1490)} = 3 \text{ с.}$$

Определяем удельную теплоту перегрева

$$q_{\text{пер}} = 838(1550 - 1510) = 33,6 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

По формуле (6.65) определяем удельную эффективную теплоту кристаллизации без учета понижения температуры поверхности:

$$q_{\text{кр}} = \frac{838 + 755}{2}(1510 - 1470) + 268 \cdot 10^3 = 300 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

Среднюю эффективную температуру кристаллизации рассчитываем по формуле (6.69)

$$T_{\text{кр}} = \frac{1510 \cdot 268 \cdot 10^3 + 0,25(1510^2 - 1470^2)(838 + 755)}{300 \cdot 10^3} = 1507 \text{ }^\circ\text{C.}$$

$$\theta_{\text{кр}} = 1487 \text{ }^\circ\text{C.}$$

По формуле (6.33) находим перепад температуры по толщине отливки

$$k = \frac{4}{6} \cdot \frac{30 \cdot 7500 \cdot 300 \cdot 10^3}{1500^2} = 20000;$$

$$\theta_{\text{п}} = 20000 \left( \sqrt{1 + \frac{2 \cdot 1487}{20000}} - 1 \right) = 1446 \text{ }^\circ\text{C.}$$

Даем поправку на изменение эффективной теплоты кристаллизации (6.65)

$$q_{\text{кр}} = 300 \cdot 10^3 + \frac{1}{2} \cdot 755(1487 - 1446) = 315,5 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

Подставляем в формулу (6.29) значение  $q_{\text{кр}}$  вместо  $r_1$  и рассчитываем продолжительность затвердевания

$$\tau_3 = \frac{4}{3} \left( \frac{0,02 \cdot 7500}{1500 \cdot 1487} \right)^2 315,5 \cdot 10^3 \left( 33,6 \cdot 10^3 + \frac{315,5 \cdot 10^3}{2} \right) + 3 = 368 \text{ с.}$$

### 6.3.3. Затвердевание отливки в песчаной форме с облицовочным слоем

#### ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ

При изготовлении отливок ответственного назначения для предотвращения механического и химического пригара, получения более качественной поверхности и ускорения затвердевания металла в ряде случаев используют формы с облицовочным слоем, который обычно изготавливают из материалов, обладающих более высокими технологическими свойствами, теплопроводностью, плотностью и теплоаккумулирующими свойствами (хромистый железняк, хромомagneзит, циркон и др.).

И хотя в связи с дефицитностью и более высокой стоимостью облицовки наносят сравнительно тонким слоем, затвердевание отливки в такой форме нельзя свести к случаю однослойной полуграниченной формы. В такой форме в начале затвердевания основное количество теплоты поглощается облицовкой, а затем по мере прогрева облицованного слоя теплота передается в остальную часть формы — наполнитель (рис. 6.9).

Соотношение толщин облицовки и отливки может быть таким, что количества теплоты, аккумулированные обеими частями формы, соизмеримы и пренебречь ни одним из них нельзя. Такие же

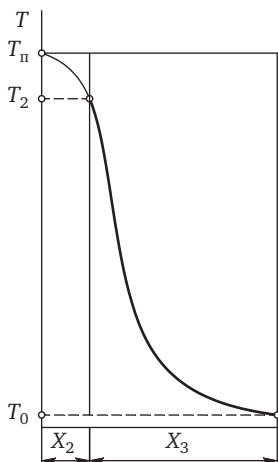


Рис. 6.9. Температурное поле формы с облицовочным слоем

обстоятельства возникают при литье в оболочковые (корковые) формы с засыпкой, по выплавленным моделям с наполнителем.

Принимаем, что распределение температуры в облицовке записывается параболой

$$\theta = (\theta_{\Pi} - \theta_2) \left( 1 - \frac{x}{X_2} \right)^{n_2} + \theta_2, \quad (6.74)$$

где  $X_2$  — толщина облицовочного слоя;  $\theta_2$  — избыточная температура поверхности раздела облицовки и наполнителя;  $n_2$  — показатель параболы, характеризующий распределение температуры в облицовочном слое.

Уравнение температурного поля наполнителя имеет вид

$$\theta = \theta_2 \left( 1 - \frac{x}{X_3} \right)^{n_3}, \quad (6.75)$$

где  $X_3$  — глубина прогрева наполнителя;  $n_3$  — показатель параболы, характеризующей распределение температуры в наполнителе.

Как показывает опыт, температурное поле более теплопроводной облицовки после ее прогрева близко к линейному ( $n_2 \approx 1$ ).

#### ЗАТВЕРДЕВАНИЕ ОТЛИВКИ

Продолжительность прогрева облицовки и выравнивание температурного поля находим по формуле

$$\tau_0 = \frac{X_2^2}{2n_{2cp}(n_{2cp} + 1)a_2}, \quad (6.76)$$

где

$$n_{2cp} = \frac{n_{20} + n_2}{2};$$

$n_{20}$  — показатель степени параболы, описывающей температурное поле облицовки при  $\tau < \tau_0$ .

За это время отлива затвердевает на глубину

$$\xi_0 = \frac{X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\Pi}}{(n_2 + 1) \rho_1 q_{кр}}, \quad (6.77)$$

$$q_{кр} = q_{пер} + r + 0,5c_2(\theta_{кр} - \theta_{\Pi}).$$

С момента  $\tau_0$  начинается тепловое взаимодействие отливки и засыпки. Запишем уравнение теплового баланса для отливки и формы

$$\rho_1 q_{\text{кр}} d\xi = n_2 \frac{\lambda_2}{X_2} (\theta_{\text{п}} - \theta_2) d\tau. \quad (6.78)$$

Условие неразрывности теплового потока на границе облицовки и наполнителя

$$n_2 \frac{\lambda_2}{X_2} (\theta_{\text{п}} - \theta_2) = n_3 \frac{\lambda_3}{X_3} \theta_2, \quad (6.79)$$

где  $\lambda_3$  — теплопроводность материала наполнителя.

Для исключения из решения переменной  $X_3$  составим еще одно уравнение теплового баланса:

$$\xi \rho_1 q_{\text{кр}} = X_2 \rho_2 c_2 \frac{\theta_{\text{п}} + n_2 \theta_2}{n_2 + 1} + X_3 \rho_3 c_3 \frac{\theta_2}{n_3 + 1}, \quad (6.80)$$

где  $\rho_3, c_3$  — соответственно плотность и удельная теплоемкость материала наполнителя, откуда

$$X_3 = \frac{1}{\theta_2} \frac{n_3 + 1}{\rho_3 c_3} \left( \xi \rho_1 q_{\text{кр}} - X_2 \rho_2 c_2 \frac{\theta_{\text{п}}}{n_2 + 1} \right) - n_2 \frac{n_3 + 1}{n_2 + 1} \frac{X_2 \rho_2 c_2}{\rho_3 c_3}.$$

Подставляем в уравнение (6.79) значение  $X_3$  и решаем его относительно  $\theta_2$ :

$$\theta_2 = \frac{k + l \theta_{\text{п}} - \sqrt{(k + l \theta_{\text{п}})^2 - 4k \theta_{\text{п}} \left( l - X_2 \frac{n_3 \lambda_3}{n_2 \lambda_2} \right)}}{2 \left( l - X_2 \frac{n_3 \lambda_3}{n_2 \lambda_2} \right)}, \quad (6.81)$$

$$k = \frac{n_3 + 1}{\rho_3 c_3} \left( \xi \rho_1 q_{\text{кр}} - \frac{X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}}{n_2 + 1} \right),$$

где

$$l = n_2 \frac{n_3 + 1}{n_2 + 1} \frac{X_2 \rho_2 c_2}{\rho_3 c_3}.$$

Подставляем значение  $\theta_2$  в уравнение (6.78) и интегрируем полученное выражение в пределах  $\tau_0 - \tau$  и  $\xi_0 - \xi$ :

$$\int_{\tau_0}^{\tau} d\tau = \frac{2X_2 \rho_1 q_{\text{кр}}}{n_2 \lambda_2} \left( l - X_2 \frac{n_3 \lambda_3}{n_2 \lambda_2} \right) \times \\ \times \int_{\xi_0}^{\xi} \frac{d\xi}{2\theta_{\Pi} \left( l - X_2 \frac{n_3 \lambda_3}{n_2 \lambda_2} \right) - k - l\theta_{\Pi} + \sqrt{(k + l\theta_{\Pi})^2 - 4k\theta_{\Pi} \left( l - X_2 \frac{n_3 \lambda_3}{n_2 \lambda_2} \right)}}$$

После преобразований имеем

$$\tau - \tau_0 = \frac{2X_2^2}{n_2 a_2} \left( \frac{n_2}{n_2 + 1} - \frac{n_3}{n_3 + 1} \frac{b_3^2}{n_2 b_2^2} \right) \int_{\xi_0}^{\xi} \frac{d\xi}{p - \xi + \sqrt{\xi^2 - 2p\xi + w}},$$

где

$$p = \frac{X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\Pi}}{\rho_1 q_{\text{кр}}} \left( 1 - \frac{2n_3}{n_3 + 1} \frac{b_3^2}{n_2 b_2^2} \right);$$

$$w = \left( \frac{X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\Pi}}{\rho_1 q_{\text{кр}}} \right)^2 \left( 1 - \frac{4}{n_2 + 1} \frac{n_3}{n_3 + 1} \frac{b_3^2}{n_2 b_2^2} \right).$$

Обозначим  $\sqrt{\xi^2 - 2p\xi + w} = z - \xi$ . Тогда

$$\xi = \frac{z^2 - w}{2(z - p)}; \quad d\xi = \frac{z^2 - 2pz + w}{2(z - p)^2} dz;$$

$$\sqrt{\xi_0^2 - 2p\xi_0 + w} = z_0 - \xi_0; \quad \sqrt{\xi^2 - 2p\xi + w} = z - \frac{z^2 - w}{2(z - p)}.$$

Заменим переменные

$$\int_{\xi_0}^{\xi} \frac{d\xi}{p - \xi + \sqrt{\xi^2 - 2p\xi + w}} = \int_{z_0}^z \frac{\frac{z^2 - 2pz + w}{2(z - p)^2} dz}{p - \frac{z^2 - w}{2(z - p)} + z - \frac{z^2 - w}{2(z - p)}} =$$

$$= \frac{1}{2(w-p^2)} \int_{z_0}^z \left[ (z-p) + \frac{w-p^2}{z-p} \right] dz = \frac{(z-p)^2 - (z_0-p)^2}{4(w-p^2)} + \frac{1}{2} \ln \left| \frac{z-p}{z_0-p} \right| .$$

Окончательно получим

$$\tau = a \left( \frac{n_2}{n_2+1} - b \right) \left[ \ln \left| \frac{z-p}{z_0-p} \right| + \frac{(z-p)^2 - (z_0-p)^2}{2(w-p^2)} \right] + \tau_0, \quad (6.82)$$

где 
$$a = \frac{X_2^2}{n_2 a_2}; \quad b = \frac{n_3}{n_3+1} \frac{b_3^2}{n_2 b_2^2}; \quad c = \frac{X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\Pi}}{\rho_1 q_{\text{кр}}};$$

$$p = c(1-2b); \quad w = c^2 \left( 1 - \frac{4b}{n_2+1} \right);$$

$$z = \xi + \sqrt{\xi^2 - 2p\xi + w}; \quad z_0 = \xi_0 + \sqrt{\xi_0^2 - 2p\xi_0 + w} .$$

Температуру поверхности отливки  $\theta_{\Pi}$  определим из условия неразрывности теплового потока на границе раздела отливки и формы

$$\frac{\lambda_1}{\xi} (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\Pi}) = \frac{n_2 \lambda_2}{X_2} (\theta_{\Pi} - \theta_2),$$

откуда

$$\theta_{\Pi} = \frac{\theta_{\text{кр}} + n_2 \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{\xi}{X_2} \theta_2}{1 + n_2 \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{\xi}{X_2}} \quad (6.83)$$

и при  $\xi = R$

$$\theta_{\Pi \text{ min}} = \frac{\theta_{\text{кр}} + n_2 \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{R}{X_2} \theta'_2}{1 + n_2 \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{R}{X_2}} . \quad (6.84)$$

Значение  $\theta_2$  находим из уравнения (6.81) при подстановке в него в первом приближении  $\theta_{кр}$  вместо  $\theta_{п}$ . Затем полученную величину  $\theta_2$  можно использовать для уточнения значения  $\theta_{п}$ . Опыт расчетов показывает, что поправки к первому приближению невелики и ими можно пренебречь.

При расчетах надо иметь в виду, что термофизические коэффициенты облицовки и засыпки надо брать с учетом постепенного нагрева поверхности их раздела до температуры  $\theta_2$ . Целесообразнее всего выбирать для расчетов среднюю теплопроводность облицовки в интервале  $(\theta_{п} - \theta_2)/2$  и теплоемкость в интервале  $\theta_{п} - \theta_2$ , используя для этой цели зависимость влияния начальной температуры формы на ее тепловые свойства. Для наполнителя значение  $\lambda_3$  выбирают по средней температуре  $\theta_2/2$ , а  $c_2$  — по  $\theta_2$ , для чего следует использовать зависимость тепловых свойств формы от температуры заливаемого металла.

**Пример 6.14.** Рассчитать продолжительность затвердевания плоской чугуновой отливки толщиной 30 мм в облицованной форме с параметрами:  $X_2 = 0,01$  м;  $a_2 = 4,6 \cdot 10^{-7}$  м<sup>2</sup>/с;  $b_2 = 1770$  Вт · с<sup>0,5</sup>/(м<sup>2</sup> · °С);  $c_2 = 1300$  Дж/(кг · °С);  $\lambda_2 = 1,2$  Вт/(м · °С);  $\rho_2 = 2000$  кг/м<sup>3</sup>;  $b_3 = 1110$  Вт · с<sup>0,5</sup>/(м<sup>2</sup> · °С);  $c_3 = 1100$  Дж/(кг · °С);  $\lambda_3 = 0,7$  Вт/(м · град);  $\rho_3 = 1600$  кг/м<sup>3</sup>. Распределение температуры в форме  $n_{20} = 3$ ;  $n_2 = 1$ ;  $n_3 = 3$ .

Находим  $n_{2cp} = (3 + 1)/2 = 2$ .

Продолжительность прохождения фронта температуры через прослойку (6.34)

$$\tau_0 = \frac{10^{-4}}{2 \cdot 2 \cdot 3 \cdot 4,6 \cdot 10^{-7}} = 18 \text{ с.}$$

Толщина затвердевшей корки (6.77)

$$\xi_0 = \frac{0,01 \cdot 2000 \cdot 1300 \cdot 1130}{2 \cdot 376 \cdot 10^3 \cdot 7200} = 5,4 \cdot 10^{-3} \text{ м.}$$

Находим температуру  $\theta_2$  (6.81) при  $\xi = R$ :

$$k = \frac{4}{1600 \cdot 1100} \left( 0,015 \cdot 7200 \cdot 376 \cdot 10^3 - \frac{0,01 \cdot 2000 \cdot 1300 \cdot 1130}{2} \right) = 58,8;$$

$$l = \frac{4}{2} \cdot \frac{0,01 \cdot 2000 \cdot 1300}{1600 \cdot 1100} = 2,96 \cdot 10^{-2};$$

$$k + l\theta_{\Pi} = 58,8 + 2,96 \cdot 10^{-2} \cdot 1130 = 92,2;$$

$$l - X_2 \frac{n_3 \lambda_3}{n_2 \lambda_2} = 2,96 \cdot 10^{-2} - 0,01 \cdot \frac{3 \cdot 0,7}{2,1} = 1,21 \cdot 10^{-2};$$

$$\theta_2 = \frac{92,2 - \sqrt{92,2^2 - 4 \cdot 58,8 \cdot 1130 \cdot 1,21 \cdot 10^{-2}}}{2 \cdot 1,21 \cdot 10^{-2}} = 810 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

С учетом  $\theta_2$  находим величину  $\theta_{2 \min}$  (6.84):

$$\theta_{\Pi \min} = \frac{1130 + \frac{1,2}{37} \cdot \frac{0,015}{0,01} \cdot 810}{1 + \frac{1,2}{37} \cdot \frac{0,015}{0,01}} = 1114 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

С учетом перепада температуры по толщине отливки

$$\theta_{\text{кр}} = 376 \cdot 10^3 + 0,5 \cdot 755(1130 - 1114) = 382 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}.$$

Находим продолжительность затвердевания (6.82)

$$a = \frac{0,01^2}{4,6 \cdot 10^{-7}} = 217,5; \quad b = \frac{3}{4} \cdot \frac{1110^2}{1710^2} = 0,294;$$

$$c = \frac{0,01 \cdot 2000 \cdot 1300 \cdot 1114}{7200 \cdot 382 \cdot 10^3} = 10,55 \cdot 10^{-3};$$

$$p = 10,55 \cdot 10^{-3} (1 - 2 \cdot 0,294) = 4,35 \cdot 10^{-3};$$

$$w = (10,55 \cdot 10^{-3})^2 \left( 1 - \frac{4 \cdot 0,294}{2} \right) = 45,8 \cdot 10^{-6};$$

$$z = 0,015 + \sqrt{0,015^2 - 2 \cdot 4,35 \cdot 10^{-3} \cdot 0,015 + 45,8 \cdot 10^{-6}} = 26,9 \cdot 10^{-3};$$

$$z_0 = 5,4 \cdot 10^{-3} + \sqrt{5,4^2 \cdot 10^{-6} - 2 \cdot 4,35 \cdot 10^{-3} \cdot 5,4 \cdot 10^{-3} + 45,8 \cdot 10^{-6}} = 10,7 \cdot 10^{-3};$$

$$z - p = 21,55 \cdot 10^{-3}; \quad z_0 - p = 6,35 \cdot 10^{-3};$$

$$w - p^2 = (45,8 - 4,35^2)10^{-6} = 26,8 \cdot 10^{-6};$$

$$\tau_3 = 217,5(0,5 - 0,294) \left[ \ln \frac{21,55}{6,35} + \frac{(21,55^2 - 6,35^2) \cdot 10^{-6}}{2 \cdot 26,8 \cdot 10^{-6}} \right] + 18 = 423 \text{ с.}$$

Как видим, по сравнению с неограниченной формой (пример 6.7) продолжительность затвердевания уменьшилась примерно на 25 % (параметры засыпки выбраны по примеру 6.7 с учетом влияния температуры на тепловые свойства смеси). Влияние облицовочного слоя тем значительнее, чем больше отношение  $X_2/R$ . Кроме того, в течение времени  $\tau_0$  скорость затвердевания отливки определяется только тепловыми свойствами облицовки.

На практике при использовании сравнительно дорогих облицовочных смесей можно рекомендовать применение облицовок толщиной  $(0,5 \dots 1,0)R$  для тонкостенных отливок и  $(0,2 \dots 0,5)R$  для массивных. Например, для плиты  $2R = 20$  мм достаточно облицовки толщиной 10 мм, а для отливки  $2R = 0,2$  м —  $X_2 = 20 \dots 30$  мм.

## 6.4. Расчет продолжительности затвердевания во влажной песчаной форме

### 6.4.1. Особенности теплопереноса в форме

При заливке металла во влажную песчано-глинистую форму влага интенсивно испаряется при достижении температуры кипения. Поверхностный слой формы, соприкасающийся с отливкой, быстро высыхает, фронт испарения перемещается внутрь. Пар, проходя по капиллярам тела и попадая в непрогретые области формы, конденсируется. При этом с паром переносится большое количество теплоты. В связи с этим эффективная теплопроводность формы заметно возрастает по сравнению с сухой. Наряду с обычными видами переноса (лучеиспускание, кондукция, конвекция) значительная доля теплоты переносится вместе с паром. Если при охлаждении отливки в сухой песчано-глинистой форме тепловые эффекты фазовых переходов в материале формы (возгонка органических веществ, испарение кристаллизационной воды и т.п.) играют второстепенную роль, и их действие можно учесть при помощи эффективных значений теплоемкости и теплопроводности, то тепловые эффекты

кипения и конденсации влаги в сырой форме соизмеримы с основными видами переноса теплоты.

Рассмотрим распределение температуры в сечении влажной формы при затвердевании в ней плоской чугуновой отливки толщиной 30 мм (рис. 6.10). Начальная влажность формы  $u_0$  равна 8 %.

Температурное поле влажной формы в любой момент времени можно разделить на три характерные зоны, схематически изображенные на рис. 6.11.

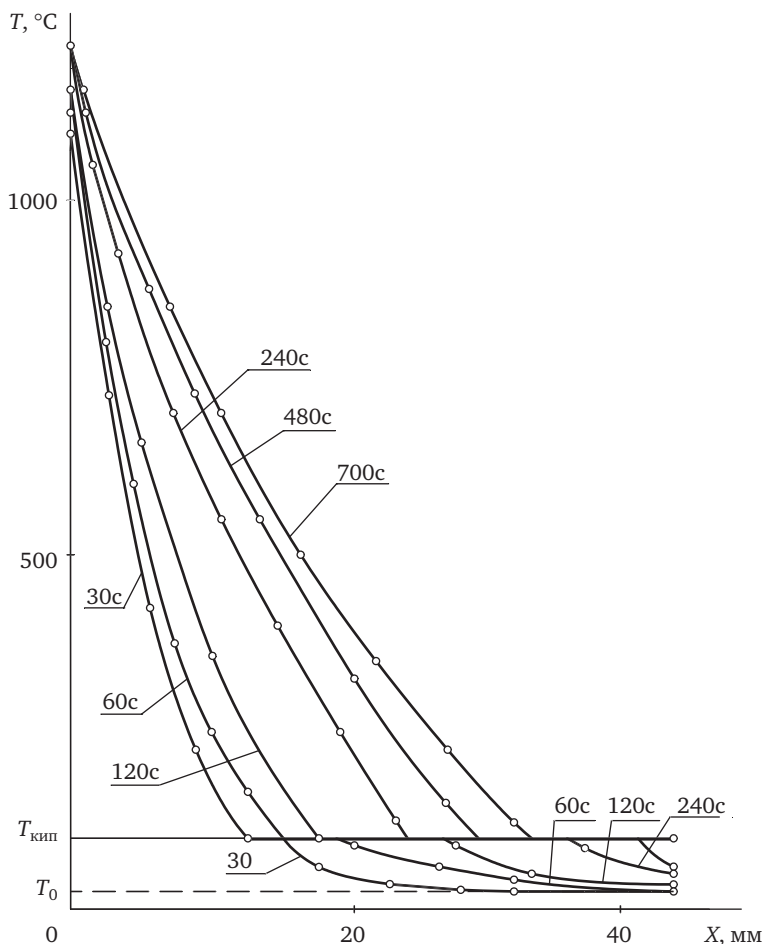


Рис. 6.10. Температурное поле влажной песчано-глинистой формы

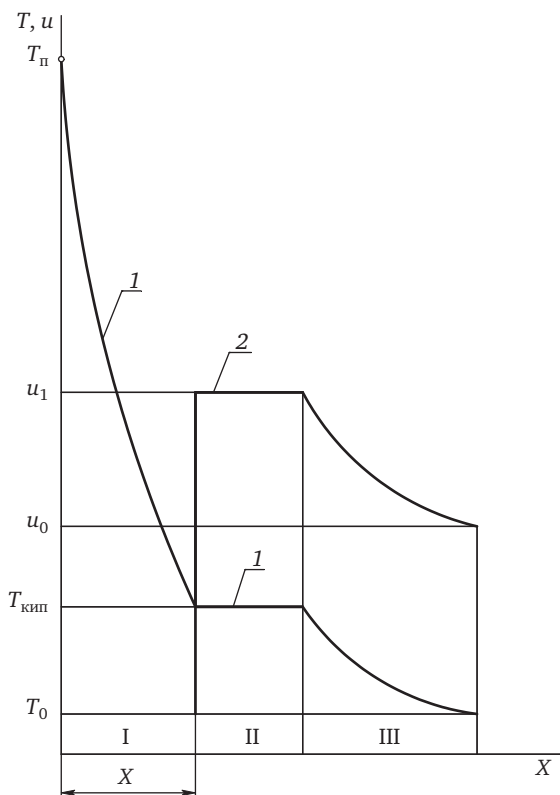


Рис. 6.11. Схема распределения температуры (1) и влажности (2) в форме при затвердевании отливки

В зоне I под действием высокой температуры влага испарилась, и процесс переноса теплоты происходит по законам, характерным для сухой песчано-глинистой формы. Температура зоны II практически одинакова и примерно равна температуре кипения. Кипение влаги происходит на границе зон I и II. Пары фильтруются через форму и, конденсируясь, нагревают ее. Участки формы, нагретые до температуры кипения, увлажняются за счет сконденсировавшегося пара до определенной величины  $u_1$ , т. е. пар конденсируется столько, сколько необходимо для нагрева материала формы до температуры кипения. Слой формы с максимальной влажностью  $u_1$  образует зону II. Очевидно, образовавшиеся на стыке зон I и II пары

воды проходят через зону II транзитом и конденсируются в зоне III, отдавая ей свою теплоту. Влажность в зоне III переменная, она изменяется от  $u_1$  (на границе с зоной II) до  $u_0$  (в конце зоны III).

Величина влажности зоны II находится из следующих соображений. Количество теплоты, выделившееся при конденсации пара, нагревает форму до температуры кипения. Следовательно,

$$(u_1 - u_0)r_{\text{и}} = c_{20}(T_{\text{кип}} - T_0), \quad (6.85)$$

где  $r_{\text{и}}$  — теплота испарения (конденсации) влаги;  $c_{20}$  — удельная теплоемкость формы с начальной влажностью  $u_0$ .

Из уравнения (6.85) имеем

$$u_1 = \frac{c_{20}(T_{\text{кип}} - T_0)}{r_{\text{и}}} + u_0. \quad (6.86)$$

Теплоемкость влажной формы сравнительно точно определяется с помощью правила аддитивности

$$c_{20} = c'_2(1 - u_0) + c_{\text{в}}u_0,$$

где  $c'_2$  — средняя удельная теплоемкость материала сухой формы в интервале температур  $T_0 - T_{\text{кип}}$ ;  $c_{\text{в}}$  — удельная теплоемкость воды.

Подставляя значение  $c_2$  в уравнение (6.86), получаем

$$u_1 = \frac{c'_2(1 - u_0) + u_0c_{\text{в}}}{r_{\text{и}}}(T_{\text{кип}} - T_0) + u_0. \quad (6.87)$$

Для обычной песчано-глинистой формы  $c'_2 = 820$  Дж/(кг·град);  $c_{\text{в}} = 4190$  Дж/(кг·°С);  $r_{\text{и}} = 2,24 \cdot 10^6$  Дж/кг и  $T_{\text{кип}} - T_0 = 80$  °С. Подставляя эти значения в уравнение (6.87), получаем при нагреве формы от температуры цеха до температуры кипения

$$u_1 = 0,03 + 1,118 u_0. \quad (6.88)$$

Используем метод исключения переменных и будем считать, что температурное поле зоны I описывается параболой  $n$ -го порядка. Тогда

$$T = (T_{\text{п}} - T_{\text{кип}}) \left(1 - \frac{x}{X}\right)^n + T_{\text{кип}},$$

где  $X$  — глубина зоны I.

Для упрощения записей обозначим  $T_{\Pi} - T_{\text{кип}} = \theta_{\Pi}$ ;  $T - T_{\text{кип}} = \theta$ . Тогда

$$\theta = \theta_{\Pi} \left( 1 - \frac{x}{X} \right)^n. \quad (6.89)$$

Величина показателя степени параболы зависит от начальной влажности формы, приближенное его значение для песчано-глинистой формы можно принять

$$n \approx 3 - (20 \dots 22) u_0 \quad (0 < u_0 < 0,08). \quad (6.90)$$

#### 6.4.2. Расчет общей продолжительности затвердевания отливки

##### ТЕЧЕНИЕ МЕТАЛЛА

**Плоский канал.** Течение металла в плоском канале влажной формы принципиально не отличается от такового в сухой. Канал считается целиком заполненным металлом, а перенос теплоты и пара происходит по нормали к поверхности соприкосновения металла и формы.

Количество теплоты, аккумулированной формой за время течения металла при  $\theta_{\Pi} = \theta_{\text{теч}}$ , определяем из выражения

$$Q_{\text{теч}} = \frac{1}{n+1} F X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\text{теч}} (1+A), \quad (6.91)$$

где

$$A = \frac{(n+1) u_1 r_{\text{и}}}{(1-u_1) c_2 \theta_{\text{теч}}}.$$

Зависимость между количеством аккумулированной формой теплоты при течении металла и временем получаем из выражения

$$Q_{\text{теч}} = F b_2 \theta_{\text{теч}} \sqrt{\frac{2n}{n+1}} (1+A) \tau_1. \quad (6.92)$$

Для расчетов удельной теплоты течения металла относим теплоту течения к массе элемента отливки (6.6)

$$q_{\text{теч}} = \frac{b_2 \theta_{\text{теч}}}{R \rho_1'} \sqrt{\frac{2n}{n+1} (1+A) \tau_1}. \quad (6.93)$$

**Цилиндрический канал.** При течении металла в цилиндрическом канале влажной формы количество теплоты, аккумулированное формой, определяем из уравнения

$$Q_{\text{теч}} = \frac{1}{n+1} F X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\text{теч}} \left[ 1 + A + \left( \frac{1}{n+2} + \frac{A}{2} \right) \frac{X_2}{R} \right]. \quad (6.94)$$

Если выразить зависимость величины  $Q_{\text{теч}}$  с учетом глубины прогрева  $X_2$ , получим:

при  $\tau_1 > D$

$$Q_{\text{теч}} = \frac{FR \rho_2 c_2 \theta_{\text{теч}}}{2(n+1)} (1+A)^2 B \left( 2 \operatorname{ch} \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \times \\ \times \left[ 1 + \frac{B}{2} \left( 2 \operatorname{ch} \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \left( \frac{1}{n+2} + \frac{A}{2} \right) \right], \quad (6.95)$$

где  $\varphi = \operatorname{arch} \left( \frac{2\tau_1}{D} - 1 \right)$ ;  $X_2 = \frac{R}{2} (1+A) B \left( 2 \operatorname{ch} \frac{\varphi}{3} - 1 \right)$ ;

при  $\tau_1 < D$

$$Q_{\text{теч}} = \frac{FR \rho_2 c_2 \theta_{\text{теч}}}{2(n+1)} (1+A)^2 B \left( 2 \cos \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \times \\ \times \left[ 1 + \frac{B}{2} \left( 2 \cos \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \left( \frac{1}{n+2} + \frac{A}{2} \right) \right], \quad (6.96)$$

где  $\varphi = \operatorname{arccos} \left( \frac{2\tau_1}{D} - 1 \right)$ ;  $X_2 = \frac{R}{2} (1+A) B \left( 2 \cos \frac{\varphi}{3} - 1 \right)$ ;

$$D = \frac{(1+A)^3 B^2 R^2}{6n(n+1)a_2}; \quad B = \frac{n+2}{2+A(n+2)}.$$

Соответственно удельная теплота течения в цилиндрическом канале влажной формы:

при  $\tau_1 > D$

$$q_{\text{теч}} = \frac{\rho_2 c_2 \theta_{\text{теч}}}{(n+1)\rho_1'} (1+A)^2 B \left( 2 \operatorname{ch} \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \times \left[ 1 + \frac{B}{2} \left( 2 \operatorname{ch} \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \left( \frac{1}{n+2} + \frac{A}{2} \right) \right]; \quad (6.97)$$

при  $\tau_1 < D$

$$q_{\text{теч}} = \frac{\rho_2 c_2 \theta_{\text{теч}}}{(n+1)\rho_1'} (1+A)^2 B \left( 2 \cos \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \times \left[ 1 + \frac{B}{2} \left( 2 \cos \frac{\varphi}{3} - 1 \right) \left( \frac{1}{n+2} + \frac{A}{2} \right) \right]. \quad (6.98)$$

**Пример 6.15.** Рассчитать удельную теплоту течения расплава чугуна в плоском канале влажной формы с начальной влажностью  $u_0 = 5\%$ . Толщина канала  $2R = 20$  мм; продолжительность течения металла  $\tau_1 = 30$  с;  $T_{\text{зал}} = 1300$  °С;  $T_0 = 20$  °С;  $\theta_{\text{зал}} = 1200$  °С.

Находим влажность  $u_1$  (6.88):

$$u_1 = 0,03 + 1,118 \cdot 0,05 = 0,0859.$$

Значение показателя  $n$  (6.90):

$$n = 3 - 20 \cdot 0,05 = 2.$$

Определяем параметр  $A$  (6.91)

$$A = \frac{3 \cdot 0,0859 \cdot 2 \cdot 24 \cdot 10^6}{(1 - 0,0859) \cdot 1250 \cdot 1200} = 0,421.$$

По формуле (6.93) определяем удельную теплоту течения

$$q_{\text{теч}} = \frac{1200 \cdot 1265}{0,01 \cdot 7000} \sqrt{\frac{4}{3}} \cdot 1,421 \cdot 30 = 163500 \text{ Дж/кг.}$$

Как видим, по сравнению с аналогичным примером 6.1 по расчету течения металла в сухой форме ( $q_{\text{теч}} = 155000$  Дж/кг) сырая форма поглощает теплоты примерно на 5,5 % больше.

**Пример 6.16.** Рассчитать удельную теплоту течения расплава чугуна в цилиндрическом канале влажной формы диаметром  $2R = 20$  мм;  $\tau_1 = 30$  с. Все параметры формы и металла те же, что в примере 6.15.

Предварительно находим величины  $B$  и  $D$  (6.96):

$$B = \frac{2+2}{2+0,421 \cdot 4} = 1,086;$$

$$D = \frac{1,086^2 \cdot 1,421^3 \cdot 0,01^2}{6 \cdot 2 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} = 23,5.$$

По формуле (6.97) определяем

$$q_{\text{теч}} = \frac{1600 \cdot 1250 \cdot 1200}{3 \cdot 7000} \cdot 1,421^2 \cdot 1,086 (2 \cdot 1,057 - 1) \times \\ \times \left[ 1 + \frac{1,086}{2} (2 \cdot 1,057 - 1) \left( \frac{1}{4} + \frac{0,421}{2} \right) \right] = 356950 \text{ Дж/кг};$$

$$\varphi = \text{arch} \left( \frac{2 \cdot 30}{23,5} - 1 \right) = 1,0085; \quad \frac{\varphi}{3} = 0,336; \quad \text{ch} 0,336 = 1,057.$$

В сухой форме (пример 6.2) удельная теплота течения составила  $340 \cdot 10^3$  Дж/кг или на 4,98 % меньше.

#### ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ ОТВОДА ТЕПЛОТЫ ПЕРЕГРЕВА

**Плоская отливка.** Как и для сухой формы, отвод теплоты перегрева рассчитывают из уравнения теплового баланса для отливки и формы:

$$n\lambda_2 \frac{\theta'_1}{X_2} F d\tau = -Mc'_1 d\theta'_1, \quad (6.99)$$

где  $\theta'_1 = T'_1 - T_{\text{кип}}$  — избыточная температура жидкого металла.

Значение  $X_2$  определяем из уравнения теплового баланса:

$$Rp'_1 [q_{\text{теч}} + c'_1 (\theta_{\text{теч}} - \theta'_1)] = \frac{1}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 (\theta'_1 + A\theta_{\text{кр}}),$$

где

$$A = \frac{(n+1) u_1 r_{\text{и}}}{(1-u_1) c_2 \theta_{\text{кр}}},$$

откуда

$$X_2 = (n+1)R \frac{\rho_1' c_1'}{\rho_2 c_2} \frac{\frac{q_{\text{теч}}}{c_1'} + \theta_{\text{теч}} - \theta_1'}{\theta_1' + A\theta_{\text{кр}}}.$$

Подставляем значение  $X_2$  в уравнение (6.99) и интегрируем в пределах  $\tau_1 - \tau_2$  и  $\theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}$ . Получаем

$$\tau_2 = \frac{n+1}{n} \left( \frac{R\rho_1' c_1'}{b_2} \right)^2 \left[ \frac{\frac{q_{\text{теч}}}{c_1'} + \theta_{\text{теч}}}{A\theta_{\text{кр}}} \ln \frac{\theta_{\text{теч}}(1+A)}{\theta_{\text{теч}} + A\theta_{\text{кр}}} - \ln \frac{\theta_{\text{теч}} + A\theta_{\text{кр}}}{\theta_{\text{теч}}(1+A)} \right] + \tau_1. \quad (6.100)$$

Для упрощения выкладок воспользуемся упрощенным решением по методу средних значений. Тогда

$$\tau_2 = \frac{n+1}{n} \left( \frac{R\rho_1' c_1'}{b_2} \right)^2 \frac{\theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}}{\theta_{\text{теч}} + \theta_{\text{кр}}} \frac{\frac{q_{\text{теч}}}{c_1'} + \theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}}{\theta_{\text{кр}}(1+A)}. \quad (6.101)$$

**Цилиндрическая отливка.** Определяем значение  $X_2$  из уравнения теплового баланса для момента окончания отвода теплоты перегрева

$$\left[ q_{\text{теч}} + c_1' (\theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}) \right] M = \frac{1}{n+1} F X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\text{кр}} \left[ 1 + A + \left( \frac{2}{n+2} + A \right) \frac{X}{R} \right],$$

откуда получаем

$$X_2 = Ra \left[ \sqrt{1 + \frac{b}{a(1+A)}} - 1 \right],$$

где

$$a = \frac{1+A}{\frac{2}{n+2} + A}; \quad b = (n+1) \frac{\rho_1' c_1'}{\rho_2 c_2} \frac{\frac{q_{\text{теч}}}{c_1'} + \theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}}{\theta_{\text{кр}}}.$$

Подставляем средние значения  $X_2$  и других величин в уравнение (6.99), получаем

$$\tau_2 = \frac{R^2 \rho'_1 c'_1}{2n\lambda_2} \cdot \frac{\theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}}{\theta_{\text{теч}} + \theta_{\text{кр}}} \cdot a \left[ \sqrt{1 + \frac{b}{a(1+A)}} - 1 \right] + \tau_1. \quad (6.102)$$

**Шаровая отливка.** Рассчитаем глубину прогрева влажной формы с шаровой полостью. Запишем уравнение теплового баланса для отливки и формы в момент окончания отвода теплоты перегрева

$$\begin{aligned} & c'_1 (\theta_{\text{зал}} - \theta_{\text{кр}}) \frac{R\rho'_1}{3} = \\ & = \frac{1}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\text{кр}} \left\{ 1 + A + \left( \frac{2}{n+2} + A \right) \frac{X}{R} + \left[ \frac{2}{(n+2)(n+3)} + \frac{A}{3} \right] \frac{X_2^2}{R^2} \right\}. \end{aligned}$$

Находим значение  $X_2$ :

$$X_2 = \frac{R}{a} \left( 2\sqrt{ac - b^2} \operatorname{sh} \frac{\varphi}{3} - b \right),$$

где

$$\varphi = \operatorname{arsh} \frac{a^2 d + \frac{3}{2} abc - b^3}{(ac - b^2)^{3/2}};$$

$$a = \frac{6}{(n+2)(n+3)} + A; \quad b = \frac{2}{n+2} + A;$$

$$c = 1 + A; \quad d = \frac{n+1}{2} \frac{\rho'_1 c'_1}{\rho_2 c_2} \frac{\theta_{\text{зал}} - \theta_{\text{кр}}}{\theta_{\text{кр}}}.$$

Находим продолжительность отвода теплоты перегрева, подставляя средние значения  $X_2$  и других величин в уравнение (6.99).

Имеем

$$\tau_2 = \frac{R^2 \rho'_1 c'_1}{3n\lambda_2} \frac{\theta_{\text{теч}} - \theta_{\text{кр}}}{\theta_{\text{теч}} + \theta_{\text{кр}}} \frac{b}{a} \left( 2\sqrt{\frac{ac}{b^2} - 1} \operatorname{sh} \frac{\varphi}{3} - 1 \right). \quad (6.103)$$

**Пример 6.17.** Рассчитать продолжительность отвода теплоты перегрева плоской чугуновой отливки толщиной  $2R = 30$  мм во влажной песчано-глинистой форме с влажностью  $u_0 = 5\%$ ,  $q_{\text{теч}} = 0$ . Из примера 6.15  $u_1 = 0,0859$ ;  $n = 2$ ;  $\theta_{\text{теч}} = 1200$  °С;  $\theta_{\text{кр}} = 1050$  °С.

Расчет ведем по формуле (6.101):

$$A = \frac{3 \cdot 0,0859 \cdot 2,24 \cdot 10^6}{0,9141 \cdot 1250 \cdot 1050} = 0,481;$$

$$\tau_2 = \frac{3 \left( \frac{0,015 \cdot 7000 \cdot 838}{1265} \right)^2 (1200 - 1050)^2}{1200 + 1050} \frac{1}{1050(1 + 0,481)} = 46,7 \text{ с.}$$

Расчет по формуле (6.100) дает  $\tau_2 = 47$  с.

**Пример 6.18.** Рассчитать продолжительность отвода теплоты перегрева цилиндрической чугуновой отливки диаметром  $2R = 60$  мм во влажной песчано-глинистой форме с влажностью  $u_0 = 5\%$ ,  $q_{\text{теч}} = 0$ ;  $A = 0,481$ ;  $n = 2$ .

Для расчетов используем формулу (6.102). Находим коэффициенты

$$a = \frac{1 + 0,481}{\frac{2}{4} + 0,481} = 1,51; \quad b = 3 \frac{7000 \cdot 838}{1600 \cdot 1250} \frac{1200 - 1050}{1050} = 1,26;$$

$$\tau_2 = \frac{0,03^2 \cdot 7000 \cdot 838 \cdot (1200 - 1050)}{2 \cdot 2 \cdot 0,8 \cdot (1200 + 1050)} \times \\ \times 1,51 \left[ \sqrt{1 + \frac{1,26}{1,51(1 + 0,481)}} - 1 \right] = 41,6 \text{ с.}$$

**Пример 6.19.** Рассчитать значение  $\tau_2$  для шаровой чугуновой отливки диаметром 90 мм во влажной форме с влажностью  $u_0 = 5\%$ ,  $q_{\text{теч}} = 0$ ;  $A = 0,481$ ;  $n = 2$ .

Расчет ведем по формуле (6.103)

$$a = \frac{6}{4 \cdot 5} + 0,481 = 0,781; \quad b = \frac{2}{4} + 0,481 = 0,981;$$

$$c = 1 + 0,481 = 1,481; \quad d = \frac{3 \cdot 7000 \cdot 838}{2 \cdot 1600 \cdot 1250} \frac{1200 - 1050}{1050} = 0,63;$$

$$\varphi = \operatorname{arsh} \frac{0,781^2 \cdot 0,63 + \frac{3}{2} \cdot 0,781 \cdot 0,981 \cdot 1,481 - 0,981^3}{(0,781 \cdot 1,481 - 0,981^2)^{3/2}} = 3,266;$$

$$\operatorname{sh} \frac{\varphi}{3} = \operatorname{sh} \frac{3,266}{3} = 1,319;$$

$$\begin{aligned} \tau_2 &= \frac{0,045^2 \cdot 7000 \cdot 838}{3 \cdot 2 \cdot 0,8} \cdot \frac{1200 - 1050}{1200 + 1050} \cdot \frac{0,981}{0,781} \times \\ &\times \left( 2 \sqrt{\frac{0,781 \cdot 1,481}{0,981^2}} - 1 \cdot 1,319 - 1 \right) = 39,45 \text{ с.} \end{aligned}$$

Получили, что отвод теплоты перегрева в форме с влажностью 5 % происходит быстрее, чем в сухой: для пластины — на 10,2 % цилиндра — на 12,4, шара — на 13,5 %.

#### ЗАТВЕРДЕВАНИЕ ОТЛИВКИ

**Плоская отливка.** Для решения задачи воспользуемся уравнением теплового баланса:

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}}}{X_2} d\tau = \rho_1 r_1 d\xi. \quad (6.104)$$

Здесь, как и при расчетах затвердевания плоской отливки в сухой форме,

$$r_1 = r + 0,5c_1 (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}}).$$

Значение  $X_2$  определяем из выражения

$$X_2 = \frac{(n+1)Q_2}{F\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}} (1+A)},$$

где

$$A = \frac{(n+1)u_1 r_{\text{и}}}{(1-u_1)c_2 \theta_{\text{п}}};$$

$$Q_2 = Q_1 = M(q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}}) + r_1 \rho_1 \xi.$$

Подставляем значения  $\bar{X}_2$  и  $Q_2$  в уравнение (6.104) и интегрируем в пределах  $\tau_2 - \tau$  и  $0 - \xi$ . Получаем

$$\tau = \frac{n+1}{n(1+A)} \left( \frac{\rho_1}{b_2 \theta_{\Pi}} \right)^2 r_1 \left[ R(q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}}) + r_1 \frac{\xi}{2} \right] \xi + \tau_2. \quad (6.105)$$

Продолжительность полного затвердевания отливки ( $\xi = R$ )

$$\tau_3 = \frac{n+1}{n(1+A)} \left( \frac{R\rho_1}{b_2 \theta_{\Pi}} \right)^2 r_1 \left( q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}} + \frac{r_1}{2} \right) + \tau_2. \quad (6.106)$$

Для относительно малых значений  $q_{\text{теч}}$  и  $q_{\text{пер}}$

$$\tau = \frac{n+1}{2n(1+A)} \left( \frac{\xi \rho_1 q_{\text{кр}}}{b_2 \theta_{\Pi}} \right)^2, \quad (6.107)$$

где

$$q_{\text{кр}} = q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}} + r_1.$$

Продолжительность затвердевания отливки

$$\tau_3 = \frac{n+1}{2n(1+A)} \left( \frac{R\rho_1 q_{\text{кр}}}{b_2 \theta_{\Pi}} \right)^2. \quad (6.108)$$

Температуру поверхности отливки определяем из выражения

$$\theta_{\Pi} = k \left( \sqrt{1 + \frac{2\theta_{\text{кр}}}{k}} - 1 \right), \quad (6.109)$$

где

$$k = \frac{n+1}{2n} \cdot \frac{\lambda_1 \rho_1 q_{\text{кр}}}{b_2^2 (1+A)}.$$

Величина  $\theta_{\Pi}$  входит также в параметры  $A$  и  $q_{\text{кр}}$ . Для упрощения выкладок можно считать в них в первом приближении  $q_{\Pi} = q_{\text{кр}}$ .

**Пример 6.20.** Рассчитать продолжительность затвердевания плоской чугуновой отливки толщиной  $2R = 30$  мм в форме с влажностью  $u_0 = 5\%$ ,  $q_{\text{теч}} = 0$ ;  $u_1 = 0,0859$ ;  $n = 2$ ;  $\theta_{\text{зал}} = 1200$  °С;  $\theta_{\text{кр}} = 1050$  °С;

$q_{\text{пер}} = 126 \cdot 10^3$  Дж/кг;  $r = 250 \cdot 10^3$  Дж/кг (из примера 6.7);  $\tau_2 = 46,7$  с;  $A = 0,481$  (из примера 6.17).

Рассчитаем значение  $\theta_{\text{п}}$  (6.109):

$$k = \frac{3}{4} \cdot \frac{37 \cdot 7200 \cdot 376 \cdot 10^3}{1,481 \cdot 1265^2} = 31700;$$

$$\theta_{\text{п}} = 31700 \left( \sqrt{1 + \frac{2 \cdot 1050}{31700}} - 1 \right) = 1033 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}} = 17 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

С учетом перепада температуры по толщине отливки

$$r_1 = 250 \cdot 10^3 + 0,5 \cdot 755 \cdot 17 = 256,4 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}.$$

Продолжительность затвердевания при расчете по формуле (6.106)

$$\begin{aligned} \tau_3 = \frac{3}{2 \cdot 1,481} \left( \frac{0,015 \cdot 7200}{1265 \cdot 1033} \right)^2 & \left( 126 \cdot 10^3 + \frac{256,4 \cdot 10^3}{2} \right) \times \\ & \times 256,4 \cdot 10^3 + 46,7 = 497 \text{ с}. \end{aligned}$$

Полная эффективная теплота кристаллизации

$$q_{\text{кр}} = q_{\text{пер}} + r_1 = 126 \cdot 10^3 + 256,4 \cdot 10^3 = 382,4 \text{ Дж/кг}.$$

По формуле (6.108)

$$\tau_3 = \frac{3}{4 \cdot 1,481} \left( \frac{0,015 \cdot 7200 \cdot 382,4 \cdot 10^3}{1265 \cdot 1032} \right)^2 = 505 \text{ с}.$$

Во влажной форме расчетная продолжительность затвердевания отливки оказалась примерно на 64 с, или 11,4 % меньше, чем в сухой.

**Цилиндрическая отливка.** По аналогии с решением для затвердевания отливки в сухой форме запишем

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}}}{X_2} F d\tau = q_{\text{кр}} dm, \quad (6.110)$$

где

$$q_{\text{кр}} = r + q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}} + \frac{2}{3} c_1 (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}}).$$

Для определения величины  $X_2$  составим уравнение теплового баланса

$$q_{\text{кр}} m = \frac{1}{n+1} F X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\text{п}} \left[ 1 + A + \left( \frac{1}{n+2} + \frac{A}{2} \right) \frac{X_2}{R} \right], \quad (6.111)$$

откуда

$$X_2 = \sqrt{a^2 + bm} - a,$$

где

$$a = R \frac{1+A}{\frac{2}{n+2} + A}; \quad b = \frac{n+1}{\frac{2}{n+2} + A} \cdot \frac{2Rq_{\text{кр}}}{F\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}};$$

$$A = \frac{(n+1)u_1 r_{\text{и}}}{(1-u_1)c_2 \theta_{\text{п}}}.$$

Подставляем значение  $X_2$  в уравнение (6.110) и интегрируем его в пределах  $0 \rightarrow \tau$  и  $0 \rightarrow m$ . Получаем

$$\tau = \frac{R^2 (n+2)^2}{12n(n+1)a_2} (1+A) B^2 \times \\ \times \left[ \left( 1 + \frac{n+1}{n+2} \frac{4q_{\text{кр}} m}{FR\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}}} \frac{1}{B} \frac{1}{1+A} \right)^{3/2} - 1 \right] - \frac{n+2}{2n} \frac{Rq_{\text{кр}} Bm}{F\lambda_2 \theta_{\text{п.ср}}}, \quad (6.112)$$

где

$$B = \frac{1+A}{1 + \frac{n+2}{2} A}.$$

Заменим в уравнении (6.112) значение  $m$  через  $\xi$ :

$$m = F\xi\rho_1 \left( 1 - \frac{\xi}{2R} \right).$$

Имеем

$$\tau = \frac{R^2 (n+2)^2}{12n(n+1)a_2} (1+A) B^2 \left\{ \left[ 1 + \frac{n+1}{n+2} \frac{4q_{кр}\rho_1 \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R}\right)}{R\rho_2 c_2 \theta_{п.ср} (1+A) B} \right]^{3/2} - 1 \right\} - \frac{n+2}{2n} \frac{Rq_{кр}\rho_1 B}{\lambda_2 \theta_{п.ср}} \xi \left(1 - \frac{\xi}{2R}\right). \quad (6.113)$$

Продолжительность полного затвердевания отливки определяем при  $\xi = R$ :

$$\tau_3 = \frac{R^2 (n+2)^2}{12n(n+1)a_2} (1+A) B^2 \times \left[ \left( 1 + 2 \frac{n+1}{n+2} \frac{q_{кр}\rho_1}{\rho_2 c_2 \theta_{п.мин}} \frac{1}{B} \frac{1}{1+A} \right)^{3/2} - 1 \right] - \frac{n+2}{4n} \frac{q_{кр}\rho_1 R^2}{\lambda_2 \theta_{п.ср}} B. \quad (6.114)$$

Температуру поверхности отливки определяем из условия неразрывности теплового потока в месте контакта отливки и формы. Если принять линейным распределение температуры по толщине отливки, что вполне допустимо, то значение ее на поверхности в момент окончания затвердевания определится из выражения

$$\theta_{п.мин} = \frac{\theta_{кр}}{1 + \frac{n\lambda_2 R}{\lambda_1 (\sqrt{a^2 + c} - a)}}, \quad (6.115)$$

где

$$c = \frac{n+1}{\frac{2}{n+2} + A} \frac{R^2 q_{кр}\rho_1}{\rho_2 c_2 \theta_{п.мин}}.$$

Среднее значение температуры поверхности находится из выражения

$$\theta_{п.ср} = \frac{\theta_{кр} + \theta_{п.мин}}{2}. \quad (6.116)$$

Значения  $\theta_{\text{п min}}$  и коэффициентов находятся методом последовательных приближений. В первом приближении принимается  $\theta_{\text{п min}} = \theta_{\text{кр}}$ .

**Пример 6.21.** Рассчитать продолжительность затвердевания цилиндрической чугуновой отливки диаметром 60 мм во влажной песчаной форме;  $q_{\text{Теч}} = 0$ ;  $u_0 = 0,05$ ;  $u_1 = 0,0859$ ;  $n = 2$ ;  $q_{\text{кр}} = 376 \cdot 10^3$  Дж/кг;  $\theta_{\text{зал}} = 1200$  °С;  $\theta_{\text{кр}} = 1050$  °С.

Находим значения коэффициентов без учета перепада температуры по толщине отливки:

$$A = 0,481 \text{ (из примера 6.17);}$$

$$a = 0,03 \frac{1,481}{\frac{2}{4} + 0,481} = 0,0453;$$

$$b = \frac{3}{0,5 + 0,481} \frac{0,03^2 \cdot 376 \cdot 10^3 \cdot 7200}{1600 \cdot 1250 \cdot 1050} = 0,00355 .$$

Определяем температуру поверхности отливки (6.115)

$$\theta_{\text{п min}} = \frac{1050}{1 + \frac{2 \cdot 0,8 \cdot 0,03}{37 \left( \sqrt{0,0453^2 + 0,00355} - 0,0453 \right)}} = 1006 \text{ °С;}$$

$$\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п min}} = 1050 - 1006 = 44 \text{ °С.}$$

С поправкой на значение  $\theta_{\text{п min}}$ :

$$q'_{\text{кр}} = 376 \cdot 10^3 + \frac{2}{3} \cdot 755 \cdot 44 = 398 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг;}$$

$$A' = A \frac{\theta_{\text{кр}}}{\theta_{\text{п min}}} = 0,481 \frac{1050}{1006} = 0,502;$$

$$a' = 0,03 \frac{1,502}{0,5 + 0,502} = 0,045;$$

$$b' = \frac{3}{0,5 + 0,502} \frac{0,03^2 \cdot 398 \cdot 10^3 \cdot 7200}{1600 \cdot 1250 \cdot 1006} = 0,00384;$$

$$\theta'_{\text{п min}} = \frac{1050}{1 + \frac{2 \cdot 0,8 \cdot 0,03}{37 \left( \sqrt{0,045^2 + 0,00384} - 0,045 \right)}} = 1008 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$\theta_{\text{п.ср}} = \frac{1050 + 1008}{2} = 1029 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Как видим, для определения значения  $\theta_{\text{п min}}$  оказалось достаточно одного приближения ( $\theta_{\text{п min}} \approx \theta'_{\text{п min}}$ ).

Находим продолжительность затвердевания (6.114)

$$B = \frac{1,502}{1 + 2 \cdot 0,502} = 0,75; \quad q''_{\text{кр}} = 397 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг};$$

$$\tau_3 = \frac{0,03^2 \cdot 4^2}{12 \cdot 2 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} 1,502 \cdot 0,75^2 \times$$

$$\times \left[ \left( 1 + 2 \frac{3}{4} \frac{397 \cdot 10^3 \cdot 7200}{1600 \cdot 1250 \cdot 1008} \frac{1}{0,75} \frac{1}{1,502} \right)^{3/2} - 1 \right] -$$

$$- \frac{4}{8} \frac{397 \cdot 10^3 \cdot 7200 \cdot 0,03^2}{0,8 \cdot 1029} 0,75 = 477 \text{ с}.$$

Расчетное время затвердевания отливки во влажной форме на 53 с или на 10 % меньше, чем в сухой.

**Шаровая отливка.** Запишем уравнение теплового баланса для отливки в форме

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}}}{X_2} F d\tau = q_{\text{кр}} dm, \quad (6.117)$$

где

$$q_{\text{кр}} = r + q_{\text{пер}} + \frac{3}{4} c_1 (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}}).$$

Глубину прогрева формы находим с помощью уравнения

$$q_{\text{кр}} m = \frac{1}{n+1} F X_2 \rho_2 c_2 \theta_{\text{п}} \times$$

$$\times \left\{ 1 + A + \left( \frac{2}{n+2} + A \right) \frac{X_2}{R} + \left[ \frac{2}{(n+2)(n+3)} + \frac{A}{3} \right] \frac{X_2^2}{R^2} \right\}. \quad (6.118)$$

Полученное уравнение решаем относительно  $X_2$  и получаем

$$X_2 = R \left[ \sqrt[3]{a+bm + \sqrt{(a+bm)^2 + c}} + \sqrt[3]{a+bm - \sqrt{(a+bm)^2 + c}} \right], \quad (6.119)$$

где

$$a = \frac{2(n+3) + A_1}{6} \frac{(n+2)(n+3) + A_1}{\left(2 + \frac{A_1}{3}\right)^2} - \left[ \frac{2(n+3) + A_1}{3\left(2 + \frac{A_1}{3}\right)} \right]^3;$$

$$b = \frac{q_{\text{кр}}(n+1)(n+2)(n+3)}{2FR\rho_2 c_2 \theta_{\text{п}} \left(2 + \frac{A_1}{3}\right)};$$

$$c = \left\{ \frac{(n+2)(n+3) + A_1}{3\left(2 + \frac{A_1}{3}\right)} - \left[ \frac{2(n+3) + A_1}{3\left(2 + \frac{A_1}{3}\right)} \right]^2 \right\}^3;$$

$$d = \frac{2(n+3) + A_1}{3\left(2 + \frac{A_1}{3}\right)};$$

$$A_1 = A(n+2)(n+3) = \frac{(n+1)(n+2)(n+3)u_1 r_{\text{п}}}{(1-u_1)c_2 \theta_{\text{п}}}.$$

Значение  $X_2$  подставляем в уравнение (6.117) и интегрируем полученное выражение в пределах от 0 до  $t$ . Получаем зависимость

$$\tau = k \left\{ \frac{\left[ a+bm + \sqrt{(a+bm)^2 + c} \right]^2 - 2c}{\left[ a+bm + \sqrt{(a+bm)^2 + c} \right]^{2/3}} + \frac{\left[ a+bm - \sqrt{(a+bm)^2 + c} \right]^2 - 2c}{\left[ a+bm - \sqrt{(a+bm)^2 + c} \right]^{2/3}} \right\}$$

$$\left. \frac{\left(a + \sqrt{a^2 + c}\right)^2 - 2c}{\left(a + \sqrt{a^2 + c}\right)^{2/3}} - \frac{\left(a - \sqrt{a^2 + c}\right)^2 - 2c}{\left(a - \sqrt{a^2 + c}\right)^{2/3}} \right\} - lm,$$

(6.120)

$$k = \frac{3R^2 \left(2 + \frac{A_1}{3}\right)}{4n(n+1)(n+2)(n+3)a_2};$$

$$l = \frac{2(n+3) + A_1}{3n \left(2 + \frac{A_1}{3}\right)} \frac{q_{\text{кр}} R}{F \lambda_2 \theta_{\text{п.ср}}}.$$

Связь между толщиной корки  $\xi$  и массой определяем из уравнения

$$M = F \xi \rho_1 \left(1 - \frac{\xi}{R} + \frac{1}{3} \cdot \frac{\xi^2}{R^2}\right).$$

Полное время затвердевания отливки рассчитывается при  $\xi = R$  и  $m = M$ . При этом величины  $bM$  и  $lM$  имеют вид

$$bM = \frac{q_{\text{кр}} \rho_1 (n+1)(n+2)(n+3)}{6 \rho_2 c_2 \theta_{\text{п. мин}} \left(2 + \frac{A_1}{3}\right)};$$

$$lM = \frac{2(n+3) + A_1}{9n \left(2 + \frac{A_1}{3}\right)} \frac{R^2 \rho_1 q_{\text{кр}}}{\lambda_2 \theta_{\text{п.ср}}}.$$

Температура поверхности при линейном распределении температуры по толщине затвердевшей корки отливки

$$\theta_{\text{п}} = \frac{\theta_{\text{кр}}}{1 + \frac{n \xi \lambda_2}{X_2 \lambda_1}}. \quad (6.121)$$

Как и при расчетах затвердевания отливки в сухой форме, воспользуемся значением

$$\theta_{п.ср} = \frac{\theta_{кр} + \theta_{п\min}}{2}, \quad (6.122)$$

где  $\theta_{п\min}$  определяется из уравнения (6.121) при  $\xi = R$ .

Величину  $\theta_{п\min}$  находят методом последовательных приближений. В первом приближении в коэффициенты  $A_1$  и  $b$  подставляют значение  $\theta_{кр}$ . Как показывает анализ, достаточно хорошую сходимость дает второе приближение.

**Пример 6.22.** По данным примера 6.12 рассчитать продолжительность затвердевания шаровой отливки диаметром 0,15 м в форме с влажностью 5 %;  $\tau_1 = 20$  с;  $u_1 = 0,0859$ ;  $n = 2$ ; потери при заливке в струе  $\Delta T = 20$  °С;  $\theta_{зал} = 1180$  °С;  $\theta_{кр} = 1050$  °С;  $A = 0,421$ ;  $B = 1,086$  (пример 6.15).

Находим потери теплоты в литниковом канале при заливке металла. Величина определителя  $D$  рассчитана применительно к подобному случаю (пример 6.16):  $D = 23,5$ ;  $\tau_1 < D$ .

Применим для расчетов удельной теплоты течения формулу (6.98):

$$\varphi = \arccos \left( \frac{40}{23,5} - 1 \right) = 45^\circ 24';$$

$$\frac{\varphi}{3} = 15^\circ 08'; \quad \cos \frac{\varphi}{3} = 0,965;$$

$$q_{теч} = \frac{1600 \cdot 1250 \cdot 1180}{3 \cdot 7000} \cdot 1,421^2 \cdot 1,086 (2 \cdot 0,965 - 1) \times \\ \times \left[ 1 + \frac{1,086}{2} (2 \cdot 0,965 - 1) \left( \frac{1}{4} + \frac{0,421}{2} \right) \right] = 282,5 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг};$$

$$M_1 = 1,1 \text{ кг}; \quad M_2 = 12,37 \text{ кг (пример 6.12)}.$$

Падение температуры металла в литниковой системе (6.11)

$$\Delta T = \frac{282,5 \cdot 10^3 \cdot 1,1}{838 \cdot 12,37} = 30 \text{ °С}.$$

С учетом охлаждения в литниковой системе (6.12)

$$T'_{\text{зал}} = T_{\text{зал}} - \Delta T = 1280 - 30 = 1250 \text{ }^\circ\text{C}.$$

Удельная эффективная теплота кристаллизации без учета перепада температуры по толщине отливки (6.60)

$$q_{\text{кр}} = 250 \cdot 10^3 + (1250 - 1150) \cdot 838 = 333,8 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}.$$

Определяем коэффициенты (6.119):

$$A_1 = \frac{3 \cdot 4 \cdot 5 \cdot 0,0859 \cdot 2,24 \cdot 10^6}{(1 - 0,0859) \cdot 1250 \cdot 1050} = 9,62;$$

$$a = \frac{2 \cdot 5 + 9,62}{6} \cdot \frac{4 \cdot 5 + 9,62}{\left(2 + \frac{9,62}{3}\right)^2} - \left[ \frac{2 \cdot 5 + 9,62}{3 \left(2 + \frac{9,62}{3}\right)} \right]^3 = 1,59;$$

$$bM = \frac{3 \cdot 4 \cdot 5 \cdot 7000 \cdot 333,8 \cdot 10^3}{6 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1050 \left(2 + \frac{9,62}{3}\right)} = 2,13;$$

$$a + bM = 3,72;$$

$$c = \left\{ \frac{4 \cdot 5 + 9,62}{3 \left(2 + \frac{9,62}{3}\right)} - \left[ \frac{2 \cdot 5 + 9,62}{3 \left(2 + \frac{9,62}{3}\right)} \right]^2 \right\}^3 = 0,032;$$

$$d = \frac{2 \cdot 5 + 9,62}{3 \left(2 + \frac{9,62}{3}\right)} = 1,25.$$

Находим значение  $X_2$  (6.119):

$$X_2 = 0,075 \left( \sqrt[3]{3,72 + \sqrt{3,72^2 + 0,032}} + \sqrt[3]{3,72 - \sqrt{3,72^2 + 0,032}} - 1,25 \right) = 0,04 \text{ м}.$$

Определяем значение  $\theta_{\text{п min}}$ :

$$\theta_{\text{п min}} = \frac{1050}{1 + \frac{2 \cdot 0,075 \cdot 0,8}{0,4 \cdot 37}} = 971 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

$$\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п min}} = 1050 - 971 = 79 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

С учетом перепада температуры по отливке в первом приближении получаем

$$q'_{\text{кр}} = 333,8 \cdot 10^3 + \frac{3}{4} \cdot 755 \cdot 79 = 378,5 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг};$$

$A'_1 = 10,4$ ;  $a' = 1,53$ ;  $b'M = 2,49$ ;  $c' = 0,0287$ ;  $d' = 1,244$ ;  $X' = 0,0456$  м;  $\theta'_{\text{min}} = 980 \text{ } ^\circ\text{C}$ . Во втором приближении имеем  $q''_{\text{кр}} = 373,4 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}$ ;  $A''_1 = 10,3$ ;  $a'' = 1,54$ ;  $b''M = 2,45$ ;  $a'' + b''M = 3,99$ ;  $c'' = 0,029$ ;  $d'' = 1,245$ ;  $X'' = 0,045$ ;  $\theta''_{\text{п min}} = 980 \text{ } ^\circ\text{C}$ ;  $\theta_{\text{п, ср}} = 1015 \text{ } ^\circ\text{C}$ , т.е. для нахождения  $\theta_{\text{п min}}$  первого приближения оказалось вполне достаточно.

Определяем остальные вспомогательные величины:

$$k = \frac{3 \cdot 0,075^2 \left( 2 + \frac{10,3}{3} \right)}{4 \cdot 2 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 5 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} = 477,5;$$

$$lM = \frac{2 \cdot 5 + 10,3}{9 \cdot 2 \left( 2 + \frac{10,3}{3} \right)} \cdot \frac{0,075^2 \cdot 7000 \cdot 373,4 \cdot 10^3}{0,8 \cdot 1015} = 3759.$$

Рассчитываем продолжительность затвердевания (6.120)

$$\tau = 477,5 \left[ \frac{\left( 3,99 + \sqrt{3,99^2 + 0,029} \right)^2 - 2 \cdot 0,029}{\left( 3,99 + \sqrt{3,99^2 + 0,029} \right)^{2/3}} + \frac{\left( 3,99 - \sqrt{3,99^2 + 0,029} \right)^2 - 2 \cdot 0,029}{\left( 3,99 - \sqrt{3,99^2 + 0,029} \right)^{2/3}} \right]$$

$$\left[ \frac{\left(1,54 + \sqrt{1,54^2 + 0,029}\right)^2 - 2 \cdot 0,029}{\left(1,54 + \sqrt{1,54^2 + 0,029}\right)^{2/3}} - \frac{\left(1,54 - \sqrt{1,54^2 + 0,029}\right)^2 - 2 \cdot 0,029}{\left(1,54 - \sqrt{1,54^2 + 0,029}\right)^{2/3}} \right] - 3759 = 1145 \text{ с.}$$

Таким образом, шаровая отливка затвердела в сырой форме на 9,13 % быстрее, чем в сухой (пример 6.12).

Влияние влажности формы на скорость затвердевания отливки в первую очередь зависит от температуры поверхности соприкосновения формы и отливки. Чем выше значение  $T_{\text{п}}$ , тем меньше влияние начальной влажности формы на затвердевание отливки. Например, при одной и той же влажности формы расход теплоты на испарение влаги из зоны I при заливке цинка и стали один и тот же. В то же время, при заливке цинка на нагрев сухой формы зоны I до более высокой температуры необходимо в 4...5 раз меньше теплоты, чем при заливке стали. Поэтому удельный вес теплоты, необходимой на перенос влаги в форме при заливке цинка, может составить 30-40 %, а при заливке стали — только 38 %. Соответственно изменяется и продолжительность затвердевания отливок.

### 6.5. Затвердевание отливки в металлооболочковой форме

Известно, что продолжительность затвердевания крупных отливок составляет десятки часов, а их выдержка в форме до безопасной температуры достигает не менее месяца.

Большая продолжительность затвердевания массивных элементов отливок ведет к развитию в них ликвационных и усадочных процессов, а незначительная скорость охлаждения — к образованию нежелательных структур с низкими механическими свойствами. Неравномерное охлаждение массивных и тонких частей отливок приводит к развитию в них значительных термических

напряжений и коробления. Кроме того, в течение всего периода охлаждения таких отливок производственные площади практически не используются.

Для устранения этих недостатков применяют искусственное охлаждение формы. При этом появляется возможность регулировать интенсивность охлаждения отдельных ее частей, что позволяет влиять на качество металла, структуру, механические свойства, усадочные раковины, пористость, остаточные напряжения, трещины и т.д. и сократить производственный цикл.

Все известные схемы охлаждения отливок (воздухо- и водоохлаждаемые плиты, нормализованные элементы, пакеты труб и эмеевики) можно свести практически к одной расчетной схеме — двухслойной форме. В такой форме передача теплоты от отливки к охлаждающему воздуху или воде осуществляется через сравнительно тонкую песчаную прослойку и более или менее массивную металлическую оболочку (кожух, опоку).

Охлаждение отливки может быть несимметричным, если толщина, термофизические свойства и условия охлаждения формы с разных сторон неодинаковы или с одной стороны отливки находится двухслойная форма, а с другой — неограниченная в тепловом отношении песчаная форма или тонкий стержень.

В общем случае толщины отливки, песчаной прослойки и опоки могут быть соизмеримы и их теплоаккумулирующей способностью пренебречь нельзя.

Далее приведен расчет процесса затвердевания и переноса теплоты в металлооболочковой форме при параболическом распределении температуры в песчаной прослойке.

**Плоская отливка.** Схема распределения температур в процессе затвердевания отливки в симметричной двухслойной форме, состоящей из неметаллической прослойки толщиной  $X_2$  и металлической опоки толщиной  $X_3$ , приведена на рис. 6.12.

В первый момент, когда фронт температуры еще не дошел до опоки, отливка затвердевает как в неограниченной форме. Время  $\tau_0$  прохождения фронта температуры через прослойку определяют по формуле

$$\tau_0 = \frac{X_2^2}{2n(n+1)a_2}. \quad (6.123)$$

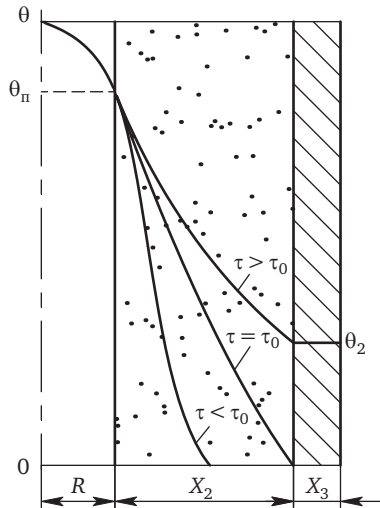


Рис. 6.12. Схема распределения температуры в металлооболочковой форме при затвердевании отливки

За время  $\tau_0$  отливка затвердевает на глубину

$$\xi_0 = \frac{b_2 \theta_{п.о}}{\rho_1 q_{кр}} \sqrt{\frac{2n}{n+1}} \tau_0, \quad (6.124)$$

где  $\theta_{п.о}$  — температура поверхности отливки в момент  $\tau_0$ , которая определяется по формуле (6.33).

Толщину затвердевшей корки в момент  $\tau_0$  можно также определить из уравнения теплового баланса

$$\xi_0 \rho_1 q_{кр} = \frac{1}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 \theta_{п.о}, \quad (6.125)$$

откуда

$$\xi_0 = \frac{1}{n+1} \frac{X_2 \rho_2 c_2 \theta_{п.о}}{\rho_1 q_{кр}}.$$

Эффективная величина  $q_{кр}$  учитывает также перепад температуры по толщине затвердевшей корки, отвод теплоты течения и перегрев металла:

$$q_{кр} = q_{теч} + q_{пер} + r + 0,5c_1 (\theta_{кр} - \theta_{п.о}).$$

В момент  $\tau_0$  начинает нагреваться металлическая опока. Температурное поле формы в течение второго этапа прогрева можно приблизительно описать кривой

$$\theta = (\theta_{\text{п}} - \theta_2) \left( 1 - \frac{x}{X_2} \right)^n, \quad (6.126)$$

где  $\theta_2$  — избыточная температура стенки опоки.

Для определения кинетики затвердевания отливки запишем уравнение теплового баланса

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п.ср}} - \theta_2}{X_2} F d\tau = q_{\text{кр}} \rho_1 d\xi. \quad (6.127)$$

В уравнении (6.127) лишней является величина  $\theta_2$ , ее можно исключить из решения следующим образом.

Все количество теплоты, переданное от отливки в форму, расходуется на увеличение температуры прослойки и опоки и частично передается в окружающую среду.

Количество теплоты, аккумулированное прослойкой, определяется из уравнения

$$Q_2 = FX_2 \rho_2 c_2 \theta_2 + \frac{1}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 (\theta_{\text{п}} - \theta_2)$$

или

$$dQ_2 = \frac{n}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 d\theta_2. \quad (6.128)$$

Здесь все значения теплофизических коэффициентов материала формы следует брать в интервале температур  $\theta_2$ — $\theta_{\text{п}}$ .

Металлическая часть формы аккумулирует количество теплоты (перепадом температуры по толщине опоки пренебрегаем)

$$dQ_3 = FX_3 \rho_3 c_3 d\theta_2, \quad (6.129)$$

где  $\rho_3$  и  $c_3$  — соответственно плотность и удельная теплоемкость материала опоки.

Нагреваясь, опока теряет с наружной поверхности количество теплоты

$$dQ_4 = \alpha F \theta_2 dt, \quad (6.130)$$

где  $\alpha$  — коэффициент теплоотдачи на наружной поверхности формы.

Вся эта теплота передается теплопроводностью через поверхность раздела отливки и формы

$$dQ_1 = n\lambda_2 \frac{\theta_{п.сп} - \theta_2}{X_2} F dt. \quad (6.131)$$

Составляем уравнение теплового баланса для формы

$$dQ_1 = dQ_2 + dQ_3 + dQ_4$$

и подставляем в него значения слагаемых. Тогда

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{п.сп} - \theta_2}{X_2} dt = \left( \frac{n}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 + X_3 \rho_3 c_3 \right) d\theta_2 + \alpha \theta_2 dt.$$

Интегрируя полученное выражение в пределах  $\tau_0$ — $\tau$  и  $0$ — $\theta_2$ , получаем

$$\theta_2 = \theta_{п.сп} G \left( 1 - e^{-\frac{\tau - \tau_0}{s}} \right), \quad (6.132)$$

где  $G$  — величина, характеризующая интенсивность охлаждения прослойки,

$$G = \frac{n}{n + Bi_2};$$

$s$  — отношение теплоемкости двухслойной стенки к сумме ее термических проводимостей (термическим сопротивлением опоки пренебрегаем),

$$s = \frac{\frac{n}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 + X_3 \rho_3 c_3}{\frac{n\lambda_2}{X_2} + \alpha};$$

$Bi_2$  — критерий Био для неметаллической прослойки,

$$Bi_2 = \frac{\alpha X_2}{\lambda_2};$$

$\alpha$  — коэффициент теплоотдачи с наружной поверхности опоки;  
 $\lambda$  — температуропроводность песчаной оболочки.

Подставляя в выражение (6.127) значение  $\theta_2$  и интегрируя полученное выражение в пределах  $\tau_0 - \tau$  и  $\xi_0 - \xi$ , имеем

$$\xi = \frac{\alpha G \theta_{п.ср}}{\rho_1 q_{кр}} \left[ (\tau - \tau_0) + \frac{ns}{Bi_2} \left( 1 - e^{-\frac{\tau - \tau_0}{s}} \right) \right] + \xi_0. \quad (6.133)$$

Как следует из уравнения (6.133), весь процесс переноса теплоты в двухслойной стенке можно четко разделить на две составляющие. Форма аккумулирует часть теплоты (что описывается вторым членом суммы в скобках) и часть передает от отливки в окружающую среду (первый член). При относительно небольших значениях времени решающую роль играет аккумуляция теплоты формой, передачей же тепла в окружающую среду можно пренебречь. При больших значениях времени количество аккумулированной теплоты стремится к пределу, определяемому тепловой емкостью формы. Основная часть теплоты передается в окружающую среду.

Влияние принудительного охлаждения тем значительнее, чем больший удельный вес в выражении (6.133) будет иметь первый член.

Температуру поверхности раздела  $\theta_{п}$  во второй стадии затвердевания определяют из уравнения неразрывности теплового потока. При линейном распределении температуры по толщине твердой корки

$$\lambda_1 \frac{\theta_{кр} - \theta_{п}}{\xi} = n \lambda_2 \frac{\theta_{п} - \theta_2}{X_2},$$

где  $\lambda_1$  — температуропроводность материала отливки.

Подставляем значение  $\theta_2$  из уравнения (6.133) и решаем относительно  $\theta_{п}$ :

$$\theta_{п} = \frac{\theta_{кр}}{1 + n \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{\xi}{X_2} \left[ 1 - G \left( 1 - e^{-\frac{\tau - \tau_0}{s}} \right) \right]}. \quad (6.134)$$

Если значение  $\theta_2$  известно, то зависимость (6.134) приобретает вид

$$\theta_{\text{п}} = \frac{\theta_{\text{кр}} + n \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{\xi}{X_2} \theta_2}{1 + n \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{\xi}{X_2}}. \quad (6.135)$$

В момент окончания затвердевания ( $\xi = R$ )

$$\theta_{\text{п min}} = \frac{\theta_{\text{кр}} + n \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{R}{X_2} \theta_2}{1 + n \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{R}{X_2}}.$$

При расчетах второй стадии затвердевания необходимо иметь в виду, что температура поверхности отливки изменяется от  $\theta_{\text{п.о}}$  (в момент времени  $\tau_0$ ) до  $\theta_{\text{п}}$ . Соответственно для определения среднего температурного напора следует использовать величину  $\theta_{\text{п.ср}} = 0,5(\theta_{\text{п.о}} + \theta_{\text{п}})$ , а при учете аккумулированной теплоты отливки в эффективной теплоте кристаллизации  $\theta_{\text{п.о}} - \theta_{\text{п}}$ .

Зависимости (6.134) и (6.135) должны иметь одинаковый общий вид для плоской, цилиндрической и шаровой отливок, поскольку вывод их основан на общих уравнениях теплопроводности, справедливых для тел любой конфигурации. Для конкретных расчетов в них необходимо подставить соответствующие значения параметров  $G$  и  $s$ , учитывающих геометрические особенности системы.

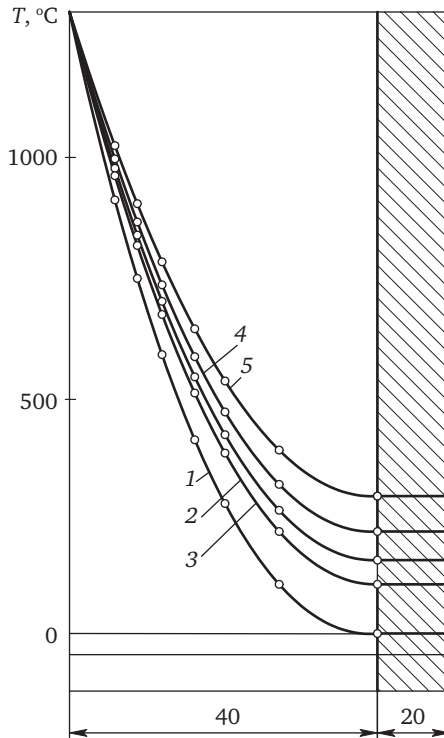
При расчете процесса затвердевания отливки необходимо знать характер теплового поля прослойки. Одно из характерных распределений температуры в форме представлено на рис. 6.13.

По мере перегрева неметаллической прослойки и опоки процесс все больше приближается к стационарному, т.е. значение  $n$  постепенно уменьшается, приближаясь к единице. Зависимость усредненных во времени значений величины  $n$  от температуры наружной поверхности и тепловых свойств формы определена экспериментально.

Критериальная зависимость  $n = f(\Theta)$  включает в себя:

$$\Theta = \text{Fo}_2 \frac{\theta_{\text{кр}} - \theta_2}{\theta_{\text{кр}}}; \quad \text{Fo}_2 = \frac{a_2 (\tau - \tau_0)}{X_2^2}$$

и представлена на рис. 6.14 (кривая 3).



**Рис. 6.13.** Температурное поле металлостержневой формы при затвердевании отливки толщиной 0,1 м:  
 1 —  $\tau = 260$  с,  $n = 3$ ; 2 —  $\tau = 500$  с,  $n = 2,6$ ; 3 —  $\tau = 750$  с,  $n = 2,34$ ;  
 4 —  $\tau = 1000$  с,  $n = 2,1$ ; 5 —  $\tau = 1500$  с,  $n = 1,9$

Пользуясь приведенными данными, расчет можно вести методом последовательных приближений. Например, задаваясь временем, определяем зависимость  $\theta_2 = f(\tau)$ . Затем по известным  $Fo_2$ ,  $\theta_2$  и  $\theta$  находим значение  $n$  и по формуле (6.134) — величину  $\xi$ . Практика расчетов показывает, что для определения окончательных значений  $\theta_2$  и  $n$  вполне достаточно двух приближений.

**Пример 6.23.** Рассчитать толщину затвердевшей корки плоской чугунной отливки при  $\tau = 500$  с в металлостержневой симметричной форме;  $X_2 = 0,02$  м;  $X_3 = 0,02$  м;  $\rho_3 = 7500$  кг/м<sup>3</sup>;  $c_3 = 500$  Дж/кг·°С;  $\alpha = 60$  Вт/м<sup>2</sup>·°С;  $q_{кр} = 376 \cdot 10^3$  Дж/кг.

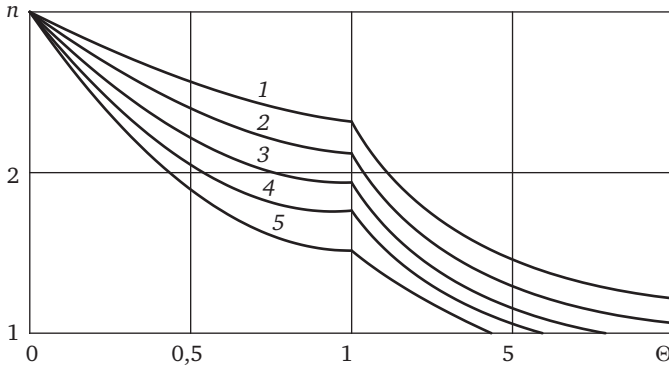


Рис. 6.14. Зависимость величины показателя  $n$  от параметра  $\Theta$  в прослойке: 1 — сферической; 2 — цилиндрической; 3 — плоской; 4 — цилиндрического стержня; 5 — сферического стержня

Время прохождения температурного фронта через прослойку (см. рис. 6.12)

$$\tau_0 = \frac{0,02^2}{2 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} = 42 \text{ с}; \quad \tau - \tau_0 = 458 \text{ с};$$

$$\theta_{п.0} = 1115 \text{ }^\circ\text{C} \text{ (пример 6.7).}$$

С учетом перепада температуры по толщине отливки  $q'_{кр} = 381,7 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг} \cdot ^\circ\text{C}$ . Значение  $\theta_{п} = 1115 \text{ }^\circ\text{C}$  будем считать начальным для расчета второй стадии прогрева формы.

За время  $\tau_0$  отливка затвердела на глубину (6.125)

$$\xi_0 = \frac{0,02 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1115}{4 \cdot 7200 \cdot 381,7 \cdot 10^3} = 4,1 \cdot 10^{-3} \text{ м.}$$

Определяем предварительное значение  $n$ . Для этого принимаем в первом приближении  $\theta_2 = 0$ . Тогда

$$Fo_2 = \frac{4 \cdot 10^{-7} \cdot 458}{0,02^2} = 0,458;$$

$$\Theta = 0,458 \frac{1130 - 0}{1130} = 0,458.$$

Из рис. 6.14 находим  $n = 2,25$ .

Определяем температуру опоки (6.132)

$$Bi_2 = \frac{60 \cdot 0,02}{0,8} = 1,5; \quad G = \frac{2,25}{2,25 + 1,5} = 0,6;$$

$$s = \frac{\frac{2,25}{3,25} \cdot 0,02 \cdot 1600 \cdot 1250 + 0,02 \cdot 7500 \cdot 500}{\frac{2,25 \cdot 0,8}{0,02} + 60} = 685;$$

$$\theta_2 = 1115 \cdot 0,6 \left( 1 - e^{-\frac{458}{685}} \right) = 326 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$\Theta' = 0,326; \quad n' = 2,35.$$

По известному значению  $\theta_2$  делаем перерасчет:

$$G' = 0,61; \quad s' = 670; \quad \theta'_2 = 337 \text{ } ^\circ\text{C}; \quad \Theta' = 0,322; \quad n'' = 2,35,$$

т.е. второе приближение дало полную сходимость расчета.

Находим величину  $\xi$  (6.133):

$$\begin{aligned} \xi &= \frac{60 \cdot 0,61 \cdot 1115}{381,7 \cdot 10^3 \cdot 7200} \left[ 458 + \frac{2,35 \cdot 670}{1,5} \left( 1 - e^{-\frac{458}{670}} \right) \right] + 4,1 \cdot 10^{-3} = \\ &= 0,01865 \text{ м} = 18,65 \text{ мм}. \end{aligned}$$

Находим температуру поверхности отливки (6.134)

$$\theta_{\Pi} = \frac{1130}{1 + 2,35 \cdot \frac{0,8}{37} \cdot \frac{0,01865}{0,02} \left[ 1 - 0,61 \left( 1 - e^{-\frac{458}{670}} \right) \right]} = 1105 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$\theta_{\Pi.ср} = \frac{1115 + 1105}{2} = 1110 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

С учетом изменения перепада температуры по толщине отливки от  $\theta_{\Pi.о}$  до  $\theta_{\Pi}$  находим

$$q''_{кр} = 376 \cdot 10^3 + 0,5 \cdot 755(1115 - 1105) = 380 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}.$$

Подставляя значения  $\theta_{п.ср}$  и  $\theta''_{кр}$  в уравнение (6.133), получаем окончательно  $\xi = 18,6$  мм.

За это время в неограниченной форме отливка затвердевает на глубину (6.31)

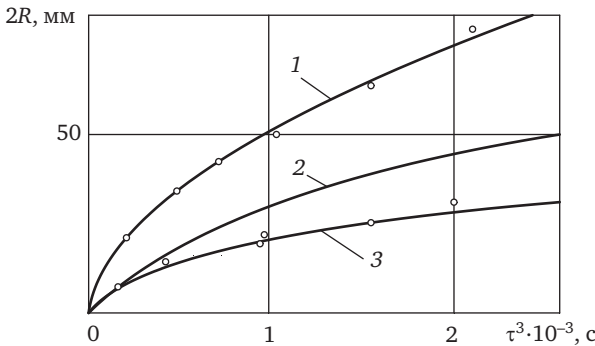
$$\xi = \sqrt{\frac{6}{4} \cdot \frac{1265 \cdot 1115}{7200 \cdot 381,7 \cdot 10^3}} \sqrt{500} = 14,1 \text{ мм.}$$

Как следует из расчета, влияние теплоаккумулирующего действия опоки и наружного охлаждения ускорило затвердевание отливки в интервале  $\tau_0 - \tau$  примерно на 45 %.

В условиях несимметричного затвердевания отливки, когда с одной стороны имеется металлооболочковая, а с другой — неограниченная в тепловом отношении песчаная форма, расчет затвердевания отливки ведут независимо для каждой из сторон.

Полное время затвердевания отливки определяют графически. На графике строят кривые нарастания корки с каждой из сторон отливки в функции времени  $\xi_1 = f(\tau)$  и  $\xi_2 = \varphi(\tau)$ . Момент, когда  $\xi_1 + \xi_2 = 2R$ , соответствует полному времени затвердевания  $\tau_3$ .

На рис. 6.15 показаны расчетные кривые затвердевания отливок и результаты опытов (точки) при заливке чугуна в сухую несимметричную форму, состоящую из песчано-глинистой прослойки толщиной 20 мм со стальной пластиной с одной стороны и неограниченной песчано-глинистой формы — с другой. Кривые 2 и



**Рис. 6.15. Затвердевание отливки в несимметричной форме:**  
 1 — несимметричная форма (суммарная кривая); 2 — симметричная металлооболочковая форма; 3 — неограниченная песчано-глинистая форма

3 рассчитаны для условий затвердевания отливки в симметричной двухслойной и неограниченной формах. Кривая 1 получена суммированием значений кривых 2 и 3.

Толщина песчаной прослойки существенно влияет на ускорение процесса затвердевания отливки. Влияние принудительного охлаждения тем значительнее, чем больше отношение толщины отливки к толщине прослойки. Например, при  $2R/X_2 = 1, 2, 3, 4, 5$  и  $6$  отливка затвердевает быстрее, чем в неограниченной форме, соответственно в 1,07; 1,67; 2,2; 2,5; 2,73 и 2,9 раза.

При толщинах прослоек порядка 80...100 мм (определяются условиями формовки) выгодно воздействовать на затвердевание отливок толщиной более 150...200 мм.

**Цилиндрическая отливка.** Рассмотрим затвердевание цилиндрической отливки в симметричной форме, состоящей из песчаной прослойки  $X_2$  и охлаждаемой металлической опоки  $X_3$  (рис. 6.16).

Отливка затвердевает как в неограниченной форме в течение времени

$$\tau_0 = \frac{X_2^2}{2n(n+1)a_2} \left[ 1 + \frac{4}{3(n+2)} \frac{X_2}{R} \right]. \quad (6.136)$$

За это время затвердевает масса металла (6.56)

$$m_0 = \frac{FX_2\rho_2c_2\theta_{п.о}}{(n+1)q_{кр}} \left( 1 - \frac{1}{n+2} \frac{X_2}{R} \right). \quad (6.137)$$

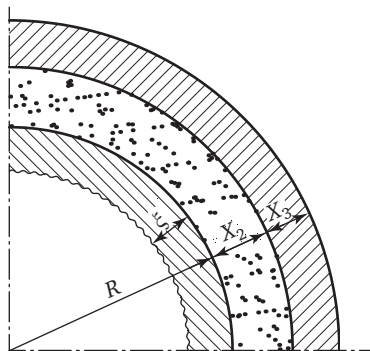


Рис. 6.16. Схема затвердевания цилиндрической или шаровой отливки в металлооболочковой форме

Значение  $\theta_{п.о}$  при  $X = X_2$  определяют из уравнения

$$\theta_{п.о} = \frac{\theta_{кр}}{1 + \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{\xi}{X_2}}. \quad (6.138)$$

Соотношение между массой и толщиной затвердевшей корки определяют по формуле (6.43).

Составляем уравнение теплового баланса для отливки и формы

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{п} - \theta_2}{X_2} F d\tau = q_{кр} dm. \quad (6.139)$$

Количество теплоты, аккумулированное прослойкой:

$$Q_2 = \frac{1}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 (\theta_{п} - \theta_2) \left(1 + \frac{1}{n+2} \frac{X_2}{R}\right) + FX_2 \rho_2 c_2 \theta_2 \left(1 + \frac{X_2}{2R}\right). \quad (6.140)$$

В дифференциальной форме

$$dQ_2 = \frac{n}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 \left(1 + \frac{n+3}{n+2} \frac{X_2}{2R}\right) d\theta_2.$$

Опока аккумулирует количество теплоты

$$dQ_3 = M_3 c_3 d\theta_2, \quad (6.141)$$

где  $M_3 = V_3 \rho_3$  — масса опоки;  $V_3$ ,  $\rho_3$  — соответственно объем и плотность материала опоки.

Выразим значение  $V_3$  через площадь поверхности отливки:

$$V_3 = \pi l \left[ (R + X_2 + X_3)^2 - (R + X_2)^2 \right] = \pi X_3 (2R + 2X_2 + X_3) l,$$

где  $l$  — длина цилиндра.

Подставляя  $F = 2\pi Rl$ , получаем

$$V_3 = FX_3 \left(1 + \frac{X_2}{R} + \frac{X_3}{2R}\right).$$

Подставляем значение  $M_3$  в уравнение (6.141):

$$dQ_3 = FX_3 \rho_3 c_3 \left(1 + \frac{X_2}{R} + \frac{X_3}{2R}\right) d\theta_2. \quad (6.142)$$

Количество отданной с наружной поверхности теплоты

$$dQ_4 = \alpha F_3 \theta_2 d\tau, \quad (6.143)$$

где  $F_3$  — наружная поверхность опоки:

$$F_3 = F \left( 1 + \frac{X_2}{R} + \frac{X_3}{2R} \right) = F \frac{R_3}{R},$$

$$R_3 = R + X_2 + X_3.$$

Заменяя значение  $F_3$  через  $F$ , получаем

$$dQ_4 = \alpha F \frac{R_3}{R} \theta_2 d\tau. \quad (6.144)$$

Составляем уравнение теплового баланса:

$$\begin{aligned} n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_2}{X_2} d\tau = & \left[ \frac{n}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 \left( 1 + \frac{n+3}{n+2} \frac{X_2}{2R} \right) + \right. \\ & \left. + X_3 \rho_3 c_3 \frac{R_3 - 0,5X_3}{R} \right] d\theta_2 + \alpha \frac{R_3}{R} \theta_2 d\tau. \end{aligned} \quad (6.145)$$

Разделяем переменные и интегрируем полученное выражение в пределах  $\tau_0 - \tau$  и  $0 - \theta_2$ . Получаем уравнение

$$\theta_2 = \theta_{\text{п}} G \left( 1 - e^{-\frac{\tau - \tau_0}{s}} \right), \quad (6.146)$$

где

$$G = \frac{n}{n + \text{Bi}_2 \frac{R_3}{R}}; \quad \text{Bi}_2 = \frac{\alpha X_2}{\lambda_2};$$

$$s = \frac{\frac{n}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 \left( 1 + \frac{n+3}{n+2} \frac{X_2}{2R} \right) + X_3 \rho_3 c_3 \frac{R_3 - 0,5X_3}{R}}{\alpha \left( \frac{n}{\text{Bi}_2} + \frac{R_3}{R} \right)}.$$

Подставляем значение  $\theta_2$  в уравнение (6.140) и интегрируем в пределах  $\tau_0 - \tau$  и  $m_0 - m$ . Имеем

$$m = \frac{\alpha F G \theta_{\text{п.сп}}}{q_{\text{кр}}} \left[ \frac{R_3}{R} (\tau - \tau_0) + \frac{ns}{\text{Bi}_2} \left( 1 - e^{-\frac{\tau - \tau_0}{s}} \right) \right] + m_0, \quad (6.147)$$

где

$$q_{\text{кр}} = q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}} + r + \frac{2}{3} (\theta_{\text{п.о}} - \theta_{\text{п}}).$$

Как и в случае расчета процесса затвердевания плоской отливки в металлооболочковой форме, выражение (6.147) состоит из двух слагаемых. Первое характеризует способность двухслойной стенки отдавать теплоту окружающей среде, а второе — аккумулировать теплоту прослойкой и опокой.

Температуру поверхности раздела  $\theta_{\text{п}}$  находят, как и для плоской отливки (6.134), из выражения

$$\theta_{\text{п}} = \frac{\theta_{\text{кр}}}{1 + \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{\xi}{X_2} \left[ 1 - G \left( 1 - e^{-\frac{\tau - \tau_0}{s}} \right) \right]},$$

где параметры  $G$  и  $s$  определяются из уравнения (6.146);

$$\xi = R \left( 1 - \sqrt{1 - \frac{m}{M}} \right). \quad (6.148)$$

Температурное поле формы исследовались при заливке цилиндрических чугуновых отливок диаметром 60, 100 и 150 мм в двухслойные формы с толщинами неметаллической прослойки  $X_2 = 20 \dots 50$  мм и стальной опоки  $X_3 = 9,5 \dots 15$  мм. Форму охлаждали в условиях естественной конвекции и при обдуве воздухом. Результаты исследования температурных полей представлены на рис. 6.14 (кривая 2).

Расчет затвердевания цилиндрической отливки ведут по той же методике, что и плоской, методом последовательных приближений.

**Пример 6.24.** Рассчитать количество затвердевшей фазы цилиндрической чугуновой отливки диаметром 0,1 м, охлаждающейся в металлооболочковой форме,  $X_2 = X_3 = 0,02$  м при  $\tau = 500$  с,  $\alpha = 60$  Вт/(м<sup>2</sup>·°С);  $q_{\text{кр}} = 376 \cdot 10^3$  Дж/кг.

Продолжительность прогрева прослойки (6.136)

$$\tau_0 = \frac{0,02^2}{2 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} \left[ 1 + \frac{4}{3 \cdot 5} \cdot \frac{0,02}{0,05} \right] = 46 \text{ с};$$

$$\tau - \tau_0 = 454 \text{ с.}$$

Площадь и масса единицы длины отливки:

$$F = 2\pi Rl = 2 \cdot 3,14 \cdot 0,05 \cdot 1 = 0,314 \text{ м}^2;$$

$$M = \frac{FR\rho_1}{2} = \frac{0,314 \cdot 0,05 \cdot 7200}{2} \cdot 1 = 56,5 \text{ кг.}$$

Масса затвердевшего металла к моменту  $\tau_0$  при  $\theta_{\text{п}} = \theta_{\text{кр}}$  (6.137)

$$m_0 = \frac{0,314 \cdot 0,02 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}{4 \cdot 376 \cdot 10^3} \left( 1 + \frac{1}{5} \cdot \frac{0,02}{0,05} \right) = 10,2 \text{ кг.}$$

Толщина затвердевшей корки (6.148)

$$\xi_0 = 0,05 \left( 1 - \sqrt{1 - \frac{10,2}{56,5}} \right) = 4,75 \cdot 10^{-3} \text{ м.}$$

Температура поверхности отливки (6.138)

$$\theta_{\text{п.о}} = \frac{1130}{1 + \frac{0,8}{37} \cdot \frac{4,75 \cdot 10^{-3}}{0,02}} = 1112 \text{ }^\circ\text{C.}$$

С учетом перепада температуры

$$q_{\text{кр.о}} = 376 \cdot 10^3 + \frac{2}{3} \cdot 755(1130 - 1112) = 385 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

Масса затвердевшего металла

$$m'_0 = m_0 \frac{q_{\text{кр}}}{q_{\text{кр.о}}} \frac{\theta_{\text{п.о}}}{\theta_{\text{кр}}} = 10,2 \frac{376 \cdot 10^3 \cdot 1112}{385 \cdot 10^3 \cdot 1130} = 9,8 \text{ кг}; \quad \xi'_0 = 4,5 \cdot 10^{-3} \text{ м.}$$

Находим значение  $n$  при  $\theta_2 = 0$ :

$$Fo_2 = \frac{4 \cdot 10^{-7} \cdot 454}{0,02^2} = 0,454; \quad \Theta = 0,454.$$

Из рис. 6.14 (кривая 2)  $n = 2,45$ .

$$Vi_2 = \frac{60 \cdot 0,02}{0,8} = 1,5; R_3 = 0,05 + 0,02 + 0,02 = 0,09 \text{ м};$$

$$G = \frac{2,45}{2,45 + 1,5 \frac{0,09}{0,05}} = 0,476;$$

$$s = \frac{\frac{2,45}{3,45} \cdot 0,02 \cdot 1600 \cdot 1250 \left( 1 + \frac{5,45}{4,45} \cdot \frac{0,02}{2 \cdot 0,05} \right) + 0,02 \cdot 7500 \cdot 500 \cdot \frac{0,08}{0,05}}{60 \left( \frac{2,45}{1,5} + \frac{0,09}{0,05} \right)} =$$

$$= 754 \text{ кг.}$$

Определяем величину  $\theta_2$  (6.146):

$$\theta_2 = 1112 \cdot 0,476 \left( 1 - e^{-\frac{454}{754}} \right) = 239 \text{ }^\circ\text{C.}$$

С учетом значения  $\theta_2$   $\Theta' = 0,385$ ;  $n' = 2,5$ . Делаем перерасчет:

$$G' = 0,48; s' = 748; \theta'_2 = 243 \text{ }^\circ\text{C}; \Theta'' = 0,356; n'' = 2,5.$$

Как и в примере 6.23, для определения  $n$  оказалось достаточно одного приближения.

Масса затвердевшего металла (6.147)

$$m = \frac{60 \cdot 0,314 \cdot 0,48 \cdot 1112}{385 \cdot 10^3} \left[ \frac{0,09}{0,05} \cdot 454 + \frac{2,5 \cdot 748}{1,5} \left( 1 - e^{-\frac{454}{748}} \right) \right] + 9,8 =$$

$$= 46 \text{ кг};$$

$$\xi = 28,4 \text{ мм.}$$

Находим значение  $\theta_{\Pi}$  (6.134):

$$\theta_{\Pi} = \frac{1130}{1 + 2,5 \cdot \frac{0,8}{37} \cdot \frac{0,0284}{0,02} \left[ 1 - 0,48 \left( 1 - e^{-\frac{454}{773}} \right) \right]} = 1066 \text{ }^\circ\text{C.}$$

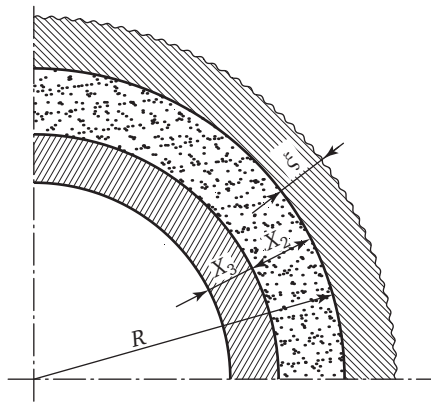


Рис. 6.17. Схема затвердевания отливки со стороны металлооболочкового цилиндрического или шарового стержня

$$\theta_{\text{п.ср}} = \frac{1112 + 1066}{2} = 1089 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$q'_{\text{кр}} = 399 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}; m' = 44 \text{ кг}; \xi' = 26,5 \text{ мм.}$$

В отливках, имеющих круглые отверстия, центральный стержень можно оформить в виде металлооболочкового (рис. 6.17). В этом случае продолжительность продвижения фронта температуры до опоки

$$\tau_0 = \frac{X_2^2}{2n(n+1)a_2} \left[ 1 - \frac{4}{3(n+2)} \frac{X_2}{R} \right]. \quad (6.149)$$

За это время затвердевает масса металла

$$m_0 = \frac{FX_2\rho_2c_2\theta_{\text{п.о}}}{(n+1)q_{\text{кр}}} \left( 1 - \frac{1}{n+2} \frac{X_2}{R} \right), \quad (6.150)$$

где  $F$  — поверхность цилиндра с радиусом  $R$ ;

$$q_{\text{кр.о}} = q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}} + r + \frac{1}{2}c_1(\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п.о}}).$$

Значение  $\theta_{\text{п.о}}$  определяем из уравнения (6.138).

Соотношение между массой затвердевшего металла и толщиной твердой корки находим из уравнения (6.54)

$$\xi = R \left( \sqrt{1 + \frac{2m}{FR\rho_1}} - 1 \right),$$

где  $F = 2\pi Rl$ .

Во второй стадии прогрева прослойка аккумулирует количество теплоты

$$Q_2 = \frac{1}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 (\theta_n - \theta_2) \left( 1 - \frac{1}{n+2} \frac{X_2}{R} \right) + FX_2 \rho_2 c_2 \theta_2 \left( 1 - \frac{X_2}{2R} \right) \quad (6.151)$$

или

$$dQ_2 = \frac{n}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 \left( 1 - \frac{n+3}{n+2} \frac{X_2}{2R} \right) d\theta_2. \quad (6.152)$$

Металлическая оболочка аккумулирует количество теплоты

$$dQ_3 = M_3 c_3 d\theta_2, \quad (6.153)$$

где

$$M_3 = V_3 \rho_3;$$

$$V_3 = \pi \left[ (R - X_2)^2 - (R - X_2 - X_3)^2 \right] l = FX_3 \frac{R_3 + 0,5X_3}{R};$$

$$R_3 = R - X_2 - X_3.$$

После подстановки значения  $V_3$  в уравнение (6.153) получаем

$$dQ_3 = FX_3 \rho_3 c_3 \left( 1 - \frac{X_2}{R} - \frac{X_3}{2R} \right) d\theta_2. \quad (6.154)$$

Количество отданной с внутренней поверхности теплоты

$$dQ_4 = \alpha F_3 \theta_2 d\tau, \quad (6.155)$$

где  $F_3$  — внутренняя поверхность опоки:

$$F_3 = F \frac{R_3}{R}.$$

Заменим значение  $F_3$  через  $F$ :

$$dQ_4 = \alpha F \frac{R_3}{R} \theta_2 d\tau. \quad (6.156)$$

Уравнение теплового баланса для формы имеет вид:

$$n\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_2}{X_2} d\tau = \left[ \frac{n}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 \left( 1 - \frac{n+3}{n+2} \frac{X_2}{2R} \right) + X_3 \rho_3 c_3 \frac{R_3 + 0,5X_3}{R} \right] d\theta_2 + \alpha \frac{R_3}{R} \theta_2 d\tau. \quad (6.157)$$

Как видим, уравнение (6.157) по структуре не отличается от уравнения (6.145). Соответственно после интегрирования получаем для определения  $\theta_2$  формулу (6.146), в которой

$$G = \frac{n}{n + \text{Bi}_2 \frac{R_3}{R}}; \quad \text{Bi}_2 = \frac{\alpha X_2}{\lambda_2};$$

$$s = \frac{\frac{n}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 \left( 1 + \frac{n+3}{n+2} \frac{X_2}{2R} \right) + X_3 \rho_3 c_3 \frac{R_3 + 0,5X_3}{R}}{\alpha \left( \frac{n}{\text{Bi}_2} + \frac{R_3}{R} \right)}.$$

Подставляем значение  $\theta_2$  в уравнение (6.139) и после интегрирования в пределах  $\tau_0$ — $\tau$  и  $m_0$ — $m$  получаем зависимость (6.147), в которой

$$q_{\text{кр}} = q_{\text{теч}} + q_{\text{пер}} + r + \frac{c_1}{3} (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}}).$$

Температуру поверхности отливки определяем по формуле (6.134) (при подстановке соответствующих  $G$  и  $s$ ).

**Пример 6.25.** Рассчитать количество затвердевшей твердой фазы со стороны стержня в отливке, цилиндрическая полость которой диаметром 0,1 м оформлена металлооболочковым стержнем;  $X_2 = 0,02$  м;  $X_3 = 0,005$  м при  $\tau = 500$  с и  $\alpha = 60$  Вт/(м·°С).

Продолжительность прогрева прослойки (6.149)

$$\tau_0 = \frac{0,02^2}{2 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} \left( 1 - \frac{4}{3 \cdot 5} \cdot \frac{0,02}{0,05} \right) = 37 \text{ с};$$

$$\tau - \tau_0 = 463 \text{ с}.$$

Площадь единицы поверхности стержня (6.54):

$$F = 2\pi \cdot 0,05 \cdot 1 = 0,314 \text{ м}^2.$$

Масса затвердевшего металла  $m_0$  при  $\theta_{\Pi} = \theta_{\text{кр}}$  (6.150):

$$m_0 = \frac{0,314 \cdot 0,02 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}{4 \cdot 376 \cdot 10^3} \left( 1 - \frac{1}{5} \cdot \frac{0,02}{0,05} \right) = 8,68 \text{ кг.}$$

Толщина затвердевшей корки (6.54)

$$\xi_0 = 0,05 \left( \sqrt{1 + \frac{28,68}{0,314 \cdot 0,05 \cdot 7200}} - 1 \right) = 3,7 \cdot 10^{-3} \text{ м.}$$

Температура поверхности отливки (6.138)

$$\theta_{\text{п.о}} = \frac{1130}{1 + 3 \cdot \frac{0,8}{37} \cdot \frac{3,7 \cdot 10^{-3}}{0,02}} = 1116 \text{ }^\circ\text{C.}$$

С учетом перепада температуры

$$q_{\text{кр.о}} = 376 \cdot 10^3 + \frac{1}{3} \cdot 755(1130 - 1116) = 379,5 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг;}$$

$$m'_0 = 8,68 \cdot \frac{376 \cdot 10^3}{379,5 \cdot 10^3} \cdot \frac{1116}{1130} = 8,49 \text{ кг; } \xi'_0 = 3,6 \cdot 10^{-3} \text{ м.}$$

Как видим, величина поправки на изменение  $\theta_{\Pi}$  почти не влияет на толщину  $\xi_0$ .

Находим значение  $n$  при  $\theta_2 = 0$ :

$$Fo_2 = \frac{4 \cdot 10^{-7} \cdot 463}{0,02^2} = 0,463;$$

из рис. 6.14 (кривая 4)  $n = 2,12$ .

$$Bi_2 = \frac{60 \cdot 0,02}{0,8} = 1,5; R_3 = 0,05 - 0,02 - 0,005 = 0,025 \text{ м.}$$

$$G = \frac{2,12}{2,12 + 1,5 \cdot \frac{0,025}{0,05}} = 0,738;$$

$$s = \left[ \frac{2,12}{3,12} \cdot 0,02 \cdot 1600 \cdot 1250 \left( 1 - \frac{6}{5} \cdot \frac{0,02}{2 \cdot 0,05} \right) + 0,005 \cdot 7200 \cdot 500 \frac{0,025 + \frac{0,005}{2}}{0,05} \right] \times \left[ 60 \left( \frac{2,12}{1,5} + \frac{0,025}{0,05} \right) \right]^{-1} = 180.$$

Определяем величину  $\theta_2$  (6.146):

$$\theta_2 = 1116 \cdot 0,738 \left( 1 - e^{-\frac{463}{180}} \right) = 760 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$\Theta' = 0,15; \quad n' = 2,51.$$

Делаем перерасчет:  $G' = 0,77$ ;  $s' = 242$ ;  $\theta'_2 = 732 \text{ } ^\circ\text{C}$ ;  $\Theta' = 0,163$ ;  $n'' = 2,5$ .

Масса затвердевшего металла (6.147)

$$m = \frac{60 \cdot 0,314 \cdot 0,77 \cdot 1116}{379,5 \cdot 10^3} \left[ \frac{0,025}{0,05} \cdot 463 + \frac{2,5 \cdot 242}{1,5} \left( 1 - e^{-\frac{463}{242}} \right) \right] + 8,68 = 43,1 \text{ кг.}$$

$$\xi = 16,4 \text{ мм.}$$

Как видим, затвердевание со стороны стержня происходит медленнее, чем с наружной стороны отливки, даже если стержень охлаждается изнутри.

**Шаровая отливка.** Продолжительность затвердевания шаровой отливки определяют, как в неограниченной форме:

$$\tau_0 = \frac{X_2^2}{2n(n+1)a_2} \left[ 1 + \frac{8}{3(n+2)} \cdot \frac{X_2}{R} + \frac{3}{(n+2)(n+3)} \cdot \frac{X_2^2}{R^2} \right]. \quad (6.158)$$

За это время затвердевает масса металла

$$m_0 = \frac{FX_2\rho_2c_2\theta_{п.о}}{(n+1)q_{кр.о}} \left[ 1 + \frac{2}{n+2} \frac{X_2}{R} + \frac{2}{(n+2)(n+3)} \frac{X_2^2}{R^2} \right], \quad (6.159)$$

где  $q_{кр.о} = q_{пер} + r + (3/4)(\theta_{кр} - \theta_{п.о})$ ;  $A = 4\pi R^2$  — поверхность сферы (рис. 6.16).

Значение  $\theta_{п.о}$  находят из уравнения (6.138).

Соотношение между массой и толщиной затвердевшей корки определяется из уравнения (6.63):

$$\xi = R \left( 1 - \sqrt[3]{1 - \frac{m}{M}} \right).$$

Количество теплоты, аккумулированное формой:

$$Q_2 = \frac{1}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 (\theta_n - \theta_2) \left[ 1 + \frac{2}{n+2} \frac{X_2}{R} + \frac{2}{(n+2)(n+3)} \frac{X_2^2}{R^2} \right] + FX_2 \rho_2 c_2 \theta_2 \left( 1 + \frac{X_2}{2R} + \frac{X_2^2}{3R^2} \right). \quad (6.160)$$

После дифференцирования

$$dQ_2 = \frac{n}{n+1} FX_2 \rho_2 c_2 \left[ 1 + \frac{n+3}{n+2} \frac{X_2}{R} + \frac{(n+3)^2 + 2}{(n+2)(n+3)} \frac{X_2^2}{R^2} \right] d\theta_2. \quad (6.161)$$

Опока аккумулирует теплоту

$$dQ_3 = M_3 c_3 d\theta_3, \quad (6.162)$$

где

$$M_3 = V_3 \rho_3 = FX_3 \rho_3 \left[ \left( 1 + \frac{X_2}{R} \right) \frac{R_3}{R} + \frac{X_3^2}{3R^2} \right];$$

$$R_3 = R + X_2 + X_3.$$

С наружной поверхности опока отдает количество теплоты

$$dQ_4 = \alpha F \left( \frac{R_3}{R} \right)^2 \theta_2 d\tau, \quad (6.163)$$

где  $F \left( \frac{R_3}{R} \right)^2 = F_3$  — поверхность опоки.

Для определения зависимости  $\theta_2(\tau)$  составляем уравнение теплового баланса:

$$\begin{aligned} n\lambda_2 \frac{\theta_n - \theta_2}{X_2} d\tau = \\ = \frac{n}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 \left[ 1 + \frac{n+3}{n+2} \frac{X_2}{R} + \frac{(n+3)^2 + 2}{(n+2)(n+3)} \frac{X_2^2}{3R^2} \right] d\theta_2 + \\ + X_3 \rho_3 c_3 \left[ \left( 1 + \frac{X_2}{R} \right) \frac{R_3}{R} + \frac{X_3^2}{3R^2} \right] d\theta_2 + \alpha \left( \frac{R_3}{R} \right)^2 \theta_2 d\tau. \end{aligned} \quad (6.164)$$

После интегрирования в пределах  $\tau_0 - \tau$  и  $0 - \theta_2$  получаем уравнение (6.132), в котором

$$G = \frac{n}{n + \text{Bi}_2 \left( \frac{R_3}{R} \right)^2}; \quad \text{Bi}_2 = \frac{\alpha X_2}{\lambda_2};$$

$$\begin{aligned} s = \left\{ \frac{n}{n+1} X_2 \rho_2 c_2 \left[ 1 + \frac{n+3}{n+2} \frac{X_2}{R} + \frac{(n+3)^2}{(n+2)(n+3)} \frac{X_2^2}{3R^2} \right] + \right. \\ \left. + X_3 \rho_3 c_3 \left[ \left( 1 + \frac{X_2}{R} \right) \frac{R_3}{R} + \frac{X_3^2}{3R^2} \right] \right\} \left\{ \alpha \left( \frac{n}{\text{Bi}_2} + \frac{R_3^2}{R^2} \right) \right\}^{-1}. \end{aligned}$$

После подстановки значения  $\theta_2$  в уравнение (6.139) и интегрирования в пределах  $\tau_0 - \tau$  и  $m_0 - m$  получаем

$$m = \frac{\alpha F G \theta_{\text{п.ср}}}{q_{\text{кр}}} \left[ \left( \frac{R_3}{R} \right)^2 (\tau - \tau_0) + \frac{ns}{\text{Bi}_2} \left( 1 - e^{-\frac{\tau - \tau_0}{s}} \right) \right] + m_0, \quad (6.165)$$

$$\text{где } q_{\text{кр}} = q_{\text{пер}} + r + \frac{3}{4} (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}}).$$

Температуру поверхности  $\theta_{\text{п}}$  определяют из уравнения (6.134) при подстановке соответствующих значений параметров  $G$  и  $s$ .

Зависимость показателя  $n$  температурного поля прослойки от безразмерного критерия  $\Theta$  приведена на рис. 6.14 (кривая 1).

**Пример 6.26.** Рассчитать массу затвердевшего металла шаровой чугуновой отливки диаметром 0,15 м в металлооболочковой форме ( $X_2 = X_3 = 0,02$  м);  $\alpha = 60$  Вт/(м<sup>2</sup>·°С);  $\tau = 500$  с;  $q_{кр} = 376 \cdot 10^3$  Дж/кг.

Продолжительность прогрева прослойки (6.158)

$$\tau_0 = \frac{0,02^2}{2 \cdot 3 \cdot 4 \cdot 4 \cdot 10^{-7}} \left( 1 + \frac{8}{3 \cdot 5} \cdot \frac{0,02}{0,075} + \frac{3}{5 \cdot 6} \cdot \frac{0,02^2}{0,075^2} \right) = 48 \text{ с.}$$

Площадь поверхности и масса шара:

$$F = 4\pi R^2 = 4 \cdot 3,14 \cdot 0,075^2 = 0,0705 \text{ м}^2;$$

$$M = \frac{FR\rho_1}{3} = \frac{0,0705 \cdot 0,075 \cdot 7200}{3} = 12,7 \text{ кг.}$$

Масса затвердевшего металла при  $\theta_{п} = \theta_{кр}$  (6.159)

$$m_0 = \frac{0,0705 \cdot 0,02 \cdot 1600 \cdot 1250 \cdot 1130}{4 \cdot 376 \cdot 10^3} \left( 1 + \frac{2}{5} \cdot \frac{0,02}{0,075} + \frac{2}{5 \cdot 6} \cdot \frac{0,02^2}{0,075^2} \right) = 2,36 \text{ кг.}$$

Толщина затвердевшей корки (6.63)

$$\xi_0 = 0,075 \left( 1 - \sqrt[3]{1 - \frac{2,36}{12,7}} \right) = 5 \cdot 10^{-3} \text{ м.}$$

Температура поверхности отливки (6.134)

$$\theta_{п.о} = \frac{1130}{1 + 3 \cdot \frac{0,8}{37} \cdot \frac{0,005}{0,02}} = 1112 \text{ °С.}$$

С учетом перепада температуры по отливке

$$q_{кр} = 376 \cdot 10^3 + \frac{3}{4} 755(1130 - 1110) = 386 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг.}$$

Масса затвердевшего металла (6.159) или

$$m'_0 = m_0 \frac{q_{кр}}{q_{кр.о}} \frac{\theta_{п.о}}{\theta_{кр}} = 2,36 \frac{376 \cdot 10^3}{386 \cdot 10^3} \cdot \frac{1113}{1130} = 2,26 \text{ кг.}$$

$$\xi'_0 = 4,74 \text{ мм.}$$

Определяем величину  $n$  при  $\theta_2 = 0$ :

$$Fo_2 = \frac{4 \cdot 10^{-7} \cdot 452}{0,02^2} = 0,452; R_3 = 0,075 + 0,02 + 0,02 = 0,115 \text{ м;}$$

$$G = \frac{2,52}{2,52 + 1,5 \frac{0,115^2}{0,075^2}} = 0,417;$$

$$s = \frac{0,02 \cdot 1600 \cdot 1200 \cdot \frac{2,52}{3,52} \left( 1 + \frac{5,52}{4,52} \cdot \frac{0,02}{0,075} + \frac{5,52^2 + 2}{3 \cdot 4,52 \cdot 5,52} \cdot \frac{0,02^2}{0,075^2} \right)}{60 \left( \frac{2,52}{1,5} + \frac{0,115^2}{0,075^2} \right)} + \frac{0,02 \cdot 7500 \cdot 500 \left[ \left( 1 + \frac{0,02}{0,075} \right) \cdot \frac{0,115}{0,075} + \frac{0,02^2}{3 \cdot 0,075^2} \right]}{60 \left( \frac{2,52}{1,5} + \frac{0,115^2}{0,075^2} \right)} = 770.$$

Находим величину  $\theta_2$  (6.132):

$$\theta_2 = 1112 \cdot 0,417 \left( 1 - e^{-\frac{452}{770}} \right) = 206 \text{ }^\circ\text{C;}$$

$$\Theta' = 0,37; n' = 2,56.$$

Делаем перерасчет:  $G' = 0,42$ ;  $s' = 766$ ;  $\theta'_2 = 208 \text{ }^\circ\text{C}$ ;  $n'' = 2,56$ , т.е. расчет величины  $n$  закончен.

Находим массу затвердевшего металла (6.165):

$$m = \frac{60 \cdot 0,0705 \cdot 0,45 \cdot 112}{386 \cdot 10^3} \left[ \frac{0,115^2}{0,075^2} \cdot 452 + \frac{2,56 \cdot 766}{1,5} \left( 1 - e^{-\frac{452}{766}} \right) \right] + 2,26 = 10,68 \text{ кг;}$$

$$\xi = 34 \text{ мм.}$$

С учетом перепада температуры по толщине отливки (6.135) получаем окончательно  $\theta_{\text{п}} = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ ;  $\theta_{\text{п.ср}} = 1081 \text{ }^\circ\text{C}$ ;  $q'_{\text{кр}} = 411 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}$ ;  $m' = 9,94 \text{ кг}$ ;  $\xi' = 30 \text{ мм}$ .

### 6.6. Затвердевание отливки в кокиле

Литье в кокиль позволяет получать отливку с заданными свойствами и это является главным преимуществом перед другими литейными формами. При этом процессы затвердевания отливки и прогрева металлического кокиля существенно отличаются от рассмотренных ранее. В первую очередь следует отметить, что отливка охлаждается, а кокиль прогревается с примерно одинаковой интенсивностью. И это необходимо учитывать при составлении расчетной схемы теплового взаимодействия отливки и кокиля.

При прогреве кокиля можно различать два периода его теплового взаимодействия с затвердевающей отливкой (рис. 6.18). Сначала кокиль прогревается в глубину и ведет себя в тепловом отношении как полуограниченное тело ( $\tau < \tau_0$ ). Затем, когда фронт температуры доходит до наружной поверхности, последняя нагревается и перепад температуры по толщине формы уменьшается ( $\tau > \tau_0$ ).

**Плоская отливка.** Рассмотрим затвердевание плоской отливки. Будем считать, что температурные поля затвердевшей отливки и кокиля описываются уравнениями параболического типа:

для отливки

$$\theta = \theta_{\text{кр}} - (\theta_{\text{кр}} - \theta_1) \left( \frac{x}{\xi} \right)^{n_1}; \quad (6.166)$$

для кокиля в первом периоде

$$\theta = \theta_2 \left( 1 - \frac{x}{X} \right)^{n_2}; \quad (6.167)$$

во втором периоде

$$\theta = (\theta_2 - \theta_3) \left( \frac{x}{X_2} \right)^{n_2}, \quad (6.168)$$

где  $\theta_{\text{кр}} = T_{\text{кр}} - T_0$ ;  $\theta_1 = T_1 - T_0$ ;  $\theta_2 = T_2 - T_0$ ;  $\theta_3 = T_3 - T_0$ ;  $T_1, T_2, T_3$  и  $T_0$  — соответственно температуры поверхности отливки, внутренней и

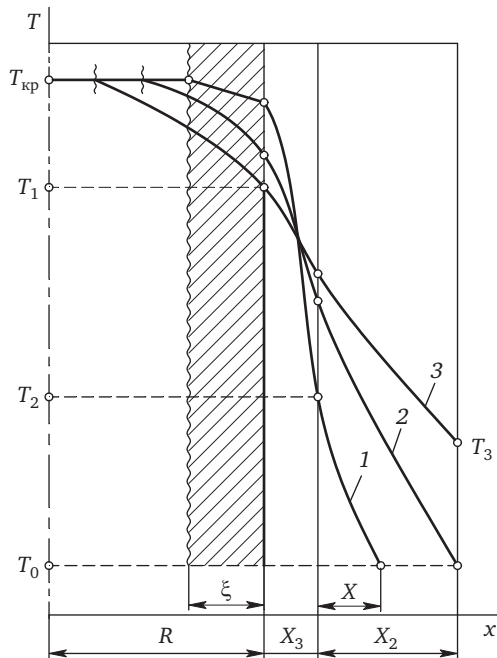


Рис. 6.18. Схема распределения температуры в затвердевающей отливке:

$$1 - \tau < \tau_0; 2 - \tau = \tau_0; 3 - \tau > \tau_0$$

наружной поверхностей кокиля и начальная температура формы (рис. 6.18);  $n_1$  и  $n_2$  — показатели степени параболы, описывающие температурные поля соответственно затвердевшей отливки и прогретой части кокиля.

Рассчитаем затвердевание отливки в сравнительно небольшом промежутке времени, когда изменение температур  $T_1$  и  $T_2$  относительно невелико и без больших погрешностей можно использовать их средние значения.

При затвердевании отливка отдает в кокиль теплоту кристаллизации

$$dQ_{\text{кр}} = F \rho_1 q_{\text{кр}} d\xi \quad (6.169)$$

и теплоту, аккумулированную твердой коркой:

$$dQ_{\text{акк}} = \frac{1}{n_1 + 1} F \rho_1 c_1 (\theta_{\text{кр}} - \theta_1) d\xi. \quad (6.170)$$

Теплота передается через зазор между отливкой и формой (краску, воздух). Величиной тепловой емкости зазора ввиду ее малости можно пренебречь.

$$dQ = \beta F (\theta_1 - \theta_2) d\tau, \quad (6.171)$$

где  $\beta$  — термическая проводимость зазора:  $\beta = \lambda_3 / X_3$ ;  $X_3$  и  $\lambda_3$  — толщина и теплопроводность материала зазора.

В эффективную теплоту кристаллизации дополнительно входит только перегрев металла

$$q_{кр} = r + c'_1 \Delta T_{пер}.$$

Составляем уравнение теплового баланса для отливки и формы:

$$\beta (\theta_{1cp} - \theta_{2cp}) d\tau = \rho_1 \left[ q_{кр} + \frac{c_1}{n_1 + 1} (\theta_{кр} - \theta_1) \right] d\xi \quad (6.172)$$

и интегрируем его в пределах  $\tau_1 - \tau$  и  $\xi_1 - \xi$ . Получаем

$$\tau - \tau_1 = \frac{\rho_1 c_1 (\xi - \xi_1)}{\beta (\theta_{1cp} - \theta_{2cp})} \left( \frac{q_{кр}}{c_1} + \frac{\theta_{кр} - \theta_1}{n_1 + 1} \right) \quad (6.173)$$

или в критериальной форме

$$Fo - Fo_1 = \frac{\delta - \delta_1}{Bi_1} (K - \Theta), \quad (6.174)$$

где  $Fo = a_1 \tau / R^2$ ;  $Fo_1 = a_1 \tau_1 / R^2$ ;  $Bi_1 = \beta R / \lambda_1$ ;

$$K = \frac{q_{кр}}{c_1 (\theta_{1cp} - \theta_{2cp})}; \quad \Theta = \frac{1}{n_1 + 1} \cdot \frac{\theta_{кр} - \theta_1}{\theta_{1cp} - \theta_{2cp}};$$

$$\delta = \xi / R; \quad \delta_1 = \xi_1 / R.$$

Выражение (6.173) получено при условии постоянных температур рабочих поверхностей отливки и кокиля. Весь процесс разбивается на ряд этапов, в пределах которых  $\theta_1$  и  $\theta_2$  принимают посто-

янными, средними в промежутке времени, за которое образуется твердая корка толщиной  $\xi - \xi_1$ . Чем меньше длительность этапов, тем точнее решение.

Температуру поверхности отливки при заданной величине и глубину прогрева формы определяем из условия неразрывности теплового потока в зазоре

$$\beta(\theta_1 - \theta_2) = \frac{\lambda_1 n_1}{\xi} (\theta_{\text{кр}} - \theta_1) = \frac{\lambda_2 n_2}{X} \theta_2, \quad (6.175)$$

откуда

$$\theta_1 = \frac{\theta_{\text{кр}} + \frac{\beta \xi}{\lambda_1 n_1} \theta_2}{1 + \frac{\beta \xi}{\lambda_1 n_1}}; \quad (6.176)$$

$$X = \frac{\lambda_2 n_2}{\beta} \frac{\theta_2}{\theta_{\text{кр}} - \theta_2} \left( 1 + \frac{\beta \xi}{\lambda_1 n_1} \right). \quad (6.177)$$

Выражения (6.176) и (6.177) справедливы для определения температуры поверхности отливки и глубины прогрева формы для отливок произвольной конфигурации (в том числе для цилиндра и шара). Единственным ограничением является условие одномерности теплового поля.

Для определения температуры внутренней поверхности кокиля  $\theta_2$  в первом периоде используем уравнение теплового баланса отливки и кокиля

$$\xi \rho_1 \left[ q_{\text{кр}} + \frac{c_1}{n_1 + 1} (\theta_{\text{кр}} - \theta_1) \right] = \frac{1}{n_2 + 1} X \rho_2 c_2 \theta_2, \quad (6.178)$$

где  $\rho_2$  и  $c_2$  — плотность и удельная теплоемкость материала кокиля.

Исключим из уравнения (6.178) величины  $\theta_1$  и  $X$ . Получаем

$$\theta_2 = \frac{\theta_{\text{кр}}}{q_2 - q_1} \left[ \sqrt{\frac{q_{\text{кр}}^2}{4} + q_2 (q_{\text{кр}} + q_1)} - \left( \frac{q_{\text{кр}}}{2} + q_1 \right) \right], \quad (6.179)$$

где

$$q_1 = \frac{c_1 \theta_{\text{кр}}}{n_1 + 1} \frac{1}{1 + \frac{\lambda_1 n_1}{\beta \xi}};$$

$$q_2 = \frac{n_2}{n_2 + 1} \frac{b_2^2 \theta_{\text{кр}}}{\rho_1} \frac{\beta \xi + \lambda_1 n_1}{\beta \xi \lambda_1 n_1};$$

$$b_2 = \sqrt{\lambda_2 c_2 \rho_2}.$$

Принимаем следующий порядок расчетов. Задавая толщину за- твердевшей корки отливки, определяем значения  $\theta_1$  и  $\theta_2$ , затем  $\theta_{1\text{ср}}$  и  $\theta_{2\text{ср}}$  — средние за этап.

Величины  $\theta_1$ ,  $\theta_{1\text{ср}}$  и  $\theta_{2\text{ср}}$  подставляем в уравнение (6.173) или (6.174) и определяем продолжительность нарастания корки толщиной  $\xi$ — $\xi_1$ .

Расчет величины  $\theta_2$  по формуле (6.178) справедлив до момента  $\tau_0$ , когда  $X = X_2$ . Дальнейший прогрев кокиля можно рассчитать из уравнения теплового баланса для второй стадии

$$\xi \rho_1 \left[ q_{\text{кр}} + \frac{c_1}{n_1 + 1} (\theta_{\text{кр}} - \theta_1) \right] = \frac{X_2 \rho_2 c_2}{n_2 + 1} (\theta_2 - \theta_3) + X_2 \rho_2 c_2 \theta_3. \quad (6.180)$$

Значение  $\theta_3$  определяем через величину  $\theta_2$  из уравнения

$$\beta (\theta_1 - \theta_2) = \lambda_2 n_2 \frac{\theta_2 - \theta_3}{X_2} = \frac{\lambda_1 n_1}{\xi} (\theta_{\text{кр}} - \theta_1), \quad (6.181)$$

откуда после подстановки значения  $\theta_1$  из (6.176) получаем температуру наружной поверхности кокиля

$$\theta_3 = \theta_2 - \frac{\text{Bi}_2}{n_2} \frac{\theta_{\text{кр}} - \theta_2}{1 + \beta \xi / \lambda_1 n_1}, \quad (6.182)$$

где  $\text{Bi}_2 = \beta X_2 / \lambda_2$ .

При составлении уравнения (6.181) сделано допущение, что от- дача теплоты с наружной поверхности формы невелика по сравне- нию с тепловым потоком из отливки и ею можно пренебречь.

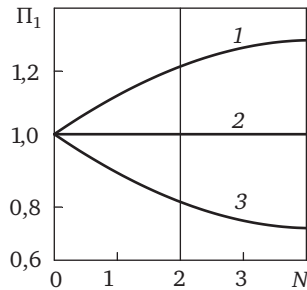


Рис. 6.19. Зависимость величины показателя  $n_1$  от критерия  $N$ :  
1 — плоская отливка; 2 — цилиндрическая; 3 — шаровая

Подставляя в уравнение (6.180) значения  $\theta_1$  и  $\theta_2$  и решая его относительно  $\theta_2$ , имеем

$$\theta_2 = \frac{q_{кр} + q_3}{\frac{X_2 \rho_2 c_2}{\xi \rho_1} + \frac{q_3}{\theta_{кр}}}, \quad (6.183)$$

где

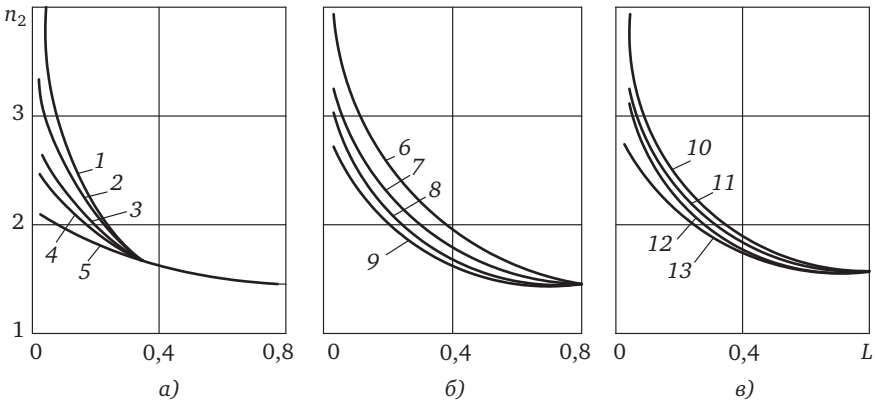
$$q_3 = \frac{\theta_{кр}}{\beta \xi + \lambda_1 n_1} \left( \frac{c_1 \beta \xi}{n_1 + 1} + \frac{X_2 \rho_2 c_2}{n_2 + 1} \frac{\lambda_1 n_1}{\xi \rho_1} \text{Bi}_2 \right).$$

Для реализации полученных решений необходимо знать распределение температуры в твердой корке отливки и в кокиле. Значения показателя  $n_1$  в зависимости от величины критерия  $N = c_1(T_{кр} - T_1)/q_{кр}$ , по данным расчетов А.И. Вейника, приведены на рис. 6.19.

Показатель  $n_2$  определяли при заливке в чугунный кокиль чугуна и алюминия и путем сравнения проведенного решения с более точным, проделанным на ЭВМ методом сеток. На рис. 6.20, а приведены зависимости показателя  $n_2$  для плоского кокиля от величины критерия  $\text{Bi}_2$  и комплекса

$$L = \frac{T_{кр} - T_0}{T_{кр}} \frac{\xi}{X_2}.$$

Значения критерия  $L$  существенно зависят от величины отношения  $\xi/X_2$ . Величины  $n_2$  во всех случаях взяты средними интеграль-



**Рис. 6.20.** Зависимость величины показателя  $n_2$  от критерия  $L$  для плоского (а), цилиндрического (б) и шарового (в) кокиля при  $Bi_2$ , равном:

1 —  $Bi_2 = 11$ ; 2 — 6; 3 — 2,5; 4 — 1; 5 — 0,2; 6 — 5; 7 — 3; 8 — 1; 9 — 0,5; 10 — 5; 11 — 3; 12 — 1; 13 — 0,5

ными для первой стадии прогрева кокиля, т.е. для таких значений  $\xi$ , которые соответствуют моменту времени  $\tau_0$  достижения фронтом температуры наружной поверхности кокиля.

Влияние интенсивности прогрева кокиля на величину  $n_2$  существенно сказывается в начальные моменты теплового взаимодействия.

К концу затвердевания почти при всех значениях  $Bi_2$  значение  $n_2$  падает до 1,4...1,5.

Приведенные на рис. 6.20 результаты относятся к затвердеванию отливок в массивных кокилях ( $X_2 \geq 2R$  для плоской,  $X_2 \geq R$  для цилиндрической и  $X_2 \geq (2/3)R$  для шаровой отливки).

Скорость затвердевания металла определяют из уравнений (6.169)—(6.171)

$$\frac{d\xi}{d\tau} = \frac{\beta(\theta_1 - \theta_2)}{\rho_1 \left[ q_{кр} + \frac{c_1}{n_1 + 1} (\theta_{кр} - \theta_1) \right]}. \quad (6.184)$$

**Пример 6.27.** Рассчитать затвердевание плоской чугуновой отливки толщиной  $2R = 0,03$  м в окрашенном кокиле с толщиной стенки  $X_2 = 0,04$  м;  $X_{кр} = 0,1$  мм;  $\lambda_{кр} = 0,25$  Вт/(м·°С);

$T_0 = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ ;  $\theta_{\text{кр}} = 950 \text{ }^\circ\text{C}$ ;  $q_{\text{кр}} = 376 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}$ ;  $\lambda_1 = 37 \text{ Вт/(м}\cdot^\circ\text{C)}$ ;  $c_1 = 755 \text{ Дж/(кг}\cdot^\circ\text{C)}$ ;  $\rho_1 = \rho_2 = 7200 \text{ кг/м}^3$ ;  $c_2 = 500 \text{ Дж/(кг}\cdot^\circ\text{C)}$ ;  $\lambda_2 = 50 \text{ Вт/(м}\cdot^\circ\text{C)}$ ;  $b_2 = 13,4 \text{ кВт}\cdot\text{с}^{0,5}/(\text{м}^2\cdot^\circ\text{C})$ .

Параметры зазора:

$$\beta = \frac{0,25}{0,1 \cdot 10^{-3}} = 2500 \text{ Вт/(м}^2\cdot^\circ\text{C)};$$

$$Bi_2 = \frac{2500 \cdot 0,04}{50} = 2,$$

т.е. можно считать, что  $n_2$  изменяется по кривой 3 (см. рис. 6.20).

Задаем  $\xi = 5 \cdot 10^{-3} \text{ м}$  и находим значения показателей  $n_1$  и  $n_2$ . Находим критерий  $N$  (см. рис. 6.19).

В первом приближении можно принять в формуле (6.176)  $\theta_2 = 0$  и  $n_1 = 1$ . Тогда

$$\beta\xi = 2500 \cdot 5 \cdot 10^{-3} = 12,5;$$

$$\theta_1 = \frac{950}{1 + \frac{12,5}{37}} = 710 \text{ }^\circ\text{C};$$

$$N = \frac{755(950 - 710)}{376 \cdot 10^3} = 0,482.$$

Из рис. 6.19 (кривая 1)  $n_1 = 1,07$ .

По приведенным величинам можно сделать второе приближение, однако опыт расчетов показывает, что поправка получается незначительной. Находим значение  $n_2$ , предварительно определив критерий  $L$ :

$$L = \frac{1150 - 200}{1150} \cdot \frac{5}{40} = 0,1;$$

по графику (рис. 6.20, кривая 3)  $n_2 = 2,4$ . Затем находим значение  $\theta_2$  (6.179):

$$q_1 = \frac{755 \cdot 950}{2,07} \cdot \frac{1}{1 + \frac{37 \cdot 1,07}{12,5}} = 83 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг};$$

$$q_2 = \frac{2,4}{3,4} \cdot \frac{(13,4 \cdot 10^3)^2}{7200} \cdot \frac{950}{12,5 + 37 \cdot 1,07} = 1760 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг};$$

$$\theta_2 = \frac{950}{(1760 - 83)10^3} \left[ \sqrt{\left(\frac{376 \cdot 10^3}{2}\right)^2 + 1760 \cdot 10^3 (376 + 83) \cdot 10^3} - \left(\frac{376}{2} + 83\right)10^3 \right] = 366 \text{ }^\circ\text{C}.$$

Глубина прогрева кокиля (6.177)

$$X = \frac{50 \cdot 2,4 \cdot 366}{2500(950 - 366)} \left(1 + \frac{12,5}{37 \cdot 1,07}\right) = 39,6 \cdot 10^{-3} \text{ м},$$

т.е. первая стадия прогрева кокиля почти совпадает по времени с первым этапом расчета.

Средние температуры поверхностей

$$\theta_1 = \frac{950 + \frac{12,5}{37 \cdot 1,07} \cdot 366}{1 + \frac{12,5}{37 \cdot 1,07}} = 810 \text{ }^\circ\text{C};$$

$$\theta_{1\text{cp}} = \frac{950 + 810}{2} = 880 \text{ }^\circ\text{C};$$

$$\theta_{2\text{cp}} = \frac{366}{2} = 183 \text{ }^\circ\text{C}.$$

По формуле (6.173) (для первого этапа  $\tau = 0$ ;  $\xi_1 = 0$ )

$$\tau = \frac{7200 \cdot 755 \cdot 5 \cdot 10^{-3}}{2500(880 - 183)} \left( \frac{376 \cdot 10^3}{755} + \frac{950 - 810}{2,07} \right) = 8,8 \text{ с}.$$

Во втором этапе задаем  $\xi = 10^{-2}$  м;  $\xi - \xi_1 = 5 \cdot 10^{-3}$  м;  $\beta\xi = 25$ .

В первом приближении рассчитаем значение  $\theta_1$  с учетом величин  $n_1$  и  $\theta_2$  из первого этапа:

$$\theta_1 = \frac{950 + \frac{25}{37 \cdot 1,07} \cdot 366}{1 + \frac{25}{37 \cdot 1,07}} = 724 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$N = \frac{755(950 - 724)}{376 \cdot 10^3} = 0,454; n_1 = 1,06 \text{ (см. рис. 6.19)}; \lambda_1 n_1 = 39,2;$$

$$L = \frac{950}{1150} \cdot \frac{10}{40} = 0,206; n_2 = 2 \text{ (см. рис. 6.20)}.$$

По формуле (6.183) находим значение  $\theta_2$ :

$$q_3 = \frac{950}{25 + 39,2} \left( \frac{755 \cdot 25}{2,06} + \frac{0,04 \cdot 7200 \cdot 500}{3} \cdot \frac{39,2}{10^{-2} \cdot 7200} \cdot 2 \right) = 909 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг};$$

$$\theta_2 = \frac{376 \cdot 10^3 + 909 \cdot 10^3}{\frac{0,04 \cdot 7200 \cdot 500}{10^{-2} \cdot 7200} + \frac{909 \cdot 10^3}{950}} = 434 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Уточненное значение  $\theta_1$ :

$$\theta_1 = \frac{950 + \frac{25}{39,2} \cdot 434}{1 + \frac{25}{39,2}} = 750 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Средние за этап величины

$$\theta_{1cp} = \frac{810 + 750}{2} = 780 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$\theta_{2cp} = \frac{366 + 434}{2} = 400 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

По формуле (6.173) получаем  $\tau - \tau_1 = 15,5 \text{ с}; \tau = 8,8 + 15,5 = 24,3 \text{ с}.$

Подставляя в расчет  $\xi = 15 \cdot 10^{-3} \text{ м}$ , находим полную продолжительность затвердевания отливки  $\tau_3 = 50,5 \text{ с}.$

При толщине краски  $X_{кр} = 0,2$  м расчетная продолжительность затвердевания такой же отливки составляет 73 с, т.е. она не пропорциональна величине термического сопротивления между отливкой и формой.

В приведенном расчете не учтено образование естественного газового зазора между отливкой и формой, образующегося при усадке и охлаждении металла отливки и прогрева формы. В связи с этим следует отметить, что коэффициенты теплопроводности красок обычно определяют методом заливки в окрашенный кокиль металла с известным теплосодержанием. При этом термическое сопротивление газового зазора автоматически входит в состав эффективного термического сопротивления кокильной краски. Поэтому при использовании полученных такими способами данных величина погрешности зависит лишь от различия условий, в которых проводились опыты (разные величины  $R$ ,  $X_{кр}$  и др.).

**Цилиндрическая отливка.** При затвердевании цилиндрической отливки схема расчета остается прежней. Отливка выделяет количество теплоты

$$dQ_{кр} = F\rho_1 q_{кр} \left(1 - \frac{\xi}{R}\right) d\xi \quad (6.185)$$

и

$$dQ_{акк} = \frac{F\rho_1 c_1}{n_1 + 1} (\theta_{кр} - \theta_1) \left(1 - \frac{2}{n_1 + 2} \frac{\xi}{R}\right) d\xi, \quad (6.186)$$

которая передается через зазор в кокиль

Составляем уравнение теплового баланса и принимаем в течение некоторого небольшого промежутка времени значения  $\theta_1$  и  $\theta_2$  постоянными. Тогда

$$\begin{aligned} \beta(\theta_{1ср} - \theta_{2ср}) d\tau = q_{кр} \rho_1 \left(1 - \frac{\xi}{R}\right) d\xi + \\ + \frac{\rho_1 c_1}{n_1 + 1} (\theta_{кр} - \theta_1) \left(1 - \frac{2}{n_1 + 2} \frac{\xi}{R}\right) d\xi. \end{aligned} \quad (6.187)$$

Интегрируем уравнение (6.187) в пределах  $\tau_1 - \tau$  и  $\xi_1 - \xi$ . Получаем

$$\tau - \tau_1 = \frac{\rho_1 c_1 (\xi - \xi_1)}{\beta(\theta_{1cp} - \theta_{2cp})} \left[ \frac{q_{кр}}{c_1} \left( 1 - \frac{\delta + \delta_1}{2} \right) + \frac{(\theta_{кр} - \theta_1)}{n_1 + 1} \left( 1 - \frac{\delta + \delta_1}{n_1 + 2} \right) \right]. \quad (6.188)$$

В критериальной форме

$$Fo - Fo_1 = \frac{\delta - \delta_1}{Bi_1} \left[ K \left( 1 - \frac{\delta + \delta_1}{2} \right) + \Theta \left( 1 - \frac{\delta + \delta_1}{n_1 + 2} \right) \right]. \quad (6.189)$$

Обозначения те же, что и при расчете затвердевания плоской отливки. При практических расчетах разбиваем процесс на этапы по толщине затвердевшей корки.

Температуру поверхности отливки и глубина прогрева формы определяют из уравнений (6.176) и (6.177).

Для определения величины  $\theta_2$  составим уравнение теплового баланса отливки и кокиля:

$$\begin{aligned} q_{кр} \rho_1 \xi \left( 1 - \frac{\delta}{2} \right) + \frac{\rho_1 c_1 \xi}{n_1 + 1} \left( 1 - \frac{\delta}{n_1 + 2} \right) (\theta_{кр} - \theta_1) = \\ = \frac{1}{n_2 + 1} X \rho_2 c_2 \theta_2 \left( 1 + \frac{1}{n_2 + 2} \frac{X}{R} \right). \end{aligned} \quad (6.190)$$

Подставляем значения  $\theta_1$  и  $X$  из выражений (6.176) и (6.177) в уравнение (6.190). Получаем

$$q_1 + q_2 = \theta_2 \left[ \frac{q_2}{\theta_{кр}} + \gamma_1 \frac{\theta_2}{\theta_{кр} - \theta_2} \left( 1 + \gamma_2 \frac{\theta_2}{\theta_{кр} - \theta_2} \right) \right], \quad (6.191)$$

где

$$q_1 = q_{кр} \rho_1 \xi \left( 1 - \frac{\delta}{2} \right); \quad q_2 = \frac{c_1 \rho_1 \xi \theta_{кр}}{n_1 + 1} \cdot \frac{1 - \frac{\delta}{n_1 + 2}}{1 + \frac{\lambda_1 n_1}{\beta \xi}};$$

$$\gamma_1 = \frac{n_2}{n_2 + 1} \frac{b_2^2}{\beta} \left( 1 + \frac{\beta \xi}{\lambda_1 n_1} \right); \quad \gamma_2 = \frac{n_2 + 1}{n_2 + 2} \frac{\gamma_1}{c_2 \rho_2 R}.$$

Кубическое уравнение типа (6.191) проще всего решать графическим способом. Для этого на графике с координатами  $\theta_2$ — $q$  откладывают значение левой части уравнения  $q_1 + q_2$ . В правую часть уравнения подставляем несколько значений  $\theta_2$ . Точка пересечения кривых в первом квадранте является действительным корнем уравнения.

Расчет величины  $\theta_2$  по уравнению (6.191) справедлив до момента, когда фронт температуры пройдет через всю толщину кокиля  $X_2$ .

Дальнейший разогрев формы рассчитывают из уравнения теплового баланса отливки и кокиля:

$$\begin{aligned} q_{\text{кр}} \rho_1 \xi \left( 1 - \frac{\delta}{2} \right) + \frac{\rho_1 c_1 \xi}{n_1 + 1} \left( 1 - \frac{\delta}{n_1 + 2} \right) (\theta_{\text{кр}} - \theta_1) = \\ = \frac{X_2 \rho_2 c_2}{n_2 + 1} \left( 1 + \frac{\Delta}{n_2 + 2} \right) (\theta_2 - \theta_3) + X_2 \rho_2 c_2 \left( 1 + \frac{\Delta}{2} \right) \theta_3, \end{aligned} \quad (6.192)$$

где  $\Delta = X_2/R$ .

Из уравнения (6.181) имеем

$$\theta_2 = \theta_1 - \frac{\lambda_1 n_1}{\beta \xi} (\theta_{\text{кр}} - \theta_1); \quad (6.193)$$

$$\theta_3 = \theta_1 - \frac{\lambda_1 n_1}{\beta \xi} (\theta_{\text{кр}} - \theta_1) \left( 1 + \frac{\text{Bi}_2}{n_2} \right). \quad (6.194)$$

Исключая из уравнения (6.192) значения  $\theta_2$  и  $\theta_3$ , получаем

$$\theta_1 = \theta_{\text{кр}} - \frac{q_1 - q_3}{k_1 - k_2 - k_3}, \quad (6.195)$$

где

$$q_3 = X_2 \rho_2 c_2 \left( 1 + \frac{\Delta}{2} \right) \theta_{\text{кр}};$$

$$k_1 = \frac{X_2 \rho_2 c_2}{n_2 + 1} \frac{\text{Bi}_2}{n_2} \frac{\lambda_1 n_1}{\beta \xi} \left( 1 + \frac{\Delta}{n_2 + 2} \right);$$

$$k_2 = \left[ 1 + \frac{\lambda_1 n_1}{\beta \xi} \left( 1 + \frac{\text{Bi}_2}{n_2} \right) \right] \frac{q_3}{\theta_{\text{кр}}};$$

$$k_3 = \frac{\rho_1 c_1 \xi}{n_1 + 1} \left( 1 - \frac{\delta}{n_1 + 2} \right).$$

Значение показателя  $n_1$ , согласно рис. 6.19, можно принять равным единице. Величину показателя  $n_2$  можно взять из рис. 6.20, б. Скорость затвердевания металла определяют из уравнения

$$\frac{d\xi}{d\tau} = \frac{\beta(\theta_1 - \theta_2)}{\rho_1 \left[ q_{\text{кр}}(1 - \delta) + \frac{c_1(\theta_{\text{кр}} - \theta_1)}{n_1 + 1} \left( 1 - \frac{2\delta}{n_1 + 2} \right) \right]}. \quad (6.196)$$

**Пример 6.28.** По данным примера 6.27 рассчитать затвердевание цилиндрической чугуновой отливки диаметром 0,06 м в кокиле с толщиной стенки 0,04 м.

Определяем величину  $n_2$ :

$$\text{Bi}_2 = \frac{2500 \cdot 0,04}{50} = 2;$$

задаем  $\xi = 6 \cdot 10^{-3}$  м;  $\delta = 0,2$ ;  $n_1 = 1$ ;  $\beta \xi = 12$ ;

$$L = \frac{1150 - 200}{1150} \cdot \frac{6}{40} = 0,124; \quad n_2 = 2,3 \text{ (см. рис. 6.20, б)}.$$

Находим составляющие уравнения (6.191)

$$q_1 = 376 \cdot 10^3 \cdot 7200 \cdot 6 \cdot 10^{-3} \left( 1 - \frac{0,2}{2} \right) = 14,6 \cdot 10^6;$$

$$q_2 = \frac{755 \cdot 7200 \cdot 6 \cdot 10^{-3} \cdot 950}{2} \cdot \frac{1 - \frac{0,2}{3}}{1 + \frac{37}{15}} = 5,86 \cdot 10^6;$$

$$\gamma_1 = \frac{2,3}{3,3} \cdot \frac{(13,4 \cdot 10^3)^2}{2500} \left( 1 + \frac{2500 \cdot 6 \cdot 10^{-3}}{37} \right) = 0,07 \cdot 10^6;$$

$$\gamma_2 = \frac{3,3}{4,3} \cdot \frac{0,07 \cdot 10^6}{500 \cdot 7200 \cdot 0,03} = 0,5.$$

Подставляем полученные значения в уравнение (6.191)

$$20,46 = \theta_2 \left[ 0,00617 + 0,07 \cdot \frac{\theta_2}{950 - \theta_2} \left( 1 + \frac{0,5\theta_2}{950 - \theta_2} \right) \right].$$

Строим график (рис. 6.21). Откладываем значение левой части уравнения и задаем  $\theta_2 = 200; 300$  и  $350$  °С. По формуле (6.191) получаем  $q = 5,46; 13,78; 20,62$  и строим кривую 2. По координате пересечения линий 1 и 2 получим  $\theta_2 = 348$  °С.

По формуле (6.176)

$$\theta_1 = \frac{950 + \frac{15}{37} \cdot 348}{1 + \frac{15}{37}} = 776 \text{ °С};$$

$$\theta_{1cp} = \frac{950 + 776}{2} = 863 \text{ °С};$$

$$\theta_{2cp} = \frac{348}{2} = 174 \text{ °С}; \quad \theta_{1cp} - \theta_{2cp} = 689 \text{ °С}.$$

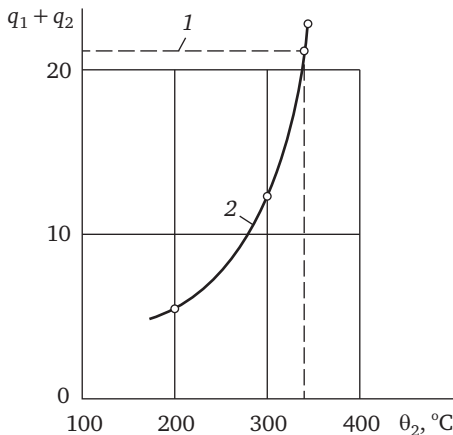


Рис. 6.21. Графическое решение уравнения (6.191)

Находим продолжительность этапа (6.188)

$$\tau = \frac{7200 \cdot 755 \cdot 6 \cdot 10^3}{2500 \cdot 689} \left[ \frac{376 \cdot 10^3}{755} \left( 1 - \frac{0,2}{2} \right) + \frac{950 - 776}{2} \left( 1 - \frac{0,2}{3} \right) \right] = 11,5 \text{ с.}$$

Глубина прогрева кокиля (6.177)

$$X = \frac{50 \cdot 2,3}{2500} \cdot \frac{348}{950 - 348} \left( 1 + \frac{15}{37} \right) = 37,4 \cdot 10^{-3} \text{ м,}$$

т.е. первый этап прогрева кокиля должен закончиться несколько позже, однако в своих расчетах мы можем этого не учитывать. Незначительное изменение температуры наружной поверхности массивной формы практически не сказывается на затвердевании отливки.

Дальнейший расчет ведем по формулам (6.193) и (6.195). Задаем  $\xi = 12 \cdot 10^3$  м;  $\delta = 0,4$ ;  $\delta_1 = 0,2$ ;  $L = 0,248$ ;  $n_2 = 2$ ;  $\tau_1 = 11,5$  с;  $\Delta = 0,04/0,03 = 1,333$ ;  $\beta\xi = 30$ .

Находим составляющие формулы (6.195):

$$q_1 = 376 \cdot 10^3 \cdot 7200 \cdot 12 \cdot 10^{-3} \left( 1 - \frac{0,4}{2} \right) = 26 \cdot 10^6;$$

$$q_3 = 0,04 \cdot 7200 \cdot 500 \left( 1 + \frac{1,333}{2} \right) 950 = 228 \cdot 10^6;$$

$$k_1 = \frac{0,04 \cdot 7200 \cdot 755}{3} \cdot \frac{2}{2} \cdot \frac{37}{30} \left( 1 + \frac{1,333}{4} \right) = 119 \cdot 10^3;$$

$$k_2 = \left[ 1 + \frac{37}{30} \left( 1 + \frac{2}{2} \right) \right] \frac{228 \cdot 10^6}{950} = 832 \cdot 10^3;$$

$$k_3 = \frac{7200 \cdot 755 \cdot 12 \cdot 10^{-3}}{3} \left( 1 - \frac{0,4}{3} \right) = 28,2 \cdot 10^3;$$

$$\theta_1 = 950 - \frac{(26 - 828) \cdot 10^6}{(119 - 832 - 28,2) \cdot 10^3} = 678 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$\theta_2 = 678 - \frac{37}{30}(950 - 678) = 342 \text{ }^\circ\text{C};$$

$$\theta_{1\text{cp}} = \frac{776 + 678}{2} = 727 \text{ }^\circ\text{C};$$

$$\theta_{2\text{cp}} = \frac{348 + 342}{2} = 345 \text{ }^\circ\text{C}; \quad \theta_{1\text{cp}} - \theta_{2\text{cp}} = 382 \text{ }^\circ\text{C}.$$

Подставляем значения полученных величин в уравнение (6.188). Получаем  $\tau = 27$  с. И далее, при  $\delta = 0,6; 0,8$  и  $1$ , имеем соответственно  $\tau = 42, 55$  и  $65$  с. При  $X_{\text{кр}} = 0,2$  мм  $\tau_3 = 85$  с.

Полная расчетная продолжительность затвердевания цилиндрической отливки в кокиле несколько больше, чем плоской с тем же приведенным размером, причем разница возрастает с увеличением интенсивности теплообмена. Эта особенность является следствием увеличения роли термического сопротивления затвердевшей корки в условиях повышенной интенсивности охлаждения.

**Шаровая отливка.** Схема затвердевания шаровой отливки в кокиле принципиально не отличается от рассмотренных ранее.

Отливка выделяет количество теплоты

$$dQ_{\text{кр}} = F\rho_1 q_{\text{кр}} \left( 1 - 2\frac{\xi}{R} + \frac{\xi^2}{R^2} \right) d\xi \quad (6.197)$$

и

$$dQ_{\text{акк}} = \frac{F\rho_1 c_1}{n_1 + 1} (\theta_{\text{кр}} - \theta_1) \left[ 1 - \frac{4\xi}{(n_1 + 2)R} + \frac{6\xi^2}{(n_1 + 2)(n_1 + 3)R^2} \right] d\xi. \quad (6.198)$$

Составляем уравнение теплового баланса:

$$\begin{aligned} \beta(\theta_{1\text{cp}} - \theta_{2\text{cp}}) d\tau = \rho_1 q_{\text{кр}} \left( 1 - 2\frac{\xi}{R} + \frac{\xi^2}{R^2} \right) d\xi + \\ + \frac{\rho_1 c_1 (\theta_{\text{кр}} - \theta_1)}{n_1 + 1} \left[ 1 - \frac{4\xi}{(n_1 + 2)R} + \frac{6\xi^2}{(n_1 + 2)(n_1 + 3)R^2} \right] d\xi. \end{aligned} \quad (6.199)$$

После интегрирования в пределах  $\tau_1 - \tau$  и  $\xi_1 - \xi$  получаем

$$\tau - \tau_1 = \frac{\rho_1 c_1}{\beta(\theta_{1cp} - \theta_{2cp})} \left\{ \frac{q_{кр}}{c_1} \left( \xi - \xi_1 - \frac{\xi^2 - \xi_1^2}{R} + \frac{\xi^3 - \xi_1^3}{3R^2} \right) + \frac{\theta_{кр} - \theta_1}{n_1 + 1} \left[ \xi - \xi_1 - 2 \frac{\xi^2 - \xi_1^2}{(n_1 + 2)R} + 2 \frac{\xi^3 - \xi_1^3}{(n_1 + 2)(n_1 + 3)R^2} \right] \right\}. \quad (6.200)$$

В критериальном виде

$$Fo - Fo_1 = \frac{1}{Bi_1} \left\{ K \left[ \delta - \delta_1 - (\delta^2 - \delta_1^2) + \frac{\delta^3 - \delta_1^3}{3} \right] + \Theta \left[ \delta - \delta_1 - \frac{2}{n_1 + 2} (\delta^2 - \delta_1^2) + \frac{2}{(n_1 + 2)(n_1 + 3)} (\delta^3 - \delta_1^3) \right] \right\}. \quad (6.201)$$

Значения  $\theta_1$  и  $X$  находим из уравнений (6.176) и (6.177). Для определения величины  $\theta_2$  запишем уравнение теплового баланса отливки и формы

$$q_{кр} \rho_1 \xi \left( 1 - \delta + \frac{\delta^2}{3} \right) + \frac{\rho_1 c_1 \xi}{n_1 + 1} (\theta_{кр} - \theta_1) \left[ 1 - \frac{2\delta}{n_1 + 2} + \frac{2\delta^2}{(n_1 + 2)(n_1 + 3)} \right] = \frac{X \rho_2 c_2 \theta_2}{n_2 + 1} \left[ 1 + \frac{2}{n_2 + 2} \cdot \frac{X}{R} + \frac{2}{(n_2 + 2)(n_2 + 3)} \frac{X^2}{R^2} \right]. \quad (6.202)$$

Подставляем в уравнение (6.202) значения  $\theta_1$  (6.176) и  $X$  (6.177). Получаем

$$q_1 + q_2 = \theta_2 \left\{ \frac{q_2}{\theta_{кр}} + \gamma_1 \frac{\theta_2}{\theta_{кр} - \theta_2} \left[ 1 + \gamma_2 \frac{\theta_2}{\theta_{кр} - \theta_2} + \gamma_3 \left( \frac{\theta_2}{\theta_{кр} - \theta_2} \right)^2 \right] \right\}, \quad (6.203)$$

где

$$q_1 = q_{кр} \rho_1 \xi \left( 1 - \delta + \frac{\delta^2}{3} \right);$$

$$q_2 = \frac{\rho_1 c_1 \xi \theta_{кр}}{n_1 + 1} \left[ 1 - \frac{2\delta}{n_1 + 2} + \frac{2\delta^2}{(n_1 + 2)(n_1 + 3)} \right] \frac{1}{1 + \frac{\lambda_1 n_1}{\beta \xi}};$$

$$\gamma_1 = \frac{n_2}{n_2 + 1} \frac{b_2^2}{\beta} \left( 1 + \frac{\beta \xi}{\lambda_1 n_1} \right);$$

$$\gamma_2 = 2 \frac{n_2 + 1}{n_2 + 2} \frac{\gamma_1}{R \rho_2 c_2};$$

$$\gamma_3 = \frac{n_2 + 2}{n_2 + 3} \frac{\gamma_2^2}{2}.$$

Уравнение (6.203), так же, как и (6.191), решают графически.

Для нахождения температур поверхностей во втором периоде прогрева кокиля запишем уравнение теплового баланса

$$q_{\text{кр}} \rho_1 \xi \left( 1 - \delta + \frac{\delta^2}{3} \right) + \frac{\rho_1 c_1 \xi}{n_1 + 1} (\theta_{\text{кр}} - \theta_1) \left[ 1 - \frac{2\delta}{n_1 + 2} + \frac{2\delta^2}{(n_1 + 2)(n_1 + 3)} \right] =$$

$$= \frac{X_2 \rho_2 c_2}{n_2 + 1} (\theta_2 - \theta_3) \left[ 1 + \frac{2\Delta}{n_2 + 2} + \frac{2\Delta^2}{(n_2 + 2)(n_2 + 3)} \right] +$$

$$+ X_2 \rho_2 c_2 \theta_3 \left( 1 + \Delta + \frac{\Delta^2}{3} \right). \quad (6.204)$$

Подставляем в уравнение (6.196) значения  $\theta_2$  и  $\theta_3$  из выражений (6.193) и (6.194) и решаем его относительно  $\theta_1$ . Получаем

$$\theta_1 = \frac{q_1 + q_3 - q_4 + k_2 \theta_{\text{кр}}}{k_1 + k_2 + \frac{q_3 - q_4}{\theta_{\text{кр}}}}, \quad (6.205)$$

где

$$q_3 = q_2 \left( 1 + \frac{\lambda_1 n_1}{\beta \xi} \right);$$

$$q_4 = \frac{X_2^2 \theta_{\text{кр}}}{n_2 (n_2 + 1) a_2} \frac{\lambda_1 n_1}{\beta \xi} \left[ 1 + \frac{2\Delta}{n_2 + 2} + \frac{2\Delta^2}{(n_2 + 2)(n_2 + 3)} \right];$$

$$k_1 = X_2 \rho_2 c_2 \left( 1 + \Delta + \frac{\Delta^2}{3} \right); \quad k_2 = k_1 \frac{\lambda_1 n_1}{\beta \xi} \left( 1 + \frac{\text{Bi}_2}{n_2} \right).$$

Значение показателя  $n_1$  выбирают согласно рис. 6.19. Зависимость величины показателя  $n_2$  от критериев  $Vi_2$  и  $L$  приведена на рис. 6.20, в.

Скорость затвердевания металла определяют из уравнения (6.199):

$$\frac{d\xi}{d\tau} = \frac{\beta(\theta_1 - \theta_2)}{\rho_1 \left\{ q_{кр} (1 - 2\delta + \delta^2) + \frac{c_1 (\theta_{кр} - \theta_1)}{n_1 + 1} \left[ 1 - \frac{4\delta}{n_1 + 2} + \frac{6\delta^2}{(n_1 + 2)(n_1 + 3)} \right] \right\}}. \quad (6.206)$$

### 6.7. Затвердевание отливки в раздвижном кокиле

При литье в кокиль чугуна поверхностные слои отливок затвердевают с достаточно большой скоростью, что приводит к образованию в металле структурно-свободного цементита (отбела).

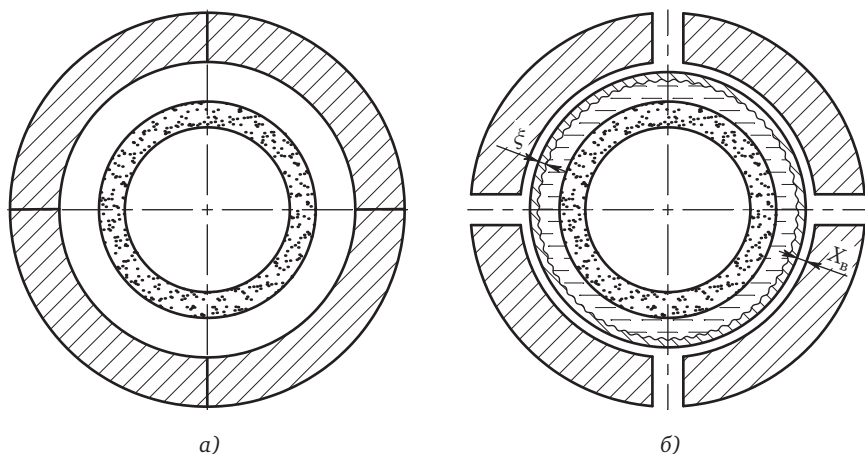
Главным недостатком отбеленных отливок являются их твердость и хрупкость, затрудняющие обработку резанием. Для устранения отбела отливки подвергают отжигу, что удлиняет технологический цикл литья, увеличивает энергозатраты и ухудшает структуру металла.

Для предотвращения отбела можно изменить химический состав чугуна или тепловые условия затвердевания.

Первое условие обычно неприемлемо, особенно для отливок ответственного назначения, поскольку с увеличением суммы  $C + Si$  качество металла ухудшается, особенно в заэвтектических чугунах.

Изменить тепловой режим охлаждения отливки можно только при создании на ее поверхности термического сопротивления, способного замедлить теплопередачу между отливкой и кокилем. Такое сопротивление создается при нанесении на рабочую поверхность кокиля слоя облицовки, как это имеет место при литье в облицованный кокиль (см. раздел 6.8), или с помощью воздушного зазора между наружной поверхностью отливки и внутренней поверхностью кокиля. Для этого достаточно раздвигать кокиль в процессе затвердевания отливки.

Технология производства отливок в раздвижном кокиле следующая. В раздвижной кокиль, состоящий из нескольких частей (сек-



**Рис. 6.22. Схема раздвижного кокиля:**  
а — исходное состояние; б — после раздвижения

торов) (рис. 6.22), заливают чугун и выдерживают его в течение времени  $\tau_p$  до момента развода, когда затвердевшая корка может выдержать давление жидкой сердцевины отливки. Время  $\tau_p$  должно быть несколько большим времени образования естественного газового зазора. Затем части кокиля разводят на некоторое расстояние  $X_{в} = 5 \dots 10$  мм. При этом кондуктивный перенос теплоты уменьшается в сотни раз.

Основное количество теплоты переносится за счет лучистой составляющей. Вследствие резкого замедления теплообмена температура рабочей поверхности кокиля быстро падает с  $500 \dots 550$  до  $350 \dots 380$  °С. Температура поверхности отливки, наоборот, возрастает с  $1000 \dots 1050$  до  $1120 \dots 1130$  °С. В результате цементит отбеленной корочки распадается. Дальнейшее затвердевание отливки можно осуществлять с любой необходимой скоростью, величина которой зависит от термического сопротивления зазора.

Преимущества рассматриваемого способа следующие. Теплопроводность воздуха в 510 раз меньше, чем у кокильной краски или облицовки, а толщина зазора не лимитируется ничем. Вместе с тем, образовать воздушный зазор гораздо проще, чем изготовить и нанести кокильные краски или облицовки. Слой краски или облицовки задает вполне определенный режим охлаждения отливки, а термическим сопротивлением воздушного зазора можно управлять

по заданной программе. Например, после распада цементита поверхностного слоя, происходящего обычно за 10...20 с, можно снова сблизить части кокиля и охлаждать отливку в ускоренном режиме.

Условия работы раздвижного кокиля также более легкие. Перепад температуры по его сечению примерно вдвое меньше. Малое время контакта с отливкой и пониженная температура поверхности кокиля определяют повышенную долговечность формы.

Время развода  $\tau_p$  может в зависимости от массы и размеров отливок колебаться в пределах 5...30 с. При этом толщина корочки в момент развода  $\xi_p$  может быть равна 3...6 мм.

Анализ передачи теплоты в зазоре показывает, что лучистая составляющая  $\alpha_l$  равна 180...210 Вт/(м<sup>2</sup>·°C) (при  $T_1=1000...1150$  °C и  $T_2=300...800$  °C). В зазоре наблюдается конвективный перенос теплоты (вместо кондуктивного в естественном зазоре)  $\alpha_v \approx 10$  Вт/(м<sup>2</sup>·°C). Суммарная проводимость воздушного зазора  $\alpha_{\text{зав}} = \alpha_l + \alpha_v$  не превышает 220 Вт/(м<sup>2</sup>·°C).

При наличии некоторого слоя краски (например,  $X_{\text{кр}}=0,1$  мм) при  $\beta_{\text{кр}} = 2500$  Вт/(м<sup>2</sup>·°C) с учетом выражения и воздушного зазора полная термическая проводимость

$$\beta = \frac{\alpha_{\text{зав}} \beta_{\text{кр}}}{\alpha_{\text{зав}} + \beta_{\text{кр}}},$$

где  $\beta_{\text{кр}} = \lambda_{\text{кр}}/X_{\text{кр}}$  — термическая проводимость краски;  $\lambda_{\text{кр}}$ ,  $X_{\text{кр}}$  — соответственно теплопроводность и толщина слоя краски, имеем

$$\beta = \frac{220 \cdot 2500}{220 + 2500} = 202 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{°C}).$$

Таким образом, при раздвижении кокиля следует ориентироваться на значение проводимости зазора порядка 200 Вт/(м<sup>2</sup>·°C), что дает вполне удовлетворительную точность при расчетах температуры поверхности отливки и продолжительности ее затвердевания.

В момент раздвижения кокиля температура  $\tau_p$  поверхности отливки повышается не скачком, а плавно. Следовательно, толщина корочки возрастает в пределах  $\xi_p - \xi$ . Если принять значение толщины корочки средним, т.е.  $\xi_{\text{ср}} = 0,5(\xi_p + \xi)$ , то можно получить следующую формулу:

$$\tau - \tau_p = \frac{0,5\xi\rho_1c_1}{\lambda_1 + \beta} \ln \frac{\theta_{1y} - \theta_{1p}}{\theta_{1y} - \theta_1}, \quad (6.207)$$

где  $\xi_{\text{ср}} = 0,5(\xi_p + \xi)$ ;

$$\theta_{1y} = \frac{\theta_{\text{кр}} + \frac{\beta\xi}{\lambda_1}\theta_{2y}}{1 + \frac{\beta\xi}{\lambda_1}}$$

установившаяся температура поверхности отливки при заданных значениях  $\xi$  и  $\theta_2$ ;  $\theta_{1p}$  — температура поверхности отливки в момент развода кокиля.

Значение  $\theta_2$  для плоского кокиля находят из зависимости

$$\theta_{2y} = \frac{\theta_{2\text{ср}} X}{n_2 + 1 X_2}, \quad (6.208)$$

где  $\theta_{2\text{ср}} = 0,5(\theta_{2p} + \theta_{2y})$ .

Увеличение толщины корочки в период переходного процесса определяют из выражения

$$\xi = \xi_p \left[ q_{\text{кр}} + \frac{c_1}{n_{1p} + 1} (\theta_{\text{кр}} - \theta_1) + \frac{\beta}{\rho_1 \xi_p} (\theta_{1\text{ср}} - \theta_{2\text{ср}}) (\tau - \tau_p) \right] \times \left[ q_{\text{кр}} + \frac{c_1}{2} (\theta_{\text{кр}} - \theta_{1y}) \right]^{-1}, \quad (6.209)$$

где  $\theta_{1\text{ср}} = 0,5(\theta_{1p} + \theta_{1y})$ ;  $n_{1p}$  — показатель параболы для отливки после раздвижения кокиля.

Если поверхность отливки имеет значительную кривизну, ее можно привести к цилиндру или шару.

Для цилиндрической отливки

$$\tau - \tau_p = \frac{0,5\xi\rho_1c_1 \left(1 - \frac{\delta}{3R}\right)}{\lambda_1 + \beta} \ln \frac{\theta_{1y} - \theta_{1p}}{\theta_{1y} - \theta_1}; \quad (6.210)$$

$$\theta_{2y} = \frac{\theta_{2p}}{n_2 + 1} \frac{X}{X_2} \frac{1 + \frac{1}{n_2 + 2} \frac{X}{X_2}}{1 + \Delta}. \quad (6.211)$$

Для шаровой отливки

$$\tau - \tau_p = \frac{0,5\xi\rho_1 c_1 \left(1 - \frac{2\delta}{3} + \frac{\delta^2}{6}\right)}{\frac{\lambda_1}{\xi_{\text{ср}}} + \beta} \ln \frac{\theta_{1y} - \theta_{1p}}{\theta_{1y} - \theta_1}; \quad (6.212)$$

$$\theta_{2y} = \frac{\theta_{2p}}{n_2 + 1} \frac{X}{X_2} \left[ 1 + \frac{2}{n_2 + 2} \frac{X}{R} + \frac{2}{(n_2 + 2)(n_2 + 3)} \frac{X^2}{R^2} \right] \left( 1 + \Delta + \frac{\Delta^2}{3} \right)^{-1}. \quad (6.213)$$

После развода кокиля интенсивность теплообмена между отливкой и формой уменьшается на порядок и более. Вследствие этого можно принять значение  $n_2 = 1$ .

**Пример 6.29.** Рассчитать продолжительность затвердевания плоской чугуновой отливки в раздвижном кокиле с искусственным воздушным зазором, проводимость которого  $\beta = 200$  Вт/(м<sup>2</sup>·°C). Раздвижение сделано в момент  $\tau_p = 8,8$  с ( $\xi_p = 5$  мм). Начальные условия для процесса:  $\theta_{1p} = 810$  °C;  $\theta_{2p} = 366$  °C;  $n_2 = 2$ ;  $n_1 = 1,06$ .

Средняя объемная температура кокиля при  $X = X_2$  из (6.208)

$$\theta_{2y} = \frac{366}{2 + 1} = 122 \text{ °C}.$$

Средняя температура поверхности кокиля в переходный период

$$\theta_{2\text{ср}} = \frac{\theta_{2p} + \theta_{2y}}{2} = \frac{366 + 122}{2} = 244 \text{ °C}.$$

Установившаяся температура поверхности при  $\xi = 5 \cdot 10^{-3}$  м

$$\theta_{2y} = \frac{950 + \frac{200 \cdot 5 \cdot 10^{-3}}{37} 122}{1 + \frac{200 \cdot 5 \cdot 10^{-3}}{37}} = 930 \text{ °C}.$$

Продолжительность переходного процесса при  $\theta_{1y} - \theta_1 = 1$  °C из (6.207):

$$\tau - \tau_p = \frac{0,5 \cdot 5 \cdot 10^{-3} \cdot 7200 \cdot 755}{\frac{37}{5 \cdot 10^{-3}} + 200} \ln \frac{930 - 810}{1} = 12 \text{ с};$$

$$\theta_{1cp} = \frac{930 + 810}{2} = 870 \text{ °C}.$$

За это время корка вырастает до величины, которую можно определить по (6.209):

$$\xi = 5 \cdot 10^{-3} \left[ 376 \cdot 10^3 \frac{755}{2,06} (950 - 810) + \frac{200}{7200 \cdot 5 \cdot 10^{-3}} (870 - 244) \cdot 12 \right] \times \\ \times \left[ 376 \cdot 10^3 + 755 \cdot 0,5 (950 - 930) \right]^{-1} = 6,1 \cdot 10^{-3} \text{ м}.$$

Дальнейший расчет проводим аналогично расчету в примере 6.27. Например, задавая  $\xi = 10^{-2}$  м, получим:  $\theta_2 = 244$  °C;  $\xi_1 = 6,1 \cdot 10^{-3}$  м;  $\tau_1 = 24,8$  с;  $\theta_1 = 912$  °C;  $\theta_{1cp} = 0,5(920 + 912) = 916$  °C;  $\tau = 105$  с. Полная продолжительность затвердевания отливки при  $\xi = 15 \cdot 10^{-3}$  м составит  $\tau = 213$  с.

Как следует из сравнения результатов, полученных в примерах 6.27 и 6.29, продолжительность затвердевания отливки в кокиле с воздушным зазором оказалась примерно в четыре раза больше, чем в кокиле без зазора. Одновременно следует заметить, что отливка затвердевает в раздвижном кокиле в 2,5 раза быстрее, чем в сухой песчаной форме ( $\tau_3 \approx 560$  с).

## 6.8. Затвердевание отливки в облицованном кокиле

Способ литья в кокили, облицованные тонкостенной оболочкой, находят все более широкое применение. Толщина песчаной оболочки обычно не превышает 3...8 мм.

Температурное поле тонкостенной оболочки можно представить уравнением прямой

$$\theta = \theta_n - (\theta_n - \theta_2) \frac{x}{X_2}. \quad (6.214)$$

Тепловой баланс для отливки и формы имеет вид

$$\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_2}{X_2} F_1 d\tau = q_{\text{кр}} dm, \quad (6.215)$$

где  $F_1$  — поверхность соприкосновения отливки (или ее элемента) и формы;

$$q_{\text{кр}} = q_{\text{пер}} + r + kc_1 (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}});$$

$k = 1/2; 2/3$  и  $3/4$  соответственно для пластины, цилиндра и шара.

Принимаем, что все количество теплоты, переданное от отливки через поверхность облицовки, расходуется на увеличение теплоемкости формы и частично отдается в окружающую среду.

Тогда уравнение теплового баланса

$$\lambda_2 \frac{\theta_{\text{п}} - \theta_2}{X_2} F_1 d\tau = \frac{M_2 c_2}{2} d\theta_2 + M_3 c_3 d\theta_2 + \alpha F_3 \theta_2 d\tau. \quad (6.216)$$

Здесь  $M_2$  и  $M_3$  — массы оболочки и кокиля;  $F_3$  — наружная поверхность формы, которая может иметь произвольную конфигурацию, не совпадающую с конфигурацией отливки. Интегрирование уравнения (6.216) в пределах  $0 \rightarrow \theta_2$  и  $\tau_0 \rightarrow \tau$  дает

$$\theta_2 = G \theta_{\text{п}} \left( 1 - e^{-\frac{\tau - \tau_0}{S}} \right); \quad (6.217)$$

$$G = \frac{F_1}{F_1 + F_3 \text{Bi}_2}; \quad \text{Bi}_2 = \frac{\alpha X_2}{\lambda_2}; \quad S = \frac{0,5 M_2 c_2 + M_3 c_3}{\alpha (F_1 / \text{Bi}_2 + F_3)};$$

$\tau_0$  — продолжительность прохождения фронта температуры через облицовку. Обычно  $\tau_0$  составляет всего несколько секунд, поэтому в расчетах им можно пренебречь.

После подстановки значения  $\theta_2$  в уравнение (6.215) и интегрирования его в пределах  $\tau_0 \rightarrow \tau$  и  $m_0 \rightarrow m$  получим формулу для расчета количества затвердевшей твердой фазы:

$$m = \frac{G \theta_{\text{п.кр}} \alpha}{q_{\text{кр}}} \left[ F_3 (\tau - \tau_0) + \frac{F_1 S}{\text{Bi}_2} \left( 1 - e^{-\frac{\tau - \tau_0}{S}} \right) \right] + m_0. \quad (6.218)$$

При относительно малых значениях времени (затвердевание тонкостенных отливок) решающую роль играет аккумуляция теплоты формой. Передачей теплоты в окружающую среду можно пренебречь. При этом формула (6.218) приобретает вид:

$$m = \frac{\theta_{\text{п.ср}}}{q_{\text{кр}}} \left( \frac{M_2 c_2}{2} + M_3 c_3 \right) \left( 1 - e^{-\frac{F_1 \lambda_2}{X_2} \frac{\tau - \tau_0}{0,5 M_2 c_2 + M_3 c_3}} \right) + m_0. \quad (6.219)$$

Температуру поверхности отливки определяют из уравнения неразрывности теплового потока на границе раздела отливки и формы

$$\frac{\lambda_1}{\xi} (\theta_{\text{кр}} - \theta_{\text{п}}) = \frac{\lambda_2}{X_2} (\theta_{\text{п}} - \theta_2).$$

Подставляя в приведенное выражение значение  $\theta_2$  из формулы (6.217) и решая его относительно  $\theta_{\text{п}}$ , получаем

$$\theta_{\text{п}} = \frac{\theta_{\text{кр}}}{1 + \frac{\xi}{X_2} \frac{\lambda_2}{\lambda_1} \frac{F_3 \text{Bi}_2 + F_1 \exp\left(-\frac{\tau - \tau_0}{S}\right)}{F_1 + F_3 \text{Bi}_2}}. \quad (6.220)$$

**Пример 6.30.** Рассчитать затвердевание плоской чугунной отливки толщиной  $2R = 30$  мм в чугунном кокиле с размерами плит  $0,3 \times 0,3 \times 0,05$  м, покрытой слоем облицовки толщиной  $X_2 = 5 \cdot 10^{-3}$  м со следующими свойствами:  $c_2 = 1320$  Дж/(кг·°С);  $\lambda_2 = 0,79$  Вт/(м·°С);  $\alpha_2 = 4,12 \cdot 10^{-7}$  м<sup>2</sup>/с;  $\rho_2 = 1450$  кг/м<sup>3</sup>;  $\rho_3 = 7200$  кг/м<sup>3</sup>;  $c_3 = 500$  Дж/(кг·°С). Охлаждение кокиля на воздухе  $\alpha = 10$  Вт/(м<sup>2</sup>·°С);  $q_{\text{кр}} = 376 \cdot 10^3$  Дж/кг;  $\lambda_1 = 37$  Вт/(м·°С);  $c'_1 = 755$  Дж/(кг·°С);  $T_{\text{зал}} = 1300$  °С.

Определяем геометрические и тепловые параметры системы. Форма симметрична, поэтому можно вести расчеты для половины системы. Имеем

$$F_1 = F_3 = 0,3 \cdot 0,3 = 0,09 \text{ м}^2;$$

$$M_2 = F_1 X_2 \rho_2 = 0,09 \cdot 5 \cdot 10^{-3} \cdot 1450 = 0,65 \text{ кг};$$

$$M_3 = F_3 X_3 \rho_3 = 0,09 \cdot 0,05 \cdot 7200 = 32,4 \text{ кг};$$

$$Bi_2 = \frac{10 \cdot 5 \cdot 10^{-3}}{0,79} = 0,063; \quad G = \frac{1}{1+0,063} = 0,94;$$

$$S = \frac{0,5 \cdot 0,65 \cdot 1320 + 32,4 \cdot 500}{10 \frac{0,09}{0,063} + 0,09} = 1095.$$

В первом приближении принимаем  $\theta_{\text{п}} = \theta_{\text{кр}}$ . Задаем  $\tau = 100$  с. Значением  $\tau_0$  ввиду малой толщины прослойки пренебрегаем. По формуле (6.218)

$$m = \frac{1130 \cdot 10 \cdot 0,94}{376 \cdot 10^3} \left[ 0,09 \cdot 100 + \frac{0,09 \cdot 1095}{0,063} \left( 1 - e^{-\frac{100}{1095}} \right) \right] = 4,11 \text{ кг.}$$

Толщина затвердевшей корочки составит

$$\xi = \frac{m}{F_1 \rho_1} = \frac{4,11}{0,09 \cdot 7200} = 6,35 \cdot 10^{-3} \text{ м.}$$

По величине  $\xi$  находим значение  $\theta_{\text{п}}$  (6.220):

$$\theta_{\text{п}} = \frac{1130}{1 + \frac{6,35}{5} \cdot \frac{0,79}{37} \cdot \frac{0,063 + e^{-\frac{100}{1095}}}{1,063}} = 1102 \text{ }^\circ\text{C.}$$

С учетом поправки  $\theta_{\text{п}}$

$$q'_{\text{кр}} = 376 \cdot 10^3 + 0,5 \cdot 755(1130 - 1102) = 386,5 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг;}$$

$$\theta_{\text{п.ср}} = \frac{1130 + 1102}{2} = 1116 \text{ }^\circ\text{C;}$$

$$\xi' = \xi \frac{\theta_{\text{п.ср}}}{\theta_{\text{кр}}} \frac{q_{\text{кр}}}{q'_{\text{кр}}} = 6,35 \cdot 10^{-3} \cdot \frac{1116}{1130} \cdot \frac{376}{386,5} = 6,1 \cdot 10^{-2} \text{ м.}$$

Как видим, толщина твердой корочки получилась меньше половины толщины отливки, которая была принята равной 15 мм. Дальнейший расчет ведут таким же образом. Например, задавая  $\tau = 200$  с, получаем  $\xi = 11,5 \cdot 10^{-3}$  м, что тоже меньше 15 мм. Делаем еще один перерасчет, задавая  $\tau_3 = 270$  с, получаем  $\xi = 15$  мм.

Для сравнения заметим, что расчетная продолжительность затвердевания подобной отливки в сухой песчаной форме составила 561 с (пример 6.7), т.е. в данном облицованном кокиле отливка затвердевает примерно в 2 раза быстрее.

Регулируя параметры формы, можно в значительных пределах изменить кинетику затвердевания отливки. Большое значение имеет также толщина кокиля. Влияние толщины кокиля проявляется в основном, когда толщина формы меньше толщины отливки.

Скорость затвердевания отливки в облицованном кокиле определяется дифференцированием уравнения

$$\frac{dm}{d\tau} = \frac{G\theta_{\Pi}\alpha}{q_{\text{кр}}} \left( F_3 + \frac{F_1}{\text{Bi}_2} e^{-\frac{\tau-\tau_0}{S}} \right). \quad (6.221)$$

Для определения линейной скорости затвердевания в уравнение (6.221) необходимо подставить соответствующее значение  $\xi$  вместо  $m$ .

Для плоской отливки

$$\xi = \frac{m}{F_1 \rho_1},$$

и тогда скорость затвердевания определяют из выражения

$$\frac{d\xi}{d\tau} = \frac{\theta_{\Pi}\alpha \left( F_3 + \frac{F_1}{\text{Bi}_2} e^{-\frac{\tau-\tau_0}{S}} \right)}{\rho_1 q_{\text{кр}} (F_1 + F_3 \text{Bi}_2)}; \quad (6.222)$$

для цилиндрической

$$\xi = R \left( 1 - \sqrt{1 - \frac{m}{M_1}} \right),$$

а

$$\frac{d\xi}{d\tau} = \frac{\theta_{\Pi}\alpha \left( F_3 + \frac{F_1}{\text{Bi}_2} e^{-\frac{\tau-\tau_0}{S}} \right)}{\rho_1 q_{\text{кр}} (F_1 + F_3 \text{Bi}_2) \left( 1 - \frac{\xi}{R} \right)}; \quad (6.223)$$

для шаровой

$$\xi = R \left( 1 - \sqrt{1 - \frac{m}{M_1}} \right),$$

$$\frac{d\xi}{d\tau} = \frac{\theta_n \alpha \left( F_3 + \frac{F_1}{Bi_2} e^{-\frac{\tau - \tau_0}{S}} \right)}{\rho_1 q_{кр} (F_1 + F_3 Bi_2) \left( 1 - \frac{2\xi}{R} + \frac{\xi^2}{R^2} \right)}, \quad (6.224)$$

где  $M_1$  — масса отливки.

### 6.9. Влияние конфигурации отливки на ее затвердевание

Конфигурация и геометрическая форма литых деталей отличается большим разнообразием: от плоских плит, цилиндров до весьма сложных корпусов, станин с сочетанием разнотолщинных стенок, криволинейных поверхностей, бобышек и т.п.

Однако в тепловом отношении все геометрическое многообразие отливок можно свести к трем группам отливок, различающихся протяженностью в трех направлениях координатных осей  $x, y, z$ :

1. Отливки, у которых размер в одном направлении значительно меньше, чем в двух других направлениях:  $x \ll y \approx z$ . К ним относятся все тонкостенные отливки практически любой геометрической формы: плиты, коробки, полые цилиндры и другие. Типичной для этой группы можно считать тонкостенную плиту — плоскую стенку.

2. Отливки, у которых размеры в двух направлениях  $x$  и  $y$  имеют сопоставимые и примерно одинаковые размеры, а в третьем направлении  $z$  размер значительно превышает два первых:  $z \gg x \approx y$ . Сюда относятся относительно длинные детали типа валов, балок, а типичной для этой группы отливок является цилиндр относительно большой длины, у которого длина значительно больше диаметра. Однако и призма большой высоты (рис. 6.23) затвердевает примерно как длинный цилиндр.

3. Отливки, у которых размеры по всем трем координатным осям примерно равны  $x \approx y \approx z$ . К таким отливкам относятся куб, шар, низкий цилиндр ( $h \approx d$ ). Типичным представителем этой груп-

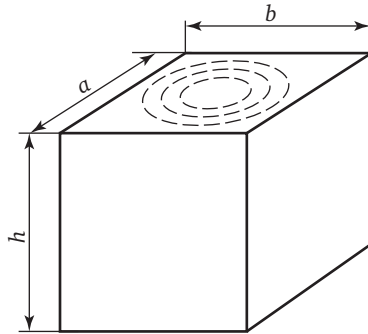


Рис. 6.23. Схема затвердевания отливки «призма» относительно большой высоты  $h$  по сравнению с двумя другими размерами  $a$  и  $b$  ( $h \gg a \approx b$ )

пы отливок следует считать шар, поскольку другие геометрические фигуры по мере развития затвердевания приближаются к затвердеванию шара.

На основе изложенного любые сложные по геометрии отливки могут быть сведены к комбинации (совмещению) трех основных геометрических форм: плоской стенки, протяженного цилиндра, шара. Следовательно, любые сложные отливки по длительности затвердевания и охлаждения могут быть вычислены на основе расчетов для плоской стенки, цилиндра и шара соответствующих размеров.

Интенсивность охлаждения любой отливки оценивают по величине объема, от которого отводится теплота через площадь поверхности охлаждения. На рис. 6.24 схематично изображены типовые отливки — элементарные геометрические тела: плоская стенка, протяженный цилиндр и шар с изображением части объемов, от которых происходит теплоотвод через элементарные равные поверхности (на схеме затемнены). Толщина стенки плоской отливки и диаметры цилиндра и шара соответственно равны  $2R$ . На приведенной схеме с поверхности каждого из трех геометрических тел (плоской стенки, протяженного цилиндра, шара) условно вырезаны элементарные объемы таким образом, чтобы с элементарной поверхности в глубь объема образующие линии совпадали с направлением отвода тепла. Геометрическая форма таких элементарных объемов неодинакова: для плоской стенки — призма, для цилиндра — клин, для шара — пирамида. Соответственно, при

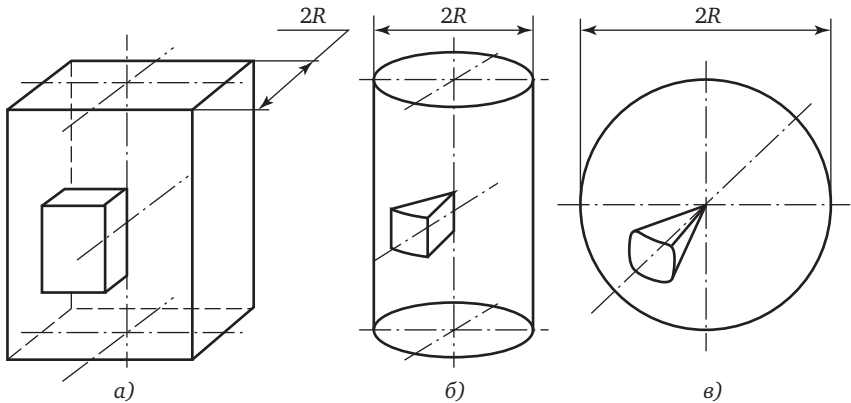


Рис. 6.24. Схема теплоотвода от объемов трех типовых отливок: плоской стенки, протяженного цилиндра, шара

одинаковой температуре трех тел количество тепла, отводимое через элементарные одинаковые поверхности, будет неодинаково: больше — от плоской стенки, меньше — от цилиндра и еще меньше от шара.

На основании изложенного Н.И. Хвориновым введено понятие приведенной толщины отливки, равной отношению объема к поверхности:  $R_{\text{пр}} = V/F$ .

Для трех рассматриваемых геометрических тел приведенные толщины будут соответственно равны:

- для плоской стенки  $R_{\text{пр}} = 2R/2 = R$ , т.е. половине толщины плоской стенки;

- для цилиндра  $R_{\text{пр}} = \frac{\pi R^2}{2\pi R} = \frac{R}{2}$ , т.е. половине радиуса цилиндра;

- для шара  $R_{\text{пр}} = \frac{4/3\pi R^3}{4\pi R^2} = \frac{R}{3}$ , т.е. одной трети радиуса шара.

Таким образом, расчеты длительности затвердевания целесообразно проводить для приведенной толщины отливки. И если продолжительность затвердевания выразить из закона квадратного корня  $\xi = R_{\text{пр}} = k\sqrt{\tau}$ , то  $\tau = (R_{\text{пр}}/k)^2$ , т.е. продолжительность полного затвердевания отливки прямо пропорциональна квадрату приведенной толщины.

Для плоской стенки продолжительность затвердевания составит  $\tau_{пл.с} = (R/k)^2$ , для цилиндра  $\tau_{ц} = (R/2k)^2$ , а для шара  $\tau_{ш} = (R/3k)^2$ . Если продолжительность затвердевания плоской стенки принять за единицу, то соответствующие продолжительности затвердевания отливок равных толщин и диаметров должны быть пропорциональны квадрату из приведенных толщин: стенка — 1,00; цилиндр —  $(0,5)^2 = 0,25$ ; шар —  $(0,33)^2 = 0,11$ , и, следовательно,  $\tau_{пл.с} : \tau_{ц} : \tau_{ш} = 1 : 0,25 : 0,11$ .

Таким образом, продолжительность затвердевания цилиндра по сравнению с продолжительностью затвердевания плиты толщиной, равной радиусу цилиндра, составляет лишь  $1/4$ , а для отливки в форме шара —  $1/9$  продолжительности затвердевания плиты. И наоборот, если продолжительность затвердевания геометрических тел плиты, цилиндра и шара одинакова, то они должны иметь одинаковые значения  $R$ .

Величина  $k$  в выражении закона квадратного корня зависит от сплава, из которого получают отливку, и от материала литейной формы. Размерность коэффициента затвердевания определяется единицами измерения толщины корки и времени затвердевания (табл. 6.1).

#### 6.1. Значения коэффициента затвердевания для некоторых материалов по данным Б.Б. Гуляева

Сплав	Характеристика материала литейной формы	$k$ , см/с <sup>0,5</sup>
Сталь	Песчаная	0,10...0,16
Чугун	Песчаная	0,07...0,09
	Чугун	0,25...0,30
Сплавы: медные	Песчаная	0,22
	Чугун	0,48
алюминиевые	Медная водоохлаждаемая	0,54
	Чугун	0,38...0,42
титановые	Керамика	0,20
	Графит	0,27

Учитывая, что коэффициент затвердевания зависит от многих факторов (теплофизических свойств металла и формы, температуры перегрева и др.), а теоретическое определение затруднительно, его обычно определяют экспериментально. Приблизительное его значение может быть найдено по следующей формуле:

$$k = 1,158 \frac{b_{\phi} (T_{\text{кр}} - T_{\phi})}{\rho_1 (L + c' \Delta T_{\text{пер}})},$$

где  $b_{\phi}$  — коэффициент аккумуляции теплоты формой;  $T_{\text{кр}}$  и  $T_{\phi}$  — температуры кристаллизации металла и формы соответственно;  $\rho_1$  — плотность металла;  $c'$  — удельная теплоемкость жидкого металла;  $\Delta T$  — перегрев металла,  $\Delta T = T_{\text{зал}} - T_{\text{кр}}$ ;  $T_{\text{зал}}$  — температура заливаемого металла.

Из экспериментальных данных табл. 6.1 видно, что в песчаных и керамических формах коэффициент затвердевания составляет 0,1...0,2 см/с<sup>0,5</sup> для отливок из алюминиевых и медных сплавов и 0,25...0,30 см/с<sup>0,5</sup> для чугуновых отливок. Таким образом,  $k$  находится в пределах 0,1...0,5 см/с<sup>0,5</sup>.

Закон квадратного корня  $x = k\sqrt{\tau}$  называют еще параболическим законом. Этот закон хорошо соблюдается в случае отливок, затвердевающих послойно, без заметной двухфазной области, т.е. он хорошо описывает кинетику затвердевания отливок из сплавов без интервала или с достаточно малым интервалом кристаллизации и при использовании металлических или водоохлаждаемых литейных форм. Случаи полностью объемного затвердевания отливок, возникающие при большом интервале кристаллизации сплава или при большом интервале, но при малоинтенсивном теплоотводе, не поддаются точному описанию законом квадратного корня. Это связано с тем, что в подобных обстоятельствах отсутствует четкий фронт затвердевания, и экспериментальные методы определения хода и окончания затвердевания (выливание, ощупывание, вибрация, введение добавок в жидкую часть), служащие основой для вывода и проверки закона квадратного корня, дают неустойчивые результаты.

В ходе исследований кинетики затвердевания отливок установлено, что закон квадратного корня вполне удовлетворительно описывает затвердевание отливок типа плоских плит или участков с

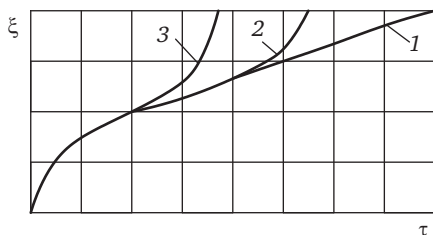


Рис. 6.25. Затвердевание отливки в форме плиты (1); призмы и цилиндра (2); куба и шара (3)

плоскими стенками. Экспериментальные данные по времени окончания затвердевания отливок типа цилиндров и шаров оказывались в несколько раз меньше, чем это следовало из расчета по закону квадратного корня с использованием величины коэффициента затвердевания, найденного из предварительных опытов при затвердевании плоских плит в форме из одного и того же материала.

На рис. (6.25) графически показан процесс затвердевания отливок в форме плиты, цилиндра и шара. Из характера кривых ясно, что в начале затвердевания у всех форм имеется одинаковая параболическая зависимость, позже у отливок в форме цилиндра и шара затвердевание ускорится.

Проанализируем ход кривых с тепловой стороны и их связь с геометрической формой затвердевающих тел.

Условия теплопередачи от расплава в форму непрерывно изменяются в течение всего периода формирования отливки. Сразу после заливки жидкого металла происходит интенсивный переход тепла от расплава в форму. Большой перепад температур металла и формы, хороший контакт между ними и высокая аккумулирующая способность формы способствуют этому.

Затем температура формы повышается, а температура металла падает. На стенке формы нарастает слой твердого металла. Отвод теплоты от жидкого металла в форму происходит через слой твердого металла, толщина которого непрерывно увеличивается. Условия теплопередачи от отливки в форму изменяются. После образования слоя твердого металла вследствие его усадки между отливкой и формой образуется зазор. Газы, заполняющие этот зазор, имеют низкую теплопроводность. В результате этих факторов интенсивность отвода теплоты от отливки снижается.

В конце при затвердевании осевой части отливки вплоть до ее полного затвердевания параболическая зависимость сохраняется для отливки типа плиты, для отливок в форме цилиндра или шара затвердевание ускоряется и происходит отклонение от параболической зависимости.

Ускорение затвердевания шара и цилиндра связано с действием геометрического фактора. При затвердевании шара площадь наружной поверхности отливки, через которую отводится теплота в форму, остается постоянной. Можно считать, что скорость отвода теплоты тоже постоянна, и, следовательно, постоянна массовая скорость затвердевания. Площадь фронта затвердевания непрерывно сокращается по мере уменьшения радиуса жидкой сердцевины отливки. При постоянстве массовой скорости затвердевания это должно автоматически приводить к резкому возрастанию линейной скорости затвердевания (утолщения корки), поскольку площадь фронта затвердевания пропорциональна квадрату радиуса жидкой сердцевины (площадь поверхности шара равна  $4\pi r^2$ ). Именно это и наблюдается в экспериментах.

В случае цилиндрической отливки действует тот же механизм, но ускорение затвердевания происходит менее резко, так как площадь боковой цилиндрической поверхности фронта затвердевания составляет  $2\pi r_{\text{ц}} H$ . (где  $H$  — высота,  $r_{\text{ц}}$  — радиус жидкой сердцевины), т.е. площадь сокращается прямо пропорционально радиусу в первой степени.

Необходимо иметь в виду одно существенное ограничение для применения параметра приведенной толщины отливки для сложных по геометрической форме отливок — этот параметр применим лишь для отливок с малой разницей в толщинах стенок. При большой разнице толщин стенок, при наличии тепловых узлов в отливке приведенная толщина должна рассчитываться не для всей отливки, а для наиболее массивной части, для теплового узла отливки.

Рассмотрим специфику затвердевания некоторых часто встречающихся геометрических форм и конструкций отливок. Так, отливки квадратного сечения по условиям затвердевания различаются лишь в начальной стадии; в дальнейшем же их затвердевание уподобляется затвердеванию цилиндрических отливок. Наглядно это положение иллюстрируется схемой затвердевания на рис. 6.26,

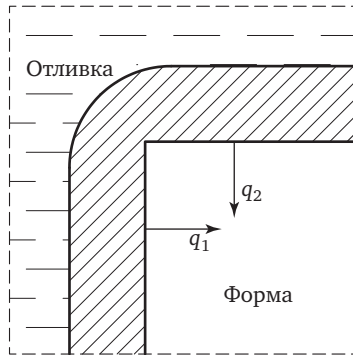


Рис. 6.26. Схема затвердевания металла в наружном углу отливки

где изображены линии изосолитусов по мере хода затвердевания и приближения к оси отливки.

Весьма распространенными конструктивными элементами отливок являются различные сопряжения стенок, а также переходы от одних толщин стенок к другим. На примере анализа хода затвердевания отливки квадратного сечения (см. рис. 6.26) видно, что во внутренних углах отливки затвердевание ускоряется, поскольку проявляется теплопровод отливки в двух направлениях: по горизонтальной и вертикальной осям. Соответственно, затвердевание отливок во внутреннем углу (относительно формы) замедляется вследствие прогрева угла формы с двух направлений.

С учетом рассмотренных особенностей затвердевания металла в наружном и внутреннем углах отливок можно прогнозировать ход затвердевания и места вероятного расположения усадочных дефектов в сопряжениях и конструкциях литых деталей. На рис. 6.27 схематично изображены зоны отливок, затвердевающие в последнюю очередь, а следовательно, места вероятного образования усадочных дефектов для L, T и X-образных сопряжений.

В L-образном сопряжении двух примерно равных по толщине стенок (рис. 6.27,а) зона металла, затвердевающего в последнюю очередь, смещена к внутреннему углу отливки, и здесь вероятно образование усадочных дефектов. Для T-образного сопряжения (рис. 6.27,б) такая зона по аналогичному подходу имеет еще большие размеры, а значит, более вероятны усадочные дефекты.

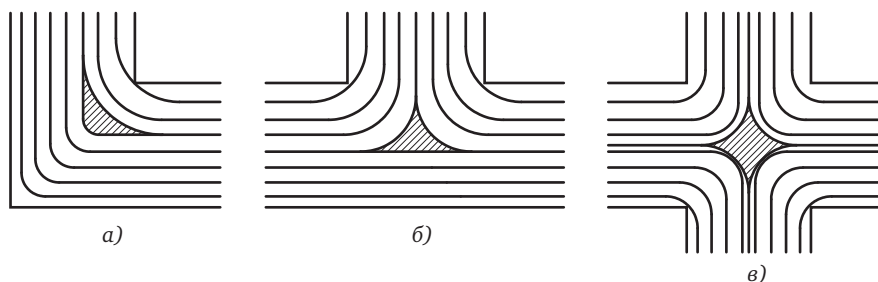


Рис. 6.27. Схема затвердевания и места образования усадочных дефектов в L-образном (а), Т-образном (б) и Х-образном (в) сопряжениях стенок

Максимальная величина незатвердевшей зоны к моменту затвердевания вертикальных и горизонтальных стенок имеет место в Х-образном сопряжении (рис. 6.27, в), где максимальными будут дефекты усадочного характера.

### 6.10. Управление процессом затвердевания

Управление затвердеванием отливок состоит в умелой разработке технологии для каждой конкретной отливки и организации технологического процесса таким образом, чтобы по мере необходимости обеспечить более высокие или медленные скорости затвердевания и охлаждения отливок или их отдельных частей.

Целью управления затвердевания отливок является: предупреждение брака отливок; обеспечение требуемого качества отливок; повышение производительности труда; обеспечение требуемой структуры металла в отливках.

На основе теоретического анализа и практических данных основными направлениями управления затвердеванием отливок можно считать следующие:

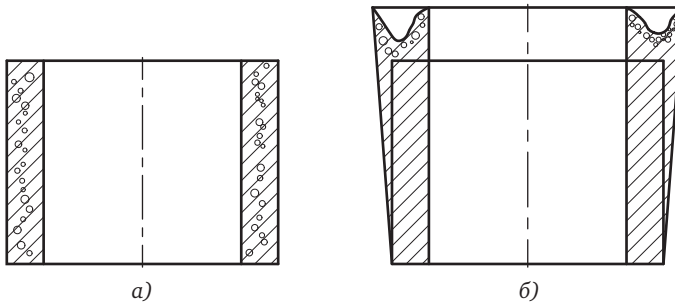
1. Конструирование литых деталей и отливок с учетом создания благоприятных скоростей затвердевания и направленности затвердевания отливок.

2. Выбор литейного сплава.

3. Выбор материала литейной формы и толщины облицовочного слоя.

4. Назначение способа литья.

5. Выбор и назначение температуры заливки металла.



**Рис. 6.28.** Схема двух подходов к разработке технологии литья детали «втулка»:

а — одновременного; б — направленного затвердевания

6. Выбор и назначение температуры литейной формы перед заливкой.

7. Специальные приемы управления затвердеванием, такие как газовое и жидкостное охлаждение, термостатирование металлических форм, суспензионное литье и др.

Конструирование литых деталей и отливок в отношении управления их затвердеванием и охлаждением состоит, прежде всего, в назначении толщин стенок отливок. Более тонкостенные отливки затвердевают и охлаждаются быстрее, но этот параметр изначально задается конструкторами. При разработке технологии отливки в зависимости от технических требований, предъявляемых к литой детали, руководствуются двумя принципами: организацией одновременного или же направленного затвердевания. Оценим эти два принципа на примере детали «втулка», изготавливаемой из оловянистой бронзы марки БрО10Ц2.

Если к детали не предъявляют высоких требований по плотности и герметичности, то технологию разрабатывают на основе принципа организации одновременного затвердевания по высоте отливки (рис. 6.28, а) с верхним или сифонным подводом металла. В этом случае происходит примерно одновременное затвердевание по высоте отливки и установка прибыли в верхней части отливки обычно не требуется.

Правда, при верхнем подводе металла назначают увеличенный припуск на обработку — что-то вроде мини-прибыли. По всей высоте отливки наблюдаются два фронта затвердевания: от наружной

поверхности отливки со стороны формы и от внутренней поверхности отливки со стороны стержня. В месте встречи этих фронтов затвердевания получается зона усадочной пористости.

Если же к детали предъявляют высокие требования по плотности и герметичности, то технологию литья данной втулки разрабатывают на основе принципа направленного затвердевания по высоте отливки (рис. 6.28, б). В верхней части устанавливается прибыль, литниковая система по преимуществу верхняя, а по всей высоте отливки устраивают технологический напуск, обеспечивающий равномерное утолщение стенки отливки снизу вверх. Благодаря этому создаются условия для преимущественного затвердевания отливки в направлении снизу вверх, прибыль затвердевает в последнюю очередь, и в ней сосредотачивается усадочная раковина, пористость. Стенка отливки по всей высоте оказывается плотной, без усадочных дефектов.

В отношении управления затвердеванием выбор литейного сплава обусловлен теплофизическими характеристиками сплава: температурой плавления, величиной коэффициента теплопроводности, удельной теплоемкостью, величиной удельной теплоты кристаллизации. Однако, прежде всего, марку сплава задает конструктор исходя из эксплуатационных условий литой детали.

При прочих равных условиях сплавы с более высокой температурой плавления в формирующихся отливках имеют способность к более высоким скоростям затвердевания и охлаждения. Сплавы, обладающие большей теплопроводностью, в процессе затвердевания и охлаждения будут иметь склонность к меньшим величинам температурных градиентов, а следовательно, такие сплавы более благоприятны в отношении организации принципа одновременного затвердевания отливок. Аналогичным будет действие удельной теплоемкости и удельной теплоты кристаллизации сплава.

Выбор материала литейной формы является эффективнейшим средством управления затвердеванием отливок. В этом отношении в литейных технологиях получили распространение два вида материалов литейных форм: неметаллические (преимущественно песчано-глинистые) и металлические (преимущественно из стали и чугуна).

Известно, что охлаждающая способность металлических форм многократно выше, чем неметаллических. Соответственно, в ме-

таллических формах отливки затвердевают и охлаждаются с более высокими скоростями.

Для некоторого снижения охлаждающей способности металлических форм применяют кокильные огнеупорные краски и покрытия. Изменение толщины неметаллической прослойки (оболочки) позволяет в широких пределах регулировать охлаждение отдельных элементов отливки, а следовательно, управлять процессом их затвердевания.

Можно с уверенностью сказать, что облицованные кокили сочетают в себе лучшие черты технологий литья в песчаные и металлические формы. Сравнительно небольшая величина облицованного слоя позволяет охлаждать отливку быстрее, чем в песчаной форме, что улучшает в известных пределах структуру и физико-механические свойства металла. В то же время, по сравнению с литьем в кокиль, скорость охлаждения уменьшается, что позволяет избежать возникновения больших термических напряжений в отливке и отбела в чугунных отливках.

Существенный недостаток облицованных кокилей — большая газотворная способность облицовки, которую обычно изготавливают на терморезактивных смолах. Выделяющиеся из облицовки газы в ряде случаев не дают возможности получать отливки без пористости и раковин. Для устранения этого недостатка и ускорения процесса затвердевания отливки в работах одного из авторов настоящего издания предлагаются тонкостенные металлооболочковые формы с принудительным охлаждением. В таких формах облицовочный слой выполняют из жидкой самотвердеющей смеси (ЖСС) или керамической по Шоу-процессу. При этом для регулирования процесса затвердевания толщина облицовочного слоя в зависимости от толщины облицовки не должна превышать 5...25 мм. Металлическую оснастку выполняют из листовой стали толщиной 4...5 мм. Охлаждение формы осуществляют водой, воздухом или водовоздушной смесью из специального устройства.

Неметаллические материалы форм имеют большие различия по теплофизическим свойствам. Самые распространенные сырые и сухие песчано-глинистые формы отличаются по своей охлаждающей способности. Теплопроводность и температуропроводность сырых песчаных форм несколько выше, чем сухих, что связано с движением влаги, испарением воды при температуре нагрева выше 100 °С.

Более высокой охлаждающей способностью характеризуются формы из магнезитового, хромомagneзитового и корундового песка, что используется в технологии литья. Гипсовые и песчано-гипсовые формы отличаются малой теплопроводностью и температуропроводностью, потому такие формы применяют для получения тонкостенных отливок. Наименьшей теплопроводностью, следовательно, малой охлаждающей способностью, обладают литейные формы из пористых огнеупорных материалов: пористого шамота, вспученного перлита и др. Поэтому пористые огнеупорные материалы используют для оформления прибыльных надставок на отливках.

Температура нагрева форм перед заливкой является существенным фактором управления затвердеванием отливок. В соответствии с законом Ньютона тепловой поток от отливки к форме пропорционален разности температур:

$$Q = \alpha (T_o - T_\phi) F \tau,$$

где  $\alpha$  — коэффициент теплоотдачи от отливки к форме;  $T_o$  — температура отливки;  $T_\phi$  — температура формы;  $F$  — площадь поверхности контакта отливки с формой;  $\tau$  — продолжительность теплового взаимодействия.

В соответствии с представленным выражением теплового потока повышение температуры формы уменьшает величину теплового потока, а значит, и интенсивность охлаждения. В способе литья по выплавляемым моделям оболочковые формы заливают в подогретом до температур 300...800 °С состоянии с целью обеспечения заполняемости тонкостенных отливок и качества их поверхности. Однако в литейной технологии песчано-глинистые формы как сырые, так и сухие заливают обычно при температуре окружающей среды (~20 °С).

Наибольшее внимание в технологии литья уделяют температуре металлических форм (кокильное литье, литье под давлением, литье под низким давлением, центробежное литье и др.). Производственной практикой выработаны оптимальные рабочие температуры металлических форм для различных видов литья и литейных сплавов (обычно в пределах 100...300 °С). При более низких температурах форм наблюдаются дефекты типа недоливов, спаев,

а при высоких температурах нагрева металлических форм возникают газовые, усадочные и поверхностные дефекты.

Для ускорения охлаждения металлических форм широкое распространение получило жидкостное (водное), воздушное и водовоздушное охлаждение металлических форм.

Прогрессивным направлением в обеспечении температуры металлических форм является термостатирование — поддержание постоянной температуры металлической формы в течение рабочей смены путем организации протекания жидкости по каналам внутри металлической формы. В начале работы жидкость — минеральное масло в нагретом состоянии ( $T_{\phi} \approx 200 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ) — подается в металлическую форму и нагревает последнюю до рабочей температуры, а затем жидкость охлаждается с целью охлаждения металлической формы, чтобы предотвратить повышение ее температуры выше оптимальной величины.

Реже применяют принудительное охлаждение отдельных частей песчаных форм — обычно путем продувки сжатым воздухом. В частях литейной формы, прилегающих к массивным частям крупных и тяжелых отливок, заформовывают трубы с отверстиями малого диаметра, рассредоточенными по длине и периметру, на расстоянии нескольких десятков миллиметров от формообразующей поверхности. Сжатый воздух подают после заливки форм к концу затвердевания отливки с целью ускорения затвердевания и охлаждения.

Варьирование температурой заливки металла в литейную форму является существенным фактором управления затвердеванием отливок. Повышение температуры заливки (более высокий перегрев металла) снижает скорость затвердевания и охлаждения отливок. Этот технологический прием используют при литье тонкостенных протяженных отливок с целью предупреждения дефектов типа недоливов и спаев. Более низкие величины температуры заливки (небольшой перегрев металла) обуславливает возрастание скоростей затвердевания. Этот технологический прием используют для снижения дефектов отливок усадочного происхождения.

Частным случаем снижения температуры заливаемого металла, поступающего в рабочую полость формы, является способ суспензионного литья. При этом способе температура заливаемого металла в зависимости от количества вводимых микрохолодильников определяется по выражениям (13.7) и (13.11), приведенным в гл. 13.

Эффективным средством управления затвердеванием отливок в песчаных формах является использование внешних и внутренних холодильников. Расчет холодильников приведен в разделе 8.5.

*Внешние холодильники* в виде металлических вставок устанавливают в местах тепловых узлов песчаных форм с целью ускорения затвердевания и охлаждения этих частей отливок.

*Внутренние холодильники* в виде металлических стержней круглого, плоского или иного сечения устанавливают так, что они выступают в полость формы и при заливке свариваются с металлом отливки, становятся частью отливки. Внутренний холодильник поглощает часть теплоты узла, ускоряет затвердевание теплового узла и тем самым предотвращает дефекты усадочного характера в тепловом узле отливки. Внутренний холодильник изготавливают, как правило, из сплава, одинакового с заливаемым сплавом или близким по химическому составу.

### Контрольные вопросы

1. Назовите методы исследования процесса затвердевания. Объясните их суть, преимущества и недостатки.
2. Перечислите основные периоды (стадии) формирования отливки в форме. Кто впервые их предложил?
3. В чем суть расчетного метода процесса затвердевания, предложенного А.И. Вейником, его недостатки.
4. Какие факторы необходимо учитывать при прогреве формы залитым металлом?
5. В чем заключается разница между истинным и эффективным значениями термофизических коэффициентов?
6. Назовите основные термофизические коэффициенты, используемые в расчетах процесса затвердевания отливки.
7. Что такое коэффициент параболы и что он характеризует?
8. В чем заключается принципиальная разница процесса затвердевания в сухой и влажной песчаных формах и как это сказывается на общей продолжительности затвердевания?
9. С какой целью применяют металлооболочковые формы и каковы особенности затвердевания отливки в них по сравнению с объемной песчаной формой?
10. Что характеризует критерии Био и Фурье?

---

11. В чем заключается принципиальная разница процесса затвердевания отливки в кокиле и облицованном кокиле? Их преимущества и недостатки.

12. С какой целью применяют раздвижные кокили? Их технологические и тепловые особенности.

13. Как влияет конфигурация отливки на процесс затвердевания?

14. Назовите основные направления, используемые для управления процессом затвердевания.

# РАЗДЕЛ IV

## ГЛАВА СЕДЬМАЯ

---

### Усадка металла в отливках

#### 7.1. Общие сведения об усадочных процессах

Под усадочными процессами понимают совокупность явлений сокращения размеров и объема металла, залитого в форму, при его затвердевании и охлаждении.

Известно, что при нагревании тела расширяются, а при охлаждении сокращаются или дают усадку. *Усадкой* называют сокращение объема и линейных размеров отливки в процессе ее формирования и охлаждения от температуры заливки до температуры окружающей среды.

При охлаждении отливки от начального объема  $V_0$  или начальной длины  $l_0$  с температуры  $T_0$  до  $T_1$ , изменение  $V_1$  и длины  $l_1$  тела определяют по формулам:

$$V_1 = V_0 [1 - \alpha_v (T_0 - T_1)],$$

$$l_1 = l_0 [1 - \alpha (T_0 - T_1)],$$

где  $\alpha_v$  и  $\alpha$  — коэффициенты объемного и линейного сжатия соответственно, т.е. коэффициенты соответствующей усадки при понижении температуры на  $1^\circ$  в интервале  $T_0 \dots T_1$ .

Можно показать, что коэффициент объемной усадки в три раза больше коэффициента линейной усадки.

Пусть имеется куб с длиной ребра  $l_0 = 1$ . При охлаждении его на  $1^\circ\text{C}$  длина ребра будет  $l_1 = 1 - \alpha$ , а в исходном состоянии объем куба был  $V_0 = l_0^3 = 1^3$ , после охлаждения на  $1^\circ\text{C}$  объем будет  $V = l_1^3 = (1 - \alpha)^3$ . Отбросим значения  $\alpha^2$  и  $\alpha^3$  ввиду их малой величины, получим  $V_1 = 1 - 3\alpha$  и коэффициент объемной усадки

$$\alpha_V = \frac{V_0 - V_1}{V_0 (T_0 - T_1)} = \frac{1 - (1 - 3\alpha)}{1 \cdot 1} = 3\alpha,$$

т.е.  $\alpha_V = 3\alpha$ .

При понижении температуры не на 1 °С, а от  $T_0$  до  $T_1$ , получим *объемную усадку*  $\varepsilon_V = \alpha_V(T_0 - T)$ , *линейную усадку*  $\varepsilon = \alpha(T_0 - T)$  и их соотношение  $\varepsilon_V = 3\varepsilon$ .

На практике за величину объемной или линейной усадки принимают относительные величины, выражающие изменение объема или длины при охлаждении, %:

$$\varepsilon_V = \frac{V_0 - V_1}{V_0} 100,$$

$$\varepsilon = \frac{l_0 - l_1}{l_0} 100.$$

Разницу между линейными размерами модели ( $l_{\text{мод}}$ ) и отливки ( $l_{\text{отл}}$ ) называется *литейной усадкой*:

$$\varepsilon_{\text{лит}} = \frac{l_{\text{мод}} - l_{\text{отл}}}{l_{\text{отл}}} 100.$$

Величина литейной усадки отличается от величины линейной усадки, так как зависит не только от физических свойств металла отливки и температуры затвердевания  $T_{\text{зат}}$ , но и от конструкции отливки и формы, наличия стержней, литниковой системы, прибылей, выпоров, препятствующих сокращению размеров отливки. В соответствии с этим линейную усадку называют свободной, а литейную — затрудненной.

*Полная объемная усадка* складывается из усадки жидкого металла, усадки при затвердевании и усадки в твердом состоянии, в соответствие с этим различают три вида усадки:

1. Усадка жидкого металла  $\varepsilon_{V_{\text{ж}}}$ , происходящая при охлаждении от температуры жидкого металла  $T_{\text{ж}}$  до температуры ликвидуса  $T_{\text{лик}}$ ,

$$\varepsilon_{V_{\text{ж}}} = \alpha_{V_{\text{ж}}} (T_{\text{ж}} - T_{\text{л}}).$$

2. Усадка при затвердевании, когда отливка охлаждается от  $T_{\text{лик}}$  до  $T_{\text{сол}}$ , обозначается  $\varepsilon_{V_{\text{з}}}$ .

3. Усадка твердого металла  $\varepsilon_{V_{ТВ}}$ , происходящая в интервале температур от  $T_{\text{сол}}$  до  $T_0=0$ :

$$\varepsilon_{V_{ТВ}} = \alpha_{V_{ТВ}} (T_{\text{сол}} - 0) = \alpha_{V_{ТВ}} T_{\text{сол}}.$$

Таким образом, полная объемная усадка:

$$\varepsilon_{V_{\text{пол}}} = \varepsilon_{V_{ж}} + \varepsilon_{V_3} + \varepsilon_{V_{ТВ}}.$$

Каждый из этих видов усадки определяет образование тех или иных дефектов в отливке. Усадка жидкого металла проявляется в понижении уровня жидкого металла, следовательно, влияет на величину усадочной раковины. Усадка при затвердевании связана с образованием усадочной раковины, газовой и усадочной пористости, горячих трещин, ликвации. Усадка твердого металла влияет на возникновение напряжений в отливке и образование трещин, коробления.

При затвердевании отливки объемная усадка проявляется, главным образом, в виде крупных пустот — усадочных раковин и многочисленных мелких пор — усадочной пористости.

*Усадочная раковина* — дефект в виде открытой или закрытой полости с грубой шероховатой, иногда окисленной поверхностью, образовавшейся вследствие усадки при затвердевании металла.

*Усадочная пористость* — дефект в виде мелких пор, образовавшихся вследствие усадки металла во время его затвердевания при недостаточном питании отливки.

Усадочная пористость бывает:

- рассеянная — по всему объему отливки;
- сосредоточенная — в осевых частях стенок отливок; в утолщениях и сопряжениях стенок; в зонах местных разогревов при подводе литников.

Таким образом, усадочные процессы вызывают появление в отливках различных дефектов: усадочной раковины, усадочной пористости, усадочных деформаций (коробления, трещины, остаточные напряжения).

## 7.2. Усадочная пористость

Как было показано ранее, при затвердевании металла в результате усадки в отливке кроме сосредоточенной усадочной ра-

ковины могут образовываться различные виды усадочной пористости.

Наиболее широкое развитие в отливках имеет осевая пористость, образующаяся в их плоских и призматических элементах. Для анализа и расчета образования осевой пористости в отливках, затвердевающих послойно, воспользуемся методикой Б.Б. Гуляева. При затвердевании осевой части отливки опускание зеркала жидкого металла, вызванное усадкой, непрерывно ускоряется (рис. 7.1). Это вызывается тем, что поверхность зеркала жидкого металла сокращается гораздо быстрее, чем периметр границы затвердевания, на которой сосредоточивается усадка.

В начале затвердевания жидкий металл движется внутри твердой корки беспрепятственно. Однако по мере сокращения расстояния между растущими навстречу друг другу фронтами кристаллизации начинает возрастать значение трения потока о стенки канала. Поток питающего жидкого металла может нести с собой частицы кристаллов, и его вязкость должна быть существенно больше, чем обычного металла, имеющего температуру кристаллизации.

На некотором расстоянии от верха отливки скорость усадочного перемещения жидкого металла  $v_y$  должна сравняться с допустимой из гидравлических условий скоростью движения  $v_r$ . Если бы за-

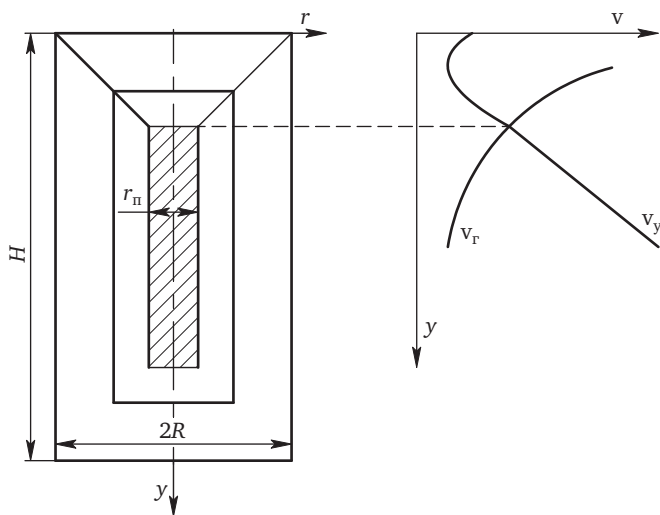


Рис. 7.1. Схема к расчету осевой пористости

затвердевание происходило очень медленно, то, начиная с момента выравнивания указанных скоростей, процесс питания определялся бы гидравлическими условиями, а не усадкой. Однако затвердевание происходит независимо от условий движения потока питающего металла. Это означает, что, начиная с момента выравнивания указанных скоростей, нарушится условие неразрывности потока и начнется образование осевой усадочной пористости. Условия равенства усадочной и гидравлической скоростей потока питающего металла, при которых возникают осевые усадочные поры, выражаются следующим равенством:

$$\frac{dy}{d\tau} = v_y = v_r. \quad (7.1)$$

Рассмотрим это равенство применительно к отливке типа «пластина» высотой  $H$ , толщиной  $2R$ . Для простоты пренебрежем затвердеванием отливки с торцов. Предположим, что к некоторому моменту времени жидкая часть отливки достигла размера  $2r$ . При уменьшении толщины жидкой части на величину  $dr$  в начальной части отливки уровень жидкости переместится на  $dh$ . Тогда можно написать равенство

$$2rdh = \alpha 2Hdr, \quad (7.2)$$

где  $\alpha$  — коэффициент усадки при затвердевании.

В соответствии с законом квадратного корня  $x = K\sqrt{\tau}$  и выражая  $dr$  через время  $\tau$ , найдем

$$x = R - r = K\sqrt{\tau}; \quad dr = dx = \frac{Kd\tau}{2\sqrt{\tau}}, \quad (7.3)$$

где  $K$  — константа затвердевания.

Тогда

$$rdh = \alpha H \frac{K}{2\sqrt{\tau}} d\tau. \quad (7.4)$$

Следовательно, скорость усадочного перемещения, обеспечивающая заполнение пустот,

$$v_y = \frac{dh}{d\tau} = \frac{\alpha HK^2}{2(R-r)r}. \quad (7.5)$$

Принимаем, что поток питающего металла в осевой незатвердевшей зоне движется по ламинарному режиму, подчиняющемуся формуле Пуайзеля.

Пусть на единицу сечения жидкой части вдоль оси пластинки действует сила  $P$ . На все сечения шириной, равной единице, и толщиной  $2a$  действует сила  $2aP$ . Она уравновешивается трением на границах жидкой части, равным  $2H\eta dv/da$ , где  $v$  — скорость;  $\eta$  — вязкость. Приравнивая эти силы, получим

$$2aP = -2H\eta \frac{dv}{da} \quad (7.6)$$

или

$$dv = -P \frac{a da}{\eta H}. \quad (7.7)$$

Интегрируя выражение (7.7) от 0 до  $v$  и от  $r$  до  $a$ , получим

$$v = \frac{P(r^2 - a^2)}{2\eta H}. \quad (7.8)$$

Расход жидкости через единицу ширины пластинки будет равен

$$Q = \int_0^r v r da = \int_0^r \frac{P(r^2 - a^2)}{\eta H} da = \frac{2Pr^3}{3\eta H}. \quad (7.9)$$

Для средней скорости потока через канал сечением  $2r$  получим среднюю гидравлическую скорость движения

$$v_r = \frac{Q}{2r} = \frac{Pr^2}{3\eta H}. \quad (7.10)$$

Движение потока питающего металла происходит под действием атмосферного давления  $p_a$  и гидростатического напора  $\rho H$  (где  $\rho$  — плотность металла). Следовательно,

$$P = p_a + \rho H. \quad (7.11)$$

Приравнивая скорости  $v_y$  (7.5) и  $v_r$  (7.10), получим

$$\frac{\alpha HK^2}{2(R-r)r} = \frac{(p_a + \rho H)r^2}{3\eta H} \quad (7.12)$$

или

$$\frac{3\alpha\eta K^2 H^2}{2(p_a + \rho H)} = Rr^3 - r^4. \quad (7.13)$$

Так как образование пористости происходит при малых значениях радиуса канала, пренебрежем вторым членом в правой части равенства (7.13) и решим его относительно половины толщины зоны осевой пористости  $r_{\Pi}$ , тогда

$$r_{\Pi} = \sqrt[3]{\frac{3\alpha\eta K^2 H^2}{2(p_a + \rho H)R}} \quad (7.14)$$

или, деля обе части равенства на  $R$ ,

$$\frac{r_{\Pi}}{R} = \sqrt[3]{\frac{3\alpha\eta K^2 H^2}{2(p_a + \rho H)R^4}}. \quad (7.15)$$

Полученное выражение определяет относительное значение половины толщины жидкой части сечения стенки в момент, когда поток питающего металла теряет сплошность и начинает формироваться осевая усадочная пористость.

Из выражения (7.15) следует, что осевая пористость, во-первых, пропорциональна кубическому корню произведения усадки при затвердевании на вязкость, т.е. зависит от них мало. Во-вторых, она прямо пропорциональна коэффициенту затвердевания в степени  $2/3$ . Следовательно, при увеличении скорости затвердевания относительное развитие осевой пористости будет возрастать. В частности, при удвоении скорости затвердевания (в случае перехода от песчаной формы к металлической) относительный размер пористости возрастет в 1,6 раза. Развитие пористости обратно пропорционально кубическому корню из суммы атмосферного и гидростатического давлений жидкого металла. Это означает, что затвердевание в вакууме будет способствовать развитию осевой пористости, и кристаллизация, наоборот, под давлением будет ее подавлять. В-третьих, при уменьшении толщины и увеличении длины стенки относительное развитие пористости будет существенно возрастать. Причем толщина имеет большее значение, чем длина.

При затвердевании в интервале температур зона осевой пористости получает еще бóльшие размеры. В направлении к оси стенки количество пор и их размеры интенсивно увеличиваются.

Аналогично определяют и величину  $r_{\pi}$  для отливки высотой  $H$ , толщина которой увеличивается по направлению к прибыли. Для периода после смыкания затвердевающих слоев металла в тонком конце отливки уравнение усадки при угле наклона  $\beta$  боковой поверхности пластины к продольной оси

$$\alpha 2r \frac{1}{\cos \beta} dr = 2rdh \quad (7.16)$$

и

$$v_y = \frac{\alpha K^2 H}{2(R-r)\cos \beta}.$$

Учитывая незначительную величину скорости металла в осевой зоне радиусом  $r$  и полагая, что на единицу поверхности действует сила  $P$ , можно записать уравнение равновесия жидкости:

$$2\rho P = -\frac{2\rho}{\cos \beta} \eta \frac{dv}{dp};$$

откуда

$$v_r = \frac{P \cos \beta r}{2\eta}.$$

Приравнивая значения  $v_r$  и  $v_y$  и считая  $\cos \beta = (R_1 - R_2)/L$ , где  $R_1$  и  $R_2$  — половины толщины пластинки с толстого и тонкого концов, можем написать

$$r_{\pi} = \frac{\alpha \eta K^2 H^2}{(p_a + \rho H) R_1 (R_1 - R_2)}. \quad (7.17)$$

Таковы формулы для определения половины толщины осевой зоны пористости. Расчеты Б.Б. Гуляева показывают, что для отливок, имеющих толщину от 10 до 40 мм, эти зоны составляют от 0,5 до 5 мм и примерно совпадают с опытными данными. Однако эта группа отливок затвердевает преимущественно послойно.

Для отливок более массивных или для отливок из сплавов с более широким интервалом кристаллизации приведенный анализ не

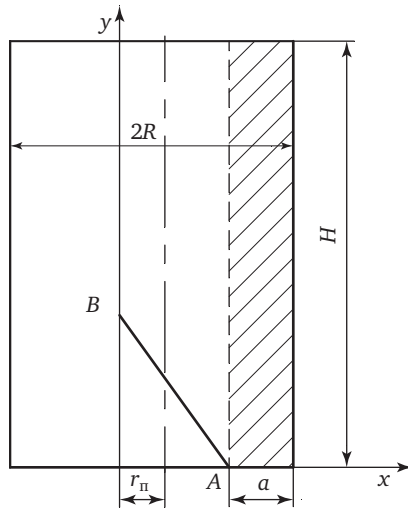


Рис. 7.2. Схема для расчета осевой рыхлости

может быть применим. В этом случае правильнее исходить из следующих положений.

На рис. 7.2 показана толстая пластина толщиной  $2R$ , высотой  $H$ , большой ширины. Для простоты допустим, что охлаждение пластины происходит только с боковых поверхностей. Предположим, что в металле имеется плотный слой толщиной  $a$ , образовавшийся в результате послойного затвердевания. Тогда оставшаяся часть толщиной  $2(R-a)$  будет с переменным соотношением твердой и жидкой фаз по мере продвижения от затвердевшего слоя к оси отливки. Если предположить, что уже при 70 % жидкого металла создается скелет из твердых кристаллов, а изменение количества жидкого металла происходит по прямой  $AB$ , то нетрудно определить величину зоны пористости.

Если при первом рассмотрении положить, что на оставшуюся жидкую часть не действует сила тяжести, то ее движение в горизонтальном направлении будет перпендикулярно поверхности теплоотвода. При этом общий объем пор в зоне пористости определим из выражения

$$V_{\text{п}} = \alpha(R-a)H \frac{0,7}{2}. \quad (7.18)$$

Это выражение составлено из произведения объема всей жидкости, заключенной в двухфазной зоне, на коэффициент объемной усадки. Объем, занимаемый твердыми кристаллами в пористой зоне, определим из следующего выражения:

$$V_{\text{ТВ}} = Hr_{\text{П}} \cdot 0,30, \quad (7.19)$$

в котором для упрощения принято в среднем во всей зоне 30 % твердых кристаллов. Тогда

$$Hr_{\text{П}} = V_{\text{П}} + V_{\text{ТВ}};$$

$$r_{\text{П}}H = \alpha(R-a)H \cdot 0,35 + Hr_{\text{П}} \cdot 0,30,$$

или

$$r_{\text{П}} = \frac{\alpha(R-a)0,35}{0,70} = \frac{\alpha(R-a)}{2}. \quad (7.20)$$

Так, при толщине отливки 50 см и коэффициенте объемной усадки 0,035 получим ширину зоны осевой рыхлости около 18 мм.

В приведенном расчете предполагалось, что весь жидкий расплав, имеющийся в слитке к моменту прекращения работы прибыли, расходуется на образование твердой зоны (на увеличение плотного слоя  $a$ ). В действительности же наступает момент, когда внутреннее питание отливки металлом прекращается (считая внешним питанием — питание прибылью), т.е. когда движение расплава из центральных зон к периферийным заканчивается. В этом случае для определения  $r_{\text{П}}$  надо написать несколько иное уравнение, а именно

$$Hr_{\text{П}} = V_{\text{П}} + V_{\text{ТВ}} + V_{\text{о.ж}}, \quad (7.21)$$

где  $Hr_{\text{П}}$  — объем зоны пористости;  $V_{\text{П}}$  — объем усадочных пор, возникающих в результате затвердевания всего жидкого расплава, оставшегося в рассматриваемой зоне в момент прекращения работы прибыли;  $V_{\text{ТВ}}$  — объем твердой фазы в момент прекращения работы прибыли;  $V_{\text{о.ж}}$  — объем жидкости, оставшейся в зоне пористости в момент прекращения движения ее от центра к периферии.

В открытом виде это уравнение имеет следующий вид:

$$r_{\text{П}}H = \alpha_V(R-a)H \cdot 0,35 + r_{\text{П}}H \cdot 0,30 + m(R-a)H \cdot 0,35,$$

где  $m$  — доля жидкого расплава, израсходованного на увеличение полностью затвердевшей зоны.

Считаем, что на питание периферийных зон расходуется половина начальной жидкой фазы ( $m=0,5$ ). В этом случае

$$r_{\text{п}}H = \alpha_v (R-a)H \cdot 0,35 + r_{\text{п}}H \cdot 0,30 + (R-a)H \cdot 0,35 \cdot 0,5;$$

$$r_{\text{п}} = \frac{(R-a)(\alpha_v + 0,5)}{2}, \quad (7.22)$$

Для отливки толщиной 50 см при плотном слое, равном половине ее толщины, ширина зоны осевой рыхлости будет равна 6,5 см. В действительности ширина зоны осевой рыхлости будет больше, так как питание отливки металлом происходит не только в направлении поверхностей теплоотъема. Вместе с этим опускается уровень жидкого расплава, и по высоте незатвердевшей зоны создаются своеобразные мосты, разобщающие эту зону на части, расположенные друг над другом.

Схематически процесс образования осевой рыхлости можно представить так, как это изображено на рис. 7.3. Как видим, в положении 1 остался малый незатвердевший слой твердо-жидкого сплава. В положении 2 твердые кристаллы, опускаясь, образуют по высоте уплотненные участки (горизонтальные пунктирные линии). Этому же способствует и прорастание отдельных кристаллов, соединяющих оба фронта кристаллизации. Уплотненные участки разъединяют весь твердо-жидкий столб на изолированные столбы. В положении 3 отдельные изолированные участки образуют рыхлости параболической формы по закону образования усадочной

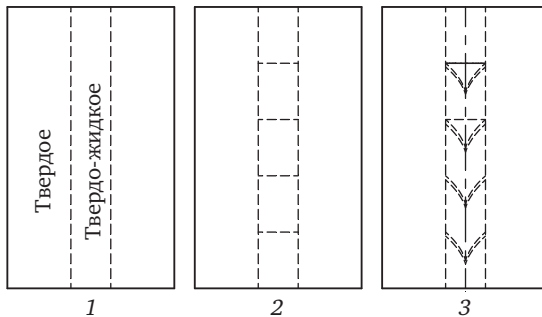


Рис. 7.3. Схема образования осевой рыхлости

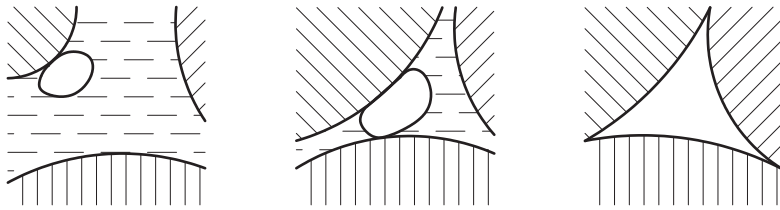


Рис. 7.4. Схема формирования газоусадочной поры

раковины при затвердевании простого цилиндрического слитка, если он охлаждается только с боковой поверхности.

Рассеянная пористость образуется в той или иной степени по всему сечению отливки. Каждая пора возникает в результате усадки при затвердевании микроскопического объема жидкого металла, обособленного от зоны локальных перемещений в результате неравномерного роста дендритов. Чем мельче дендриты, тем меньшее развитие получает рассеянная пористость.

Если в процессе кристаллизации из металла совершенно не выделяются газы, рассеянная усадочная пористость формируется в условиях вакуума. Если металл содержит достаточное количество растворенных газов, их атомы проникают в усадочные поры и повышают в них давление; считается, что газы могут вытеснять металл из района поры (рис. 7.4).

Чаще всего усадочная пористость представляет поры, заполненные газом (обычно водородом), так что правильнее оценивать не усадочную, а газоусадочную пористость. Выделению растворенных в металле газов в усадочных порах способствует создание разрежения в процессе образования пор, когда происходит затвердевание изолированных междендритных жидких областей. А по закону Сивертса  $C_r = k \sqrt{p_{r_2}}$ , создающееся в микрообъемах разрежение, несомненно, снижает и парциальное давление растворенного газа  $\Gamma_2$ , а следовательно, приводит к снижению концентрации растворенного газа  $C_r$ , за счет чего и происходит выделение газа в порах.

Оценивая склонность разных литейных сплавов к усадочной и газоусадочной пористости, отметим, что более склонны к этому дефекту сплавы с широким интервалом затвердевания и менее склонны узкоинтервальные сплавы. Так, из сплавов на медной основе оловянные бронзы, у которых интервал затвердевания превышает 200 °С, более склонны к образованию усадочной и га-

зоусадочной пористости в отливках по сравнению с латунями, алюминиевыми бронзами с интервалом затвердевания, не превышающим 30...50 °С.

Технологические приемы, снижающие усадочную и газоусадочную пористость, вытекают из механизма образования данного дефекта.

Повышение скорости охлаждения и затвердевания отливок способствует увеличению температурных градиентов, а следовательно, уменьшению протяженности твердожидкой зоны. Последнее, в свою очередь, снижает вероятность образования усадочных и газоусадочных пор в отливках. Поэтому отливки, получаемые в металлических формах, меньше поражены порами по сравнению с отливками, изготовленными в песчаных формах.

Создание условий для направленного затвердевания отливок в сочетании с обеспечением крутых температурных градиентов ( $\partial T/\partial x \gg 0$ ) является эффективным технологическим приемом для предупреждения пористости в отливках. Для реализации направленного затвердевания применяют установку прибылей, технологические уклоны и напуски на отливках, утепление и различные приемы обогрева прибылей, наружные и внутренние холодильники.

Поскольку причиной образования пор служит недостаточное питание — протекание вязкого расплава по узким междендритным и внутридендритным каналам, то повышение давления при формировании отливки способствует предупреждению дефекта. Поэтому в отливках, изготовленных методом штамповки жидкого металла, усадочная пористость при правильной технологии отсутствует. Значительно реже усадочные поры встречаются на отливках, получаемых литьем под низким давлением.

Автоклавный метод литья под давлением сжатого газа от 5 до 50 атмосфер является эффективным технологическим процессом предупреждения усадочных и газоусадочных пор в отливках из цветных сплавов, получаемых в неметаллических формах.

В формализованном виде зависимость объема микропористости от рассмотренных факторов можно представить в следующем виде:

$$V_{\text{мп}} = f \left[ (t_{\text{лик}} - t_{\text{сол}}); \vartheta; \lambda; \frac{1}{\rho}; \frac{1}{b_{\text{ф}}}; \frac{1}{v}; \frac{1}{P}; \delta \right],$$

где  $(t_{\text{лик}} - t_{\text{сол}})$  — интервал затвердевания;  $\vartheta$  — коэффициент вязкости сплава;  $\lambda$  — теплопроводность сплава;  $\rho$  — плотность сплава;  $b_{\text{ф}}$  — коэффициент аккумуляции тепла формой;  $v$  — скорость затвердевания отливки;  $p$  — давление питающего расплава при затвердевании отливки;  $\delta$  — толщина стенки отливки.

Для разрушения мостов, возникающих под прибылью, во всех случаях, когда это возможно, необходимо прибегать к доливке прибыли горячим металлом. В этом отношении желательно придерживаться такого правила. Во время заливки формы прибыль заполнять не более чем на  $1/3$  высоты. Затем, по мере затвердевания отливки и опускания металла в прибыль, надо производить доливку прибыли малыми порциями перегретого металла, причем резкой струей, чтобы пробивать перешеек прибыли. При изготовлении стальных отливок для доливки прибылей целесообразно брать перегретую сталь с пониженным содержанием углерода, так как это уменьшит ликвацию углерода в районе прибыли.

### 7.3. Формирование усадочной раковины

Для рассмотрения процесса формирования усадочной раковины возьмем куб, равный единице объема совершенно плотного металла, и будем его нагревать. Ребро куба примем за единицу, удлинение материала за  $\varepsilon$ . Тогда от начала нагревания до начала плавления объем куба будет равен  $1 + 3\varepsilon$ .

Продолжим нагревание и расплавим куб. При расплавлении объем куба увеличится на величину объемного расширения при расплавлении  $a$ . После расплавления перегреем металл до  $T_{\text{ж}}$ , при этом объем куба увеличится на величину

$$\alpha_{\text{ж}}(T_{\text{ж}} - T_{\text{пл}}),$$

где  $\alpha_{\text{ж}}$  — коэффициент объемного расширения жидкого металла;  $T_{\text{ж}}$  — температура жидкого металла;  $T_{\text{пл}}$  — температура плавления.

Тогда объем куба после расплавления и перегрева будет

$$V_{\text{ж}} = 1 + 3\varepsilon + a + \alpha_{\text{ж}}(T_{\text{ж}} - T_{\text{пл}}). \quad (7.23)$$

Теперь произведем обратную операцию, т.е. охлаждение куба, и рассмотрим этот процесс также по периодам.

В первый момент, когда металл имеет температуру  $T_{ж}$ , в жидком кубе усадочная раковина отсутствует. Снизим температуру до начала затвердевания, когда только что образовалась тончайшая корочка затвердевшего металла. В этот период куб состоит из тонкой затвердевшей оболочки, наполненной жидким металлом, оболочка имеет температуру  $T_{пл}$ , а жидкий металл какую-то среднюю температуру  $T_{ср}$ .

Объем жидкого металла вместе с затвердевшей корочкой в этот момент будет

$$V' = 1 + 3\varepsilon + a + \alpha_{ж}(T_{ср} - T_{пл}). \quad (7.24)$$

Продолжим охлаждение до полного затвердевания и будем считать, что температура по всему сечению куба одинакова. Тогда объем куба после затвердевания можно определить из выражения

$$V'' = 1 + 3\varepsilon + a + \alpha_{ж}(T_{ср} - T_{пл}) - \left[ a + \alpha_{ж}(T_{ср} - T_{пл}) \right]. \quad (7.25)$$

Одновременно с затвердеванием металла внутри куба его наружная корочка еще больше охладится, и в момент окончания затвердевания всего металла температура корочки снизится до  $T_{к}$ . Тогда объем, который ограничивался корочкой в момент ее образования (при температуре корочки  $T_{пл}$ ), также уменьшится.

Если в момент образования корочки ею ограничивался объем, равный  $V_{ж} = 1 + 3\varepsilon + a + \alpha_{ж}(T_{ср} - T_{пл})$ , то при температуре  $T_{к}$  этот объем будет

$$V''' = V_{ж} - 3\alpha_{к}(T_{пл} - T_{к}) = 1 + 3\varepsilon + a + \alpha_{ж}(T_{ср} - T_{пл}) - 3\alpha_{к}(T_{пл} - T_{к}), \quad (7.26)$$

где  $\alpha_{к}$  — коэффициент линейного сжатия.

Если из объема  $V'''$ , ограниченного корочкой, вычтем объем  $V''$ , получим объем усадочной раковины  $V_{у.р}$  в момент окончания затвердевания всей массы металла:

$$V_{у.р} = V''' - V'' = a + \alpha_{ж}(T_{ср} - T_{пл}) - 3\alpha_{к}(T_{пл} - T_{к}). \quad (7.27)$$

Анализируя полученное выражение, можно сделать следующие выводы:

1) объем усадочной раковины увеличивается с увеличением объемной усадки при затвердевании;

2) объем усадочной раковины больше у тех металлов и сплавов, у которых больше коэффициент объемного расширения в жидком состоянии;

3) усадочная раковина тем больше, чем больше  $T_{cp}$ , т.е. чем больше разница между температурой центра отливки и температурой корки в момент ее образования. Следовательно, чем ниже температура заливки, тем меньше усадочная раковина; в нагретых формах усадочная раковина меньше по сравнению с заливкой в холодные формы; больше усадочная раковина у толстостенных отливок; при получении отливки в кокиль образуется большая усадочная раковина; металл, обладающий большой теплопроводностью, имеет меньшую усадочную раковину.

#### РАСЧЕТ УСАДОЧНОЙ РАКОВИНЫ

Математический расчет величины усадочной раковины рассмотрим на примере цилиндрической отливки, принимая для упрощения следующие положения:

- отливка имеет форму цилиндра высотой  $H$  и диаметром  $2R$  (рис. 7.5);
- отливка состоит из чистого металла; заливку в форму производят мгновенно; усадка происходит только при затвердевании, и коэффициент усадки равен  $\alpha$ ;

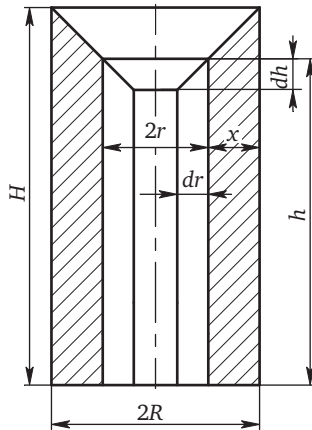


Рис. 7.5. Схема к расчету усадочной раковины в цилиндрической отливке

- перемещение металла в результате усадки происходит мгновенно и беспрепятственно; образование осевой пористости не принимается во внимание;

- охлаждение с торцовых поверхностей цилиндра ни снизу, ни сверху не происходит.

Предположим, что за время  $\tau$  на боковой поверхности цилиндра образуется слой твердого металла толщиной  $x$ , а радиус жидкой части отливки в этот момент становится равным  $r$ . К этому моменту уровень жидкого металла в результате усадки опускается от начальной верхней поверхности до величины  $h$ , отсчитываемой от нижнего торца цилиндра.

Выделим в жидком металле слой толщиной  $dr$ , на который должна передвинуться граница затвердевания в последующий период времени  $dt$ . При затвердевании этого слоя его объем становится в результате усадки меньше на величину  $\alpha dV$ , где  $dV$  — элемент объема. Если бы внутренняя часть отливки не была заполнена жидким металлом, это привело бы просто к уменьшению толщины твердого слоя. Однако находящаяся внутри жидкость перемещается, и ее уровень в верхней части опустится на некоторую величину  $dh$ . При этом объем усадочной раковины  $V_y$  увеличится на величину  $dV_p$ . Описанный процесс в общем виде можно представить равенством

$$dV_p = \alpha dV = dV_y \quad (7.28)$$

или

$$\pi r^2 dh = \alpha 2\pi r h dr. \quad (7.29)$$

Откуда

$$\frac{dh}{h} = 2\alpha \frac{dr}{r}. \quad (7.30)$$

Интегрируя левую часть равенства (7.30) от  $H$  до  $h$  и правую от  $R$  до  $r$ , получим

$$\frac{h}{H} = \left(\frac{r}{R}\right)^{2\alpha}.$$

Окончательно уравнение будет иметь вид

$$h = H \left( \frac{r}{R} \right)^{2\alpha}. \quad (7.31)$$

Полученная зависимость высоты положения усадочной раковины находится в параболической зависимости от радиуса усадочной раковины и при  $r = 0$  высота раковины  $h = 0$ , т.е. основание усадочной раковины достигает дна отливки.

В реальных условиях теплоотвод и затвердевание протекают одновременно и в осевом, и в радиальном направлениях. В этом случае поверхность усадочной раковины в отливке близка к параболической зависимости, но не доходит до дна отливки, а будет заканчиваться выше, в точке, где встречаются фронты затвердевания снизу и с боковой поверхности. Это обусловлено тем, что кроме осевого затвердевания отливки снизу вверх за счет теплоотвода в нижнюю часть формы наличие конвекции в расплаве сдвигает усадочную раковину в верхнюю часть отливки. Отсюда следует очень важный вывод, заключающийся в том, что чем интенсивнее происходит продвижение фронта затвердевания снизу, тем меньше глубина усадочной раковины.

При расчете формы усадочной раковины в прибыли, питающей отливку или ее отдельный узел, коэффициент объемной усадки А.А. Рыжиков рекомендует определять по выражению

$$\alpha_{V\text{расч}} = \alpha_V + \frac{M}{M_{\text{пр}}} \alpha_V,$$

где  $M$  — масса отливки или узла отливки, на котором установлена прибыль;  $M_{\text{пр}}$  — масса прибыли.

Для получения качественных отливок без усадочных раковин и при проектировании литейной технологии на верхнюю часть отливки (как правило) или горячий узел устанавливают дополнительный резервуар с жидким металлом, называемый прибылью.

### Контрольные вопросы

1. Что такое усадка? Назовите виды усадки и их определение.
2. Чем отличается линейная усадка от литейной?

3. Из чего складывается полная объемная усадка и какие дефекты могут образовываться в эти периоды?
4. Что такое усадочная раковина и причины ее образования?
5. Что такое усадочная пористость и причины ее образования?
6. Назовите основные положения при расчете осевой пористости.
7. Назовите методы и основные положения при расчете усадочной раковины.

## Прибыли на отливках

### 8.1. Назначение и классификация прибылей

В соответствие с ГОСТ 18169—86 *прибыль* — элемент литниковой системы или полости литейной формы для питания отливки жидким металлом в период затвердевания и усадки.

Таким образом, основное назначение прибыли — восполнять объемную усадку затвердевающей отливки жидким металлом. Исходя из этого, металл в прибыли должен сохраняться жидким до полного затвердевания отливки, объем жидкого металла в прибыли должен быть достаточным для компенсации усадки. Прибыль должна быть правильно установлена на отливке, в противном случае она не выполнит своего назначения. Кроме того, прибыль выполняет также функцию резервуара для сбора шлаковых и неметаллических включений, всплывающих из жидкого металла в процессе заливки, и газов.

Вместе с тем, необходимо помнить, что прибыль располагается на отливке временно, лишь на время ее получения, после чего прибыль удаляют с отливки. Поэтому необходимо стремиться, чтобы прибыль, которая идет в отходы после изготовления отливки, была по возможности меньше, что приведет к снижению общей трудоемкости и себестоимости литья.

По расположению прибыли относительно питаемого узла их разделяют на прибыли прямого питания и отводные (боковые). В первом случае питаемое сечение находится под прибылью, во втором — прибыль расположена в непосредственной близости от питаемой части отливки, которая соединена с прибылью питаемым сечением.

Отводные прибыли следует применять, когда установка прямых прибылей усложняет механическую обработку или когда возможно использование отводной прибыли в качестве групповой для мелких деталей.

*По способу формовки* различают прибыли открытые и закрытые. Открытые прибыли целесообразно применять при изготовлении крупных ответственных отливок, если предусмотрена доливка жидким металлом и засыпка теплоизоляционными смесями. Открытые прибыли применяют и для тонкостенных отливок большой протяженности, когда необходимо максимально облегчить удаление газов из полости формы с целью обеспечения условий заполнения. Они также способствуют облегчению набивки формы.

На отливках, как правило, должны устанавливаться цилиндрические прибыли прямого действия, по возможности закрытые. В закрытых прибылях средних размеров должно быть предусмотрено создание атмосферного давления. Закрытые прибыли позволяют использовать различные способы создания газового давления.

*По геометрической форме* прибыли разделяют: на цилиндрические, шаровые, конические, полушаровые, овальные. Выбор геометрической формы прибыли определяется конфигурацией отливки и стремлением уменьшить охлаждающую поверхность прибыли с целью улучшения ее тепловой работы.

*По способу удаления (отделения)* прибыли разделяют: на обычные (отрезные) и легкоотделяемые (отламывающиеся). Применение легкоотделяемых прибылей с диафрагмой позволяет уменьшить объем механической обработки и сократить затраты на их удаление по сравнению с отрезными прибылями. Однако легкоотделяемые прибыли не всегда работают достаточно надежно в обычных условиях. Их целесообразно устанавливать на необрабатываемых поверхностях или отливках из сталей, плохо поддающихся газовой резке.

*По способу воздействия внешнего давления* прибыли разделяют: на обычные (без применения специальных мер создания внешнего давления), работающие под атмосферным, газовым и воздушным давлением. Прибыли с газовым давлением, получаемым за счет диссоциации  $\text{CaCO}_3$  (мелового заряда), рекомендуется применять при изготовлении мелких и средних отливок, работающих в условиях повышенных давлений, а также при большой протяженности

питаемых узлов, на которых приходится устанавливать несколько обычных прибылей. Прибыли с воздушным давлением, получаемым от сети, следует применять при изготовлении крупных ответственных деталей, к которым предъявляют повышенные требования в отношении плотности и механических свойств.

*В зависимости от условий охлаждения* в форме различают прибыли: обычные, когда стенки формы, образующие контуры отливки и прибыли, выполнены из одного материала (формовочные смеси с одинаковыми теплофизическими свойствами); теплоизолированные, когда поверхность прибыли облицована низкотеплопроводными материалами или эти материалы засыпаются на поверхность прибыли; обогреваемые экзотермическими и термитными смесями; обогреваемые электричеством (электродуговой, индукционный, электрошлаковый обогрев, электрошлаковая подпитка).

## 8.2. Выбор места расположения прибылей

Основные правила выбора места размещения прибылей на отливке следующие:

1. Прибыль необходимо устанавливать на каждой массивной части отливки.

2. Прибыль надо устанавливать на самую верхнюю, наиболее массивную часть отливки. Одновременно необходимо принимать меры для ускорения затвердевания нижележащих частей, применяя внутренние или внешние холодильники.

3. При установке прибылей на частях отливки, расположенных на различных уровнях, необходимо принимать меры для ускорения затвердевания стенок, соединяющих подприбыльные части.

4. Прибыли нельзя располагать в местах наибольших напряжений, вызываемых сопротивлением усадке со стороны формы и стержней, так как это приводит к образованию горячих трещин.

5. Расстояние между сложными прибылями, расположенными в одной горизонтальной плоскости, определяется радиусом действия каждой прибыли, а расстояние от прибыли до края отливки — суммой радиусов действия прибыли и края отливки.

6. Прибыль лучше размещать над местом подвода металла в отливку. Этим достигается замедление затвердевания прибыли вслед-

ствие разогрева ее проходящим в форму жидким металлом, обеспечивается вывод из отливки инородных включений и устраняется вредное действие местного разогрева от литника.

7. Необходимо стремиться устанавливать прибыли на обрабатываемые части отливки, в противном случае увеличиваются затраты на механическую обработку подприбыльного места.

8. Прибыли следует располагать так, чтобы они не тормозили усадку отливки и не создавали в отливке добавочных мест с затрудненной теплоотдачей и горячих мест. Поэтому желательны иногда так называемые отводные прибыли. Кроме того, прибыли не должны создавать добавочных затруднений при выбивке отливки из формы.

9. Нужно стремиться к такому расположению прибыли, чтобы она питала несколько узлов отливки или несколько отдельных отливок.

10. Необходимо учитывать, что применение закрытых прибылей дает следующие преимущества: достигается точное заполнение прибылей жидким металлом (не будет недолива и перелива при заливке); форма не будет засоряться в период перед заливкой, что возможно при открытых прибылях; открываются возможности использования газового или атмосферного давления для питания отливки.

11. Открытые прибыли, располагаемые над самыми верхними частями отливки, выполняют также и роль выпоров, при использовании закрытых прибылей устройство выпоров обязательно.

12. Массивные прибыли способствуют развитию ликвации углерода, серы и фосфора, увеличивают продолжительность затвердевания отливки и расход металла на прибыль, поэтому необходимо применять технологические мероприятия по уменьшению размеров тепловых узлов и интенсификации процесса охлаждения массивных частей отливки.

### 8.3. Расчет размеров прибылей

Все известные методы определения размеров прибылей для отливок отличаются использованием производственных данных, экспериментальных исследований или аналитических расчетов. Рассмотрим наиболее разработанные методы, которые нашли наи-

большее применение в практической деятельности технологов-литейщиков.

При выборе сечения прибылей отдельные узлы питания отливок рассматривают как самостоятельные тела простейшей формы: шар (или куб), цилиндр (или призма), плита.

При выборе высоты прибыли необходимо, чтобы при заданном ее сечении усадочная раковина полностью находилась в прибыли.

#### РАСЧЕТ ПРИБЫЛЕЙ ПО МЕТОДУ Б.Б. ГУЛЯЕВА

Расчет высоты прибыли и глубины усадочной раковины строится на следующих основных положениях:

- при переходе сплава из жидкого состояния в твердое его объем уменьшается на величину  $\alpha$ , равную коэффициенту объемной усадки;
- зональная пористость в отливке не учитывается;
- затвердевание отливки со всех ее поверхностей, в том числе и с верхней, подчиняется закону квадратного корня;
- боковая образующая границы области усадочной раковины есть прямая линия.

Необходимо определить размеры прибыли для отливки объема  $V_0$  диаметром  $2R$ . Обозначим искомую высоту прибыли через  $h$  и площадь ее сечения через  $F$ . Примем, что отношение глубины области усадочной раковины  $z$  к высоте прибыли  $h$  равно  $\sigma$ . Тогда

$$z = \sigma h, \quad (8.1)$$

где  $\sigma$  — коэффициент запаса (для фасонных отливок  $\sigma = 0,75$ ).

Запас необходим для учета объема загрязненного металла, собирающегося под усадочной раковиной, поправки на возможный недолив прибыли при заполнении формы и для компенсации неточностей расчета.

Объем прибыли

$$V_{\text{п}} = hF. \quad (8.2)$$

Суммарный объем отливки и прибыли составит

$$V = V_0 + V_{\text{п}}. \quad (8.3)$$

С учетом принятых допущений автор предлагает следующее выражение для расчета высоты прибылей (как утепленных, так и неутепленных):

$$h = \frac{\alpha V_0}{2\sigma S \left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S}\right)} \left[ 1 + \sqrt{1 + \left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S}\right) \left(\frac{2m_v SR}{\alpha V_0}\right)^2} \right], \quad (8.4)$$

где  $S$  — средняя площадь поперечного сечения области усадочной раковины;  $F$  — средняя площадь поперечного сечения прибыли;  $m_v$  — отношение скоростей затвердевания сверху и с других поверхностей отливки;  $m_v = 2$  для открытых прибылей при литье стали и цветных сплавов в песчаные формы,  $m_v = 1$  для закрытых прибылей;  $R$  — радиус прибыли вверху.

Для цилиндрической прибыли при  $S = \pi R^2/3$  и  $F = \pi R^2$  получим

$$h = \frac{3\alpha V_0}{2\sigma \pi R^2 \left(1 - 3\frac{\alpha}{\sigma}\right)} \left[ 1 + \sqrt{1 + \left(1 - 3\frac{\alpha}{\sigma}\right) \left(\frac{2m_v \pi R^3}{3\alpha V_0}\right)^2} \right]. \quad (8.5)$$

Принимаем, что  $\sigma = 0,75$ . Это означает, что в проектируемой прибыли усадочная раковина должна занимать 3/4 ее высоты.

Подставляя все эти значения в выражение (8.5), принимая  $\alpha = 0,035$  (для стали) и произведя преобразования, получим

$$h = \frac{0,0259 V_0}{R^2} + \sqrt{\left(\frac{0,0259 V_0}{R}\right)^2 + 2,07 m_v^2 R^2}. \quad (8.6)$$

Объем прибыли  $V_{\Pi}$  равен

$$V_{\Pi} = \frac{\pi D^2}{4} h,$$

где  $D$  — диаметр прибыли.

Тогда выражение, связывающее отношение высоты прибыли к ее диаметру и объема (массы) отливки к объему (массе) прибыли, примет следующий вид:

$$\frac{h}{D} = \sqrt{\frac{0,518 m_v^2}{1 - \frac{0,163 V_0}{V_{\Pi}}}}. \quad (8.7)$$

Выражения (8.4) и (8.6) позволяют определить необходимые высоту и объем прибыли.

Полученные выражения удовлетворяют требованию, заключающемуся в том, что объем металла в прибыли достаточен для компенсации усадочной раковины в литой заготовке.

Рассмотрим условия выполнения другого не менее важного требования: обеспечение достаточной продолжительности затвердевания прибыли для различных сочетаний конфигурации отливки и прибыли.

1. Отливка имеет конфигурацию куба (или сферы), а прибыль является ее продолжением (рис. 8.1, а). Для обеспечения надежности питания в этом случае рекомендуется выбирать следующее соотношение сечений прибыли и отливки:

$$\frac{d_{\text{п}}}{d_{\text{о}}} = 1,05 \dots 1,10, \quad (8.8)$$

где  $d_{\text{п}}$  и  $d_{\text{о}}$  — диаметры окружностей, вписанных в сечения открытой прибыли и отливки.

Для закрытой прибыли допускается соотношение диаметров

$$\frac{d_{\text{п}}}{d_{\text{о}}} = 0,96 \dots 1,00.$$

2. Отливка имеет конфигурацию цилиндра или призмы, расположенной вертикально, а прибыль является ее продолжением (рис. 8.1, б). Для этого случая рекомендуются те же соотношения, что и для предыдущего.

3. Отливка имеет форму горизонтально расположенной призмы (цилиндра), прибыль — плоская (рис. 8.1, в). К этому же виду относятся отливки типа кольца. В отдельных случаях можно применять прибыли в форме призмы или цилиндра. В случае применения плоской прибыли ее ширину следует выбирать, руководствуясь соотношением (8.8). Соотношение длины прибыли  $l_{\text{п}}$  к ее ширине  $d_{\text{п}}$  рекомендуется следующее:

$$\frac{l_{\text{п}}}{d_{\text{п}}} \geq 2,5. \quad (8.9)$$

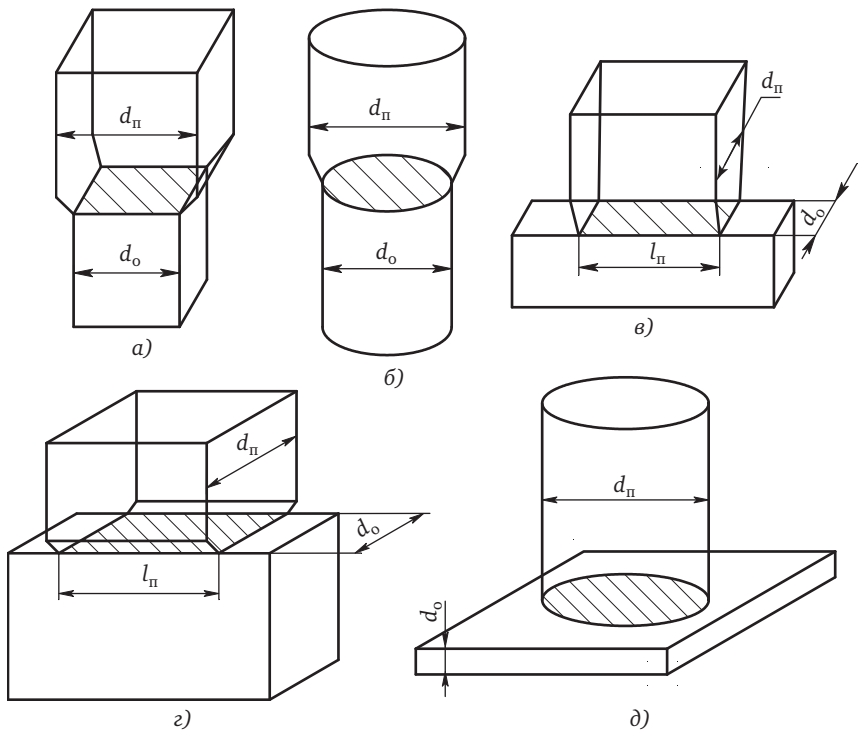


Рис. 8.1. Примеры сочетания различных по конфигурации отливки и прибыли

Если это требование не будет выполнено, то ускоренное охлаждение с торцовых поверхностей не даст возможности прибыли осуществлять питание до самого конца затвердевания отливки.

4. Отливка — вертикально расположенная плита, прибыль — плоская (рис. 8.1, з). Соотношение размеров прибыли и отливки должны удовлетворять выражениям (8.8) и (8.9).

5. Отливка — горизонтально расположенная плита, прибыль — цилиндрическая (рис. 8.1, д). Если исходить из приведенных толщин, соотношение сечений прибыли и отливки должно составлять 4:1. Однако опыты показывают, что в этом случае достаточно обеспечить соотношение

$$\frac{h_{\text{п}}}{d_{\text{п}}} = 3,0 \dots 3,5. \quad (8.10)$$

Возможность сокращения сечения прибыли определяется тем, что затвердевание средней части сопряжения, образуемого прибылью с отливкой, происходит с ускорением.

В боковых прибылях затвердевание происходит не только с боковых и верхних поверхностей, но и снизу. Поэтому их высоту по сравнению с верхними прибылями необходимо увеличивать дополнительно еще на величину радиуса прибыли. При питании единичных узлов они требуют большего расхода металла, чем верхние, и являются менее выгодными. Однако если боковые прибыли используют в качестве групповых, удельный расход металла на них заметно сокращается.

#### РАСЧЕТ ПРИБЫЛИ ПО МЕТОДУ А.А. РЫЖИКОВА

Рассмотренный метод определения высоты прибыли по Б.Б. Гуляеву учитывает два главных требования, предъявляемых к прибыли, отмеченных выше. Однако этот метод дает возможность получать прибыли минимально необходимого объема, если считать, что усадочная раковина имеет форму прямого кругового конуса.

В действительности же при небольшой разнице в продолжительности затвердевания прибыли и отливки усадочная раковина только в верхней части будет иметь коническую форму. В нижней же части и в части, имеющей небольшую высоту, форма раковины будет приближаться к цилиндрической (рис. 8.2).

В этом случае объем раковины можно представить в следующем виде:

$$V_p = \frac{1}{3} \pi h_1 (R^2 + Rr + r^2) + \pi r^2 h_2. \quad (8.11)$$

Как видим, при данном объеме усадочной раковины чем меньше  $r$ , тем больше  $h_1$  и  $h_2$ , а следовательно, тем больше высота прибыли. Это замечание приводит к выводу: нижнее основание прибыли надо делать таким, чтобы достигнуть по возможности резкой разницы в продолжительности затвердевания прибыли и отливки. По всей видимости, оптимальные соотношения продолжительности затвердевания прибыли и отливки легче всего установить чисто экспериментальным путем или обработкой производственных данных, что и положено в основу методики расчета, предложенной А.А. Рыжиковым.

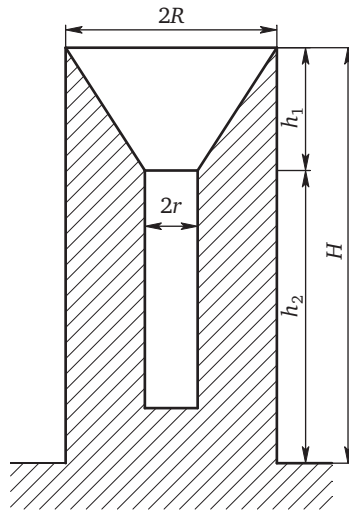
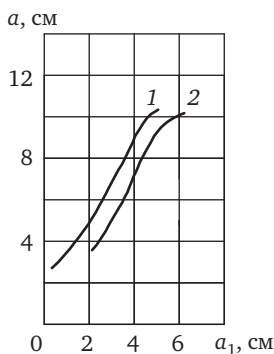


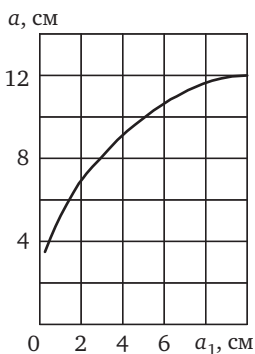
Рис. 8.2. Расположение раковины в прибыли, мало отличающейся по продолжительности затвердевания от отливки

Успех такого расчета зависит от правильности выбранного метода обработки производственных данных, так как факторы, оказывающие влияние на ход затвердевания отливки и прибыли, разнообразны и трудно учитываются. Зная, что в большинстве случаев прибыли, устанавливаемые на отливку на основе практического опыта, работают нормально, т.е. затвердевают позже отливок, можно предположить существование закономерной зависимости между продолжительностью затвердевания прибылей и отливок или между соответствующими значениями коэффициентов  $V/F$  для прибылей и отливок. При анализе практического материала для упрощения коэффициенты  $V/F$  были заменены коэффициентами  $V/\Pi$ , где  $F$  — площадь сечения прибыли или отливки, а  $\Pi$  — соответствующий периметр. Такое упрощение может быть допустимым и не скажется на общих результатах, если считать теплопроводящей только боковую поверхность прибыли.

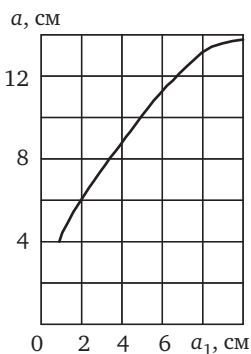
Зависимости между  $a_1 = F_{\text{приб}}/\Pi_{\text{приб}}$  и  $a = F_{\text{отл}}/\Pi_{\text{отл}}$  устанавливались графически, для чего потребовалось разбить отливки на основные типы, а некоторые типы — на группы по массе (приблизительно). На рис. 8.3 приведены кривые зависимости между  $a$  и  $a_1$  для



**Рис. 8.3. Зависимость между  $a$  и  $a_1$  для шестерен и колес массой:**  
1 — до 1000 кг; 2 — более 1000 кг



**Рис. 8.4. Зависимость между  $a$  и  $a_1$  для цилиндров**



**Рис. 8.5. Зависимость между  $a$  и  $a_1$  для разных отливок**

прибылей шестерен, зубчатых венцов и колес. Также были построены и кривые для отливок типа цилиндров (рис. 8.4) и всех остальных отливок (рис. 8.5).

Для установления факторов, от которых зависит высота прибылей, можно исходить из следующего положения: прибыли на отливке должны быть такими, чтобы усадочные раковины располагались в них полностью, причем объем усадочных раковин в прибылях должен быть равен сумме объемов усадочных раковин, которые могли бы образоваться в отдельной детали и прибылях при отливке детали без прибылей, а прибылей — отдельно от детали.

Имея отливку (рис. 8.6) с прибылями равной высоты в количестве  $n$  и принимая форму прибылей цилиндрической, на основе сформулированного выше правила можно написать следующее:

$$\frac{m}{\rho} \beta + F_1 H \beta + F_2 H \beta + \dots + F_n H \beta = \frac{1}{3} F_1 H + \frac{1}{3} F_2 H + \dots + \frac{1}{3} F_n H, \quad (8.12)$$

где  $m$  — масса отливки;  $\rho$  — плотность металла;  $\beta$  — коэффициент, характеризующий объемную усадку металла в период от начала до конца затвердевания;  $F_n$  — площадь нижнего основания  $n$ -й прибыли;  $H$  — высота прибыли.

В правой части уравнения для упрощения выводов приведена сумма объемов усадочных раковин в прибылях, причем принято, что усадочные раковины имеют форму конуса высотой, равной вы-

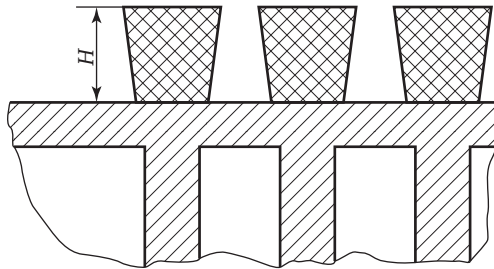


Рис. 8.6. Расчетная схема для определения высоты прибылей

соте прибылей, т.е. вершина конуса усадочной раковины доходит до тела детали. Такое допущение вполне возможно, тем более что форма самой прибыли принята не конической, а цилиндрической. В действительной конической прибыли усадочная раковина, конечно, далеко не дойдет до тела детали.

Преобразуя полученное уравнение, найдем

$$\frac{m}{\rho}\beta = \frac{1}{3}H(F_1 + F_2 + \dots + F_n) - \beta H(F_1 + F_2 + \dots + F_n),$$

но  $F_1 + F_2 + \dots + F_n = F$  — есть сумма площадей сечений оснований прибылей, а следовательно, можем написать

$$\frac{m}{\rho}\beta = HF\left(\frac{1}{3} - \beta\right)$$

или

$$H = k\left(\frac{m}{F}\right), \quad (8.13)$$

где  $k$  — некоторый коэффициент, зависящий не только от  $\beta$  и  $\rho$ , но и от конструкции отливаемой детали.

Полученная формула показывает, что высота прибылей  $H$  не является функцией  $m/F$ . Последнее отношение можно назвать удельным коэффициентом питания отливки. Зависимость высоты прибыли  $H$  от отношения  $m/F$  полностью подтверждается практикой. При дальнейшем анализе этой зависимости были установлены второстепенные факторы, от которых зависит высота прибылей, масса деталей и толщина их стенок. Благодаря этому удалось построить графики, представленные на рис. 8.7. По ним, зная чистый вес де-

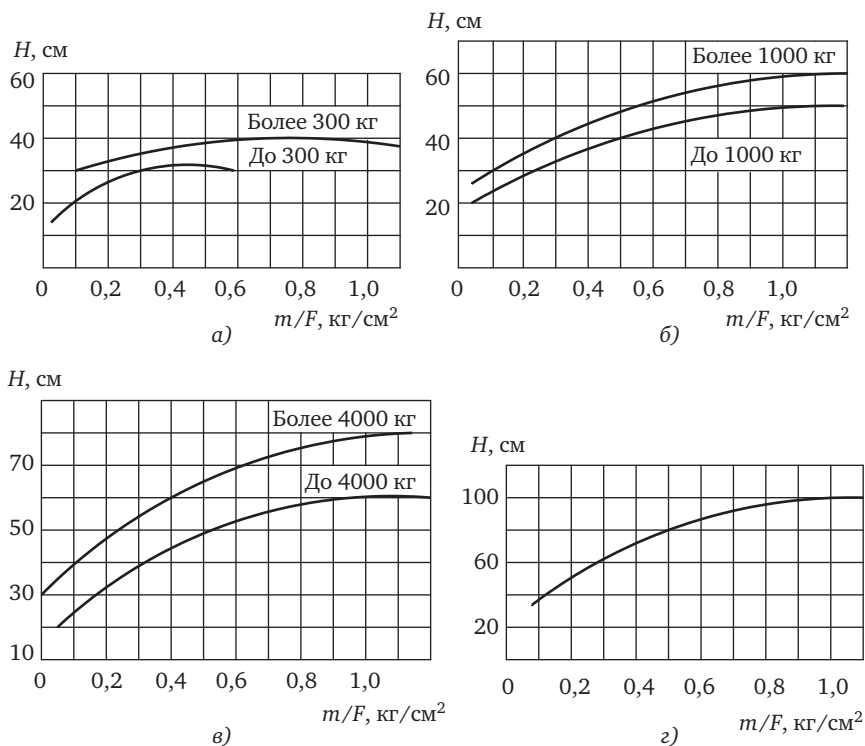


Рис. 8.7. Графики зависимости между  $m/F$  и  $H$  при толщине детали, мм:  
 а — до 30; б — 31...50; в — 51...100; г — 101...300

тали в килограммах и суммарную площадь сечения прибылей в квадратных сантиметрах, можно установить необходимую высоту прибылей в сантиметрах.

Имея кривые для определения высоты удельного сечения прибылей, можно рассчитать размеры прибылей для любого узла отливки. Порядок такого расчета следующий:

- 1) устанавливают место расположения прибылей;
- 2) по чертежным размерам отливки или ее узла, над которым должна быть установлена прибыль, определяют коэффициент  $a$ , характеризующий затвердевание отливки;
- 3) зная величину коэффициента  $a$ , по одной из кривых, устанавливающих зависимость между  $a$  и  $a_1$ , определяют величину коэффициента, характеризующего затвердевание прибыли;

4) выбирают оптимальную форму сечения нижнего основания прибыли и, исходя из величины  $a_1$ , принимают размеры этого сечения;

5) определяют площадь оснований всех прибылей, установленных на детали, и коэффициент питания  $m/F$ , кг/см<sup>2</sup>;

6) по коэффициенту питания и по одной из кривых, устанавливающих зависимость между  $m/F$  и  $H$ , определяют высоту прибылей;

7) согласно нормали, устанавливается конусность прибылей и тем самым размеры их верхних оснований;

8) руководствуясь таблицей выхода годного, производят проверку правильности выбранных размеров и числа прибылей.

При расчете прибылей нужно исходить не только из того, чтобы получить деталь доброкачественной, без усадочных раковин, но и из того, чтобы сконструировать хорошо работающие экономичные прибыли, с минимальным расходом металла из них. При этом можно использовать следующие возможности для экономии металла на прибылях: 1) устанавливать минимально допустимое количество прибылей; 2) выбирать наиболее экономичную форму их сечения. Для решения первой задачи надо правильно определить общий расход металла на конкретную деталь, что можно сделать при использовании изложенного метода расчета прибылей. Однако на практике встречаются отливки, для которых затруднительно определить количество необходимых прибылей. Например, при отливке толстостенного массивного кольца нетрудно рассчитать размеры прибыли, но определить, сколько их требуется, затруднительно. Для решения этой задачи в первом приближении можно воспользоваться данными табл. 8.1.

Если одна прибыль, рассчитанная по изложенному методу, меньше по объему, чем это указывается в табл. 8.1, то прибыль должна быть увеличена или надо установить добавочные прибыли, каждая из которых должна быть такой же, как и первая. Вполне понятно, что необходимо стремиться к установке одной прибыли, так как увеличение их количества ведет к резкому возрастанию расхода металла, к снижению выхода годного. Нередко для достижения требуемой величины выхода годного приходится намечать и внедрять в производство специальные технологические приемы: экзотермическую облицовку прибылей, применение холодильников, литье методом поворота и т.п.

## 8.1. Ориентировочные нормы выхода годного

Группы отливок	Наименование группы	Черновая масса отливки, кг	Преобладающая толщина стенок отливок, мм	Технологический выход годного, %	
				прибыли прямого питания, обычные	
				открытые	закрытые
I	Мелкие отливки с большим объемом механической обработки	До 100	До 20	65	67
			20...50	61,5	63
			Св. 50	58	60
II	Мелкие отливки с малым объемом механической обработки	До 100	До 20	65	70
			20...50	63	67
			Св. 50	60	64
III	Средние отливки с большим объемом механической обработки	Св. 100 до 500	До 30	66	68
			30...60	63	66
			Св. 60	60	64
IV	Средние отливки с малым объемом механической обработки	Св. 100 до 500	До 30	67	70
			30...60	65	68
			Св. 60	63	66
V	Крупные отливки с большим объемом механической обработки	Св. 500 до 5000	До 50	67	69
			50...100	64	67
			Св. 100	62	65
VI	Крупные отливки с малым объемом механической обработки	Св. 500 до 5000	До 50	68	70
			50...100	66,5	69
			Св. 100	64	68
VII	Очень крупные отливки с большим объемом механической обработки	Св. 5000	До 50	68	70
			50...100	65,5	68
			Св. 100	63,5	66
VIII	Очень крупные отливки с малым объемом механической обработки	Св. 5000	До 50	69	71
			50...100	67,5	70
			Св. 100	66	69
IX	Зубчатые колеса с механически обработанными зубьями	До 100	—	—	58...62
		100...500	—	50...59	59...62
		Св. 500	—	56...60	59...62,5
X	Зубчатые колеса с механически обработанными зубьями	До 1000	—	57...60	59...61
		Св. 1000	—	59...61	60...62,5
			—	—	—

Окончание таб. 8.1

Группы отливок	Наименование группы	Черновая масса отливки, кг	Преобладающая толщина стенок отливок, мм	Технологический выход годного, %	
				прибыли прямого питания, обычные	
				открытые	закрытые
XI	Зубчатые венцы с механически необработанными зубьями	Св. 1000	—	66...69	65...70
XII	Цилиндры, плунжеры с механически обработанным наружным или внутренним диаметром	Св. 1000	—	61...67	62...69

Рассмотрим несколько конкретных примеров выбора рациональной формы прибылей и экономии при этом металла.

**Пример 8.1.** На рис. 8.8 показана шестерня, для которой требуется рассчитать прибыли.

В этой отливке последними затвердевают места сочленения спиц с ободом и ступица, поэтому необходимо установить прибыли над этими местами отливки. Следовательно, должно быть установлено шесть одинаковых прибылей 1 по ободу и одна прибыль 2 на ступице шестерни.

Вначале определим величину коэффициента  $a_1$  обода ( $a_{об}$ ), учитывая припуск на обработку, который дается по диаметру. В данном случае этот припуск равен 15 мм на сторону. Расчетное сечение обода будет представлять собою прямоугольник с размерами 190×103 мм.

Затем определяем коэффициент  $a$ . Масса детали 1250 кг, поэтому по нижней кривой (см. рис. 8.3) найдем, что  $a = 4,6$ . Принимаем  $a = 5$ .

Для упрощения расчета принимаем, что площадь нижнего основания имеет не овальную форму, а прямоугольную. Тогда, назначив толщину прибыли 150 мм, определим длину основания прибыли

$$\frac{15b}{30+2b} = 5 \text{ или } 5b = 150,$$



$$a = \frac{\pi R^2 - \pi r^2}{2\pi R + 2\pi r} \text{ или } 2a = R - r,$$

где  $R$  — внешний радиус ступицы, см;  $r$  — искомый внутренний радиус прибыли на ступице, см.

Подставляя найденные значения в формулу, получим

$$r = R - 2a = 16,8 - 2 \cdot 6,2 = 4,4 \text{ см.}$$

Таким образом, внутренний диаметр основания кольцевой прибыли должен быть не более 88 мм.

Сравнивая результаты приведенных расчетов с размерами приблей по ранее запроектированной технологии, видим, что прибыли по ободу имеют завышенные размеры, а у прибыли на ступице мал внутренний напуск. Из этого можно сделать вывод: прибыли, полученные расчетом, более экономичны — на прибылях по ободу получается экономия металла около 50 %.

Для определения высоты приблей подсчитаем коэффициент питания  $m/F$ . Для этого найдем суммарную площадь сечения приблей

$$F = 6F_1 + F_2,$$

где  $F_1$  — площадь основания одной прибыли, расположенной на ободе, см<sup>2</sup>;  $F_2$  — площадь основания прибыли, расположенной на ступице, см<sup>2</sup>.

Так как толщина отливки по чертежу менее 100 мм, то высоту приблей определяем по нижней кривой на рис. 8.7. Как видим, высота приблей должна быть 375 мм.

**Пример 8.2.** На рис. 8.9 представлен эскиз шестерни, где сплошной линией показана новая прибыль, а пунктиром — первоначальная, при которой в отливке образовались усадочные дефекты. Рассмотрим, правильно ли выбраны размеры приблей. Если примем припуск на обработку по 10 мм на сторону, то коэффициент  $a_1$  для обода отливки будет равен

$$a_1 = \frac{5 \cdot 14}{10 + 28} = 1,84.$$

Коэффициент  $a$  для первоначальной прибыли равен 2,3; для новой — 4,31. Отсюда следует, что старая прибыль по

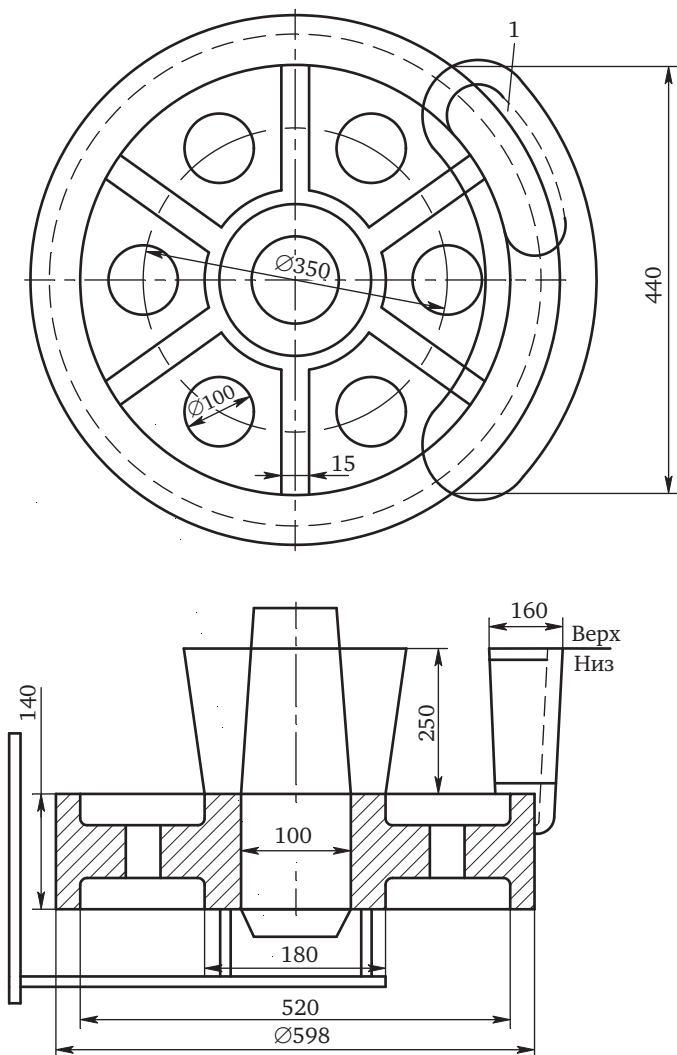


Рис. 8.9. Шестерня

сравнению с новой должна была работать значительно хуже, а поэтому брак из-за вторичной усадочной раковины, обнаруживаемой при механической обработке, был не случаен.

Определим размеры той же прибыли расчетом. Зная массу отливки (120 кг) и значение коэффициента  $a_1$  обода, находим по

верхней кривой на рис. 8.3 величину коэффициента прибыли  $a = 4,4$ . Значение коэффициента  $a$  новой прибыли довольно близко приближается к расчетному, а поэтому понятно, что эти прибыли работали нормально. Принимая отношение ширины прибыли к ее толщине равным 2, получим, что против каждой спицы необходимо установить прибыль 1 с размером основания  $140 \times 260$  мм. Из сказанного ясно, что если бы размеры прибылей устанавливали на основе изложенного метода расчета, то отливка была бы годной.

**Пример 8.3.** Рассмотрим отливку бегунка, изображенного на рис. 8.10. При получении таких отливок цех имел значительный брак из-за вторичных усадочных раковин, получавшихся главным образом в ступице. Конструкция этой детали, с литейной точки зрения, является трудной: толстый диск сочленяется с толстым ободом и ступицей.

Приняв припуск на обработку внутренней поверхности ступицы 10 мм на сторону, получаем ее расчетное сечение. Определим коэффициент  $a$  и  $a_1$ :

$$a_1 = \frac{7 \cdot 30}{60 + 14} \approx 3;$$

$a = 6,5$  (по верхней кривой на рис. 8.3).

По приведенной выше формуле можем определить внутренний радиус кольцевой прибыли у места сочленения прибыли с отливкой, а именно:

$$r = R - 2a = 15 - 13 = 2 \text{ см.}$$

Таким образом, диаметр стержня должен быть не более 40 мм. Но так как такого рода стержень весьма неудобен, то целесообразнее делать прибыль сплошной и выше уровня втулки. Расчет подтверждает результаты практики: прибыль ступицы была спроектирована неправильно, напуск был взят недостаточный.

Необходимо также отметить, что детали типа бегунков должны отливаться с повышенным количеством правильно расположенных внутренних холодильников.

Приведенные графики для расчета прибылей построены на основе большого количества эмпирических данных. Но уже указывалось, что фактический расход металла на прибыли весьма

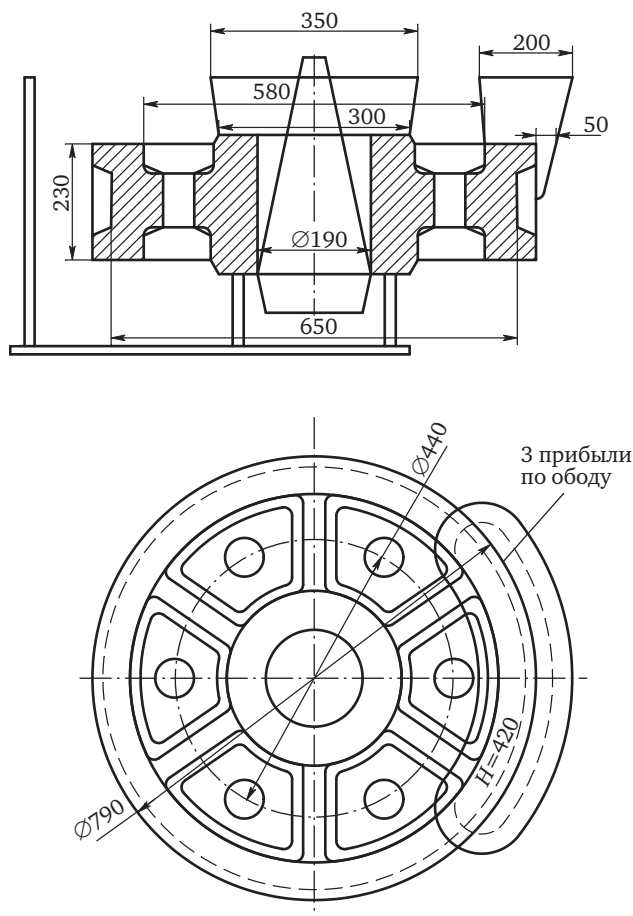
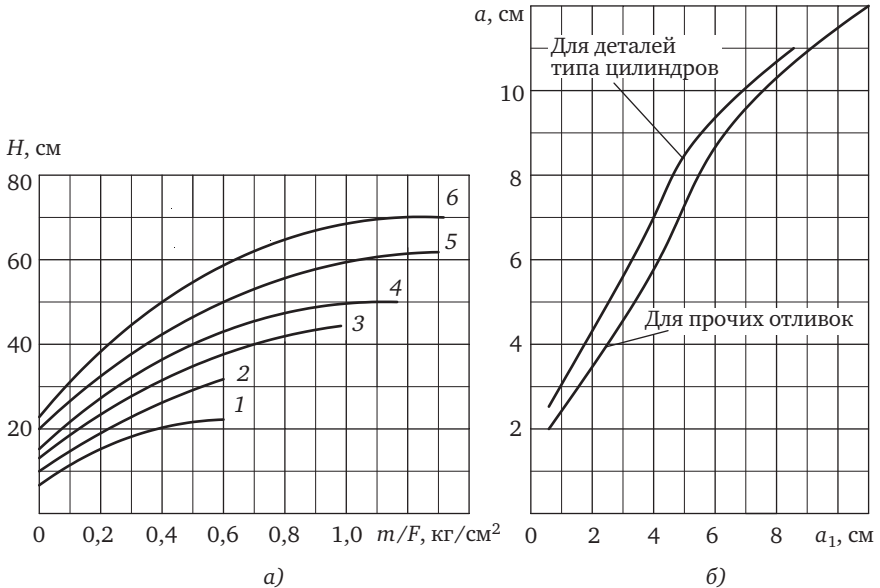


Рис. 8.10. Бегунок

значителен. Проверка работы прибылей убеждает, что сечение прибылей и их высоту с успехом можно уменьшить в среднем на 15...20 %. На основе этого были построены уточненные графики, представленные на рис. 8.11. Однако в настоящее время для расчета прибылей такие кривые не применяются, так как они приводят к заниженному выходу годного (по сравнению с имеющимися достижениями). Следовательно, для более правильного определения размеров прибылей расчетные кривые должны периодически уточняться, так же как и нормы выхода годного, которые необходимы



**Рис. 8.11. Уточненные графики для расчета прибыли:**

$a$  — зависимость между  $H$  и  $m/F$  (1 —  $b \leq 30$  мм,  $m \leq 300$  кг; 2 —  $b \geq 30$  мм,  $m \geq 300$  кг; 3 —  $b = 31 \dots 50$  мм,  $m \leq 1000$  кг; 4 —  $b = 31 \dots 50$  мм,  $m \geq 1000$  кг; 5 —  $b = 51 \dots 100$  мм,  $m \leq 4000$  кг; 6 —  $b = 51 \dots 100$  мм,  $m \geq 4000$  кг);  
 $b$  — зависимость между  $a$  и  $a_1$

для контроля правильности выбранных размеров и количества прибыли.

#### РАСЧЕТ ПРИБЫЛЕЙ ПО МЕТОДУ П.Ф. ВАСИЛЕВСКОГО

Все отливки делятся на два типа в соответствии со схемами питания (рис. 8.12). Величины, отражающие зависимость между размерами отливки и прибылью:

1)  $d/T$ , где  $d$  — наименьший размер сечения прибыли у ее основания;  $T$  — диаметр вписанной в узел окружности;

2)  $H_{\text{пр}}/d$ , где  $H_{\text{пр}}$  — высота прибыли;

3)  $\sum_0^n \frac{d_i}{L}$ , где  $\sum d_i$  — сумма размеров поперечных сечений прибы-

лей у их оснований, взятых в продольном направлении питаемого узла;  $L$  — длина отливки в том же направлении.

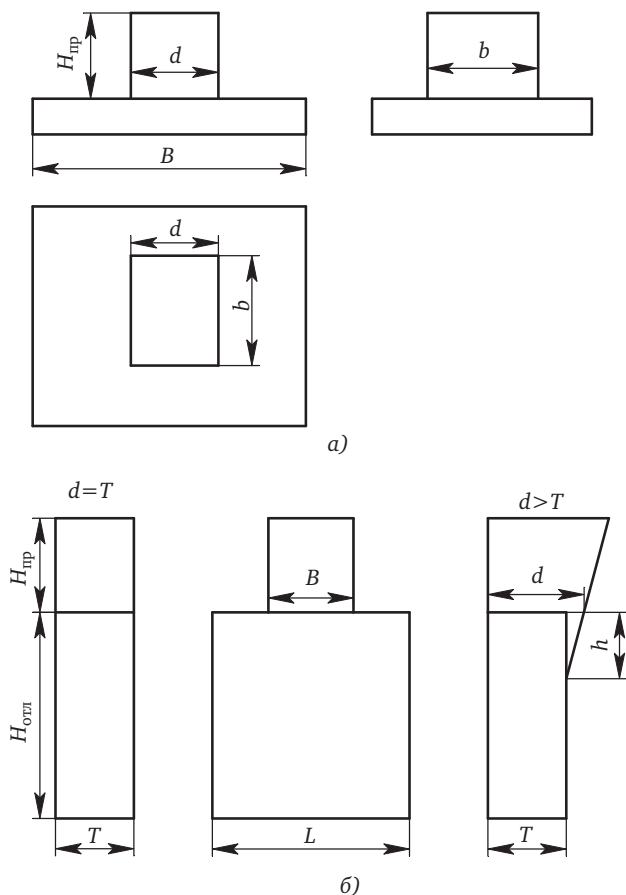


Рис. 8.12. Схема расположения прибылей:  
а — первого типа; б — второго типа

В табл. 8.2 приведены ориентировочные отношения основных параметров отливки и прибыли для схемы питания первого типа, а в табл. 8.3 — для схемы питания второго типа.

#### РАСЧЕТ ПРИБЫЛЕЙ ПО МЕТОДУ Й. ПРЖИБЫЛА

Методика, предложенная Й. Пржибылом, является достаточно популярной, так как позволяет довольно быстро определить объем и размеры прибылей на отливках из различных сплавов. Он предлагает учитывать основное требование: чтобы продолжительность

### 8.2. Ориентировочные соотношения основных параметров прибыли и отливки, расположенной горизонтально

T, мм	d/T	H <sub>пр</sub> /d	Относительная протяженность прибылей, %			
			при L = B	L = D диаметр круга	при L = 2b	при b = d
50	1,8...2,5	1,8...1,2	40,0	31	22,0	20,0
100	1,6...2,5	1,6...1,2	40,0	31	22,0	20,0
150	1,5...2,0	1,5...1,2	42,5	33	23,5	22,5
200	1,3...1,6	1,5...1,1	44,0	35	24,5	24,0
250	1,3...1,5	1,4...1,1	50,0	39	25,0	25,0
300	1,25...1,5	1,25...1,0	57,5	45	—	25,0
500	1,2...1,5	1,0...0,95	62,0	48	—	38,0
750	1,2...1,3	0,9...0,8	73,5	58	—	54,0
1000	1,1...1,25	0,85...0,7	81,5	64	—	65,0
1250	1,1...1,2	0,8...0,7	85,0	67	—	66,0

*Примечание.* Отношения d/T и H<sub>пр</sub>/d при заливке через прибыль принимаются по нижнему пределу

### 8.3. Ориентировочные соотношения основных параметров прибыли и отливки, расположенной вертикально

T, мм	H <sub>отл</sub> /T	d/T	H <sub>пр</sub> /d	Форма прибыли		h/H <sub>отл</sub>	Относительная протяженность прибыли, %
				расширяющаяся кверху	сужающаяся кверху		
50	3	1,4...2,3	1,5...1,9	—	1,2	—	40...100
50	5	1,5...2,4	1,6...2,0	—	0,8	0,35	40...100
50	10	1,6...2,4	1,8...2,2	0,60	0,6	0,75	40...100
50	20	1,75...2,0	3,0...4,0	0,35	—	0,30	45...100
50	30	2,3...2,7	3,2...3,4	0,30	—	0,35	50...100
100	3	1,4...1,7	1,8...2,3	1,1	0,1	0,30	40...100
100	5	1,5...1,8	2,0...2,5	0,68	0,7	0,35	40...100
100	10	1,6...2,0	2,2...3,5	0,5	0,5	0,3	45...100
100	20	1,7...1,9	3,5...4,5	0,40	—	0,25	50...100
100	30	1,9...2,2	4,2...5,0	0,30	—	0,25	55...100
200	3	1,4...1,7	1,4...1,6	0,8	0,7	—	45...100
200	5	1,5...1,75	1,5...1,8	0,55	0,6	0,25	45...100
200	10	1,6...1,9	1,8...2,6	0,40	—	0,25	50...100
200	15	1,5-1,8	3,2...4,2	0,35	—	0,25	55...100
300	5	1,4...1,7	1,5...1,7	0,50	—	0,30	50...100
300	10	1,5...1,8	1,8...2,7	0,35	—	0,25	50...100

затвердевания прибыли была больше продолжительности затвердевания отливки:

$$\left(\frac{R_{\text{п}}}{k}\right)^2 > \left(\frac{R_{\text{отл}}}{k}\right)^2, \quad (8.14)$$

где  $R_{\text{п}}$  и  $R_{\text{отл}}$  — приведенные толщины соответственно прибыли и отливки, м;  $k$  — коэффициент затвердевания, м/с<sup>1/2</sup>.

Эта формула справедлива лишь для случая, когда не применяют методы, влияющие на охлаждение прибыли и некоторых мест отливки (экзотермические облицовки, холодильники), т.е. при одинаковом коэффициенте затвердевания  $k$  для отливки и прибыли. Таким образом, должна быть обеспечена приведенная толщина ( $R$ ) прибыли больше, чем отливки:  $R_{\text{п}} > R_{\text{отл}}$ .

Если предъявляется требование, чтобы время затвердевания прибыли было на 20 % больше времени затвердевания отливки ( $\tau_{\text{п}} = 1,2\tau_{\text{отл}}$ ), то можно установить следующее соотношение приведенных толщин прибыли и отливки:

$$\left(\frac{R_{\text{п}}}{k}\right)^2 = 1,2 \left(\frac{R_{\text{отл}}}{k}\right)^2;$$

$$R_{\text{п}} = 1,1R_{\text{отл}}. \quad (8.15)$$

Наиболее выгодной формой открытой прибыли с позиций получения наибольшей приведенной толщины и высокой технологичности является цилиндр или (для облегчения манипуляций при изготовлении формы) усеченный конус с небольшой конусностью. Тогда для прибыли высотой  $h_{\text{п}} = 3r_{\text{п}}$ :

$$R_{\text{п}} = \frac{3}{8}r_{\text{п}} = 1,1R_{\text{отл}}; \quad (8.16)$$

$$r_{\text{п}} = 2,9R_{\text{отл}},$$

где  $r_{\text{п}}$  — средний радиус прибыли.

Общую высоту  $h_{\text{п}}$  прибыли выбирают приблизительно в полтора раза больше диаметра:

$$h_{\text{п}} = 3r_{\text{п}}.$$

При расчете прибылей исходят из отношения расчетного общего объема усадочной раковины в отливке к объему прибыли.

Объем усадочной раковины ( $V_{y,p}$ ) можно приблизительно определить по уравнению

$$V_{y,p} = \varepsilon_V (V_{отл} + V_{п}), \quad (8.17)$$

где  $V_{отл}$  — объем отливки, м<sup>3</sup>;  $V_{п}$  — объем прибыли, м<sup>3</sup>;  $\varepsilon_V$  — общая объемная усадка металла до полного затвердевания.

Если учесть, что в открытых прибылях отношение объема усадочной раковины к объему всей прибыли в общем виде определяется уравнением (для стали  $\varepsilon_V = 0,02...0,04$ )

$$\frac{V_{y,p}}{V_{п}} = \frac{1}{10}, \quad (8.18)$$

то можем приблизительно определить величину прибыли для данного объема отливки из уравнения

$$V_{п} = \frac{10\varepsilon_V}{1-10\varepsilon_V} V_{отл}; \quad \frac{V_{п}}{V_{y,p}} = 10.$$

Для прибылей, в которых затвердевание происходит под давлением, применяют теплоизоляцию или обогрев; отношение объема усадочной раковины к объему прибыли, так называемый коэффициент экономичности прибыли, значительно больше:  $V_{y,p}/V_{п} = 1/8$  (для атмосферных);  $1/5$  (для экзотермических прибылей).

Прибыль для определения размеров открытой прибыли в форме равностороннего цилиндра приводит следующую общую формулу:

$$h = d = 1,085 \sqrt[3]{\frac{x\varepsilon_V}{1-x\varepsilon_V} V_{отл}}, \quad (8.19)$$

где  $x = V_{п}/V_{y,p}$  — коэффициент неэкономичности прибыли ( $x$  может быть от 10 до 3).

Для практических целей может быть применена видоизмененная формула (8.19)

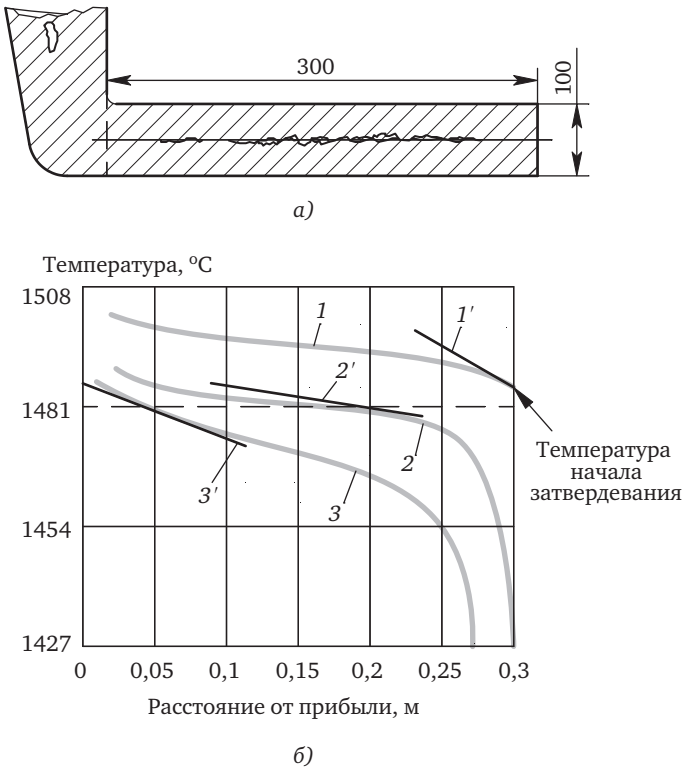
$$d = N \sqrt[3]{\frac{x\beta}{\rho_M(1-x\beta)} M_0},$$

где  $N$  — коэффициент, зависящий от отношения высоты к диаметру прибыли ( $h/d = 1,1...1,5$ ;  $N = 1,11...0,98$ );  $x$  — коэффициент неэкономичности прибыли ( $x = 12$  для прибылей, работающих под разрежением (с частичным вакуумом),  $x = 9$  для атмосферных,  $x = 5$  для теплоизолированных прибылей);  $\beta$  — коэффициент усадки сплава в интервале между температурой заливки и температурой солидуса ( $\beta = 0,02$  для стали с 0,1 % С;  $\beta = 0,030$  для стали с 0,35 % С;  $\beta = 0,053$  для стали с 0,7 % С;  $\beta = 0,05$  для сплавов Al;  $b = 0,040$  для бронз;  $b = 0,02$  для серого доэвтектического чугуна;  $\beta = 0,045$  для белого чугуна);  $\rho_m$  — плотность металла отливки при температуре солидуса, кг/м<sup>3</sup>;  $M_o$  — масса отливки, кг.

#### 8.4. Радиус действия прибыли

Прибыль должна иметь не только правильные размеры, определенные расчетом (по возможности наименьшие), но, кроме того, как указывалось ранее, должна быть правильно размещена на отливке. Поэтому необходимо знать фактический эффективный радиус действия прибыли. При этом также следует принять во внимание влияние способа и места подвода металла из литниковой системы в отливку. Если питатель подведен к участку отливки, над которым расположена прибыль, то ее эффективность будет выше по сравнению со случаем, когда питатель расположен на противоположном по отношению к прибыли конце отливки, так как в первом случае в прибыль вплоть до полного заполнения формы непрерывно подается свежий, более горячий металл, и такая прибыль, следовательно, имеет большую зону действия.

Анализ процесса питания отливок, имеющих форму призмы сечением 100×100 мм и различной длины, с прибылью, расположенной у одного из торцов, показал, что здоровая часть отливки находится не только вблизи прибыли, но и на противоположном конце отливки. Усадочные раковины всегда обнаруживаются посередине отливки, если она была чрезмерно длинной. Это видно из рис. 8.13, а, где показана отливка призмы длиной 300 мм. Очень важную роль играет перепад температур (градиент) по оси отливки. Экспериментально полученное распределение температуры по длине данной отливки через 14, 17 и 18 мин от момента заливки показано на рис. 8.13, б.



**Рис. 8.13. Анализ эффективности действия прибыли, установленной на отливке квадратного сечения: затвердевание в течение: 1 — 14 мин; 2 — 17 мин; 3 — 18 мин; градиент температуры: 1' — 500 °C/м; 2' — 44 °C/м; 3' — 280 °C/м**

В начале затвердения (через  $\tau = 14$  мин от заливки) градиент температур на конце отливки, где начинается затвердевание, достаточный (500 °C/м) для обеспечения направленного затвердевания. Позже ( $\tau = 18$  мин), когда начинает затвердевать часть отливки, прилегающая к прибыли, в этой зоне отливки также сохраняется достаточный перепад температур. Неблагоприятные условия появляются в середине твердения ( $\tau = 17$  мин), когда происходит затвердевание средней части отливки при очень низком градиенте температуры (44 °C/м), который не обеспечивает направленного затвердевания, вследствие чего появляется возможность образования усадочных раковин.

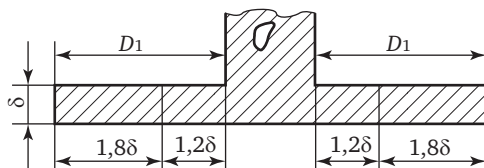


Рис. 8.14. Эффективный радиус действия прибыли, установленной на отливке призмы

Прибыль, таким образом, может эффективно питать отливку лишь на определенном удалении ( $D_1$ ) от места ее соединения с отливкой. Это удаление (радиус действия) может быть выражено формулой (рис. 8.14)

$$D_{1\max} = 30\sqrt{\delta}, \quad (8.20)$$

где  $\delta$  — толщина отливки, мм.

Очевидно, что прибыль на отливке бруска толщиной  $\delta$  действует в обе стороны, и в этом случае суммируется эффект как от воздействия «теплой» прибыли, так и от охлаждающегося конца отливки.

Собственно эффективный радиус действия двух прибылей, установленных на отливке призмы, составляет  $D'_{1\max} = 2 \cdot 1,2\delta$ .

Если в отливке сочленяются стенки малого сечения с более толстыми, то следует учитывать, что металл из массивных сечений питает менее массивные сечения. Одновременно необходимо учитывать ограниченную эффективность прибыли, устанавливаемой обычно на более массивном сечении. Экспериментально были найдены зависимости, позволяющие определить расстояние эффективного действия прибыли в основном и уменьшенных сечениях. Если в качестве примера возьмем отливку ступенчатой плиты с толщинами 0,1 м; 0,05 м и 0,025 м (рис. 8.15), то для расчета эффективного радиуса действия прибыли можно применить эмпирические формулы:

$$D_l = 3,5\delta_m (= 175 \text{ мм}); \quad (8.21)$$

$$D_m = 3,5\delta_h - \delta_l (= 325 \text{ мм}); \quad (8.22)$$

$$D_h = 3(\delta_h - \delta_m) + 110 \text{ мм} (= 260 \text{ мм}). \quad (8.23)$$

Теоретически рассчитать зону действия прибыли можно, определив длину участка, на котором происходит интенсивный переток

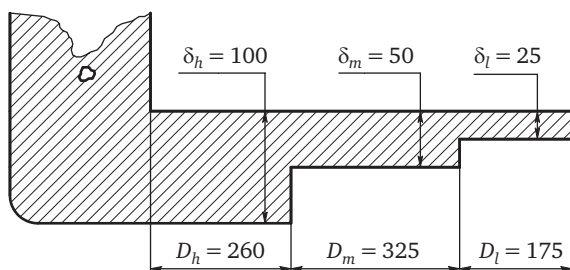


Рис. 8.15. Схема для расчета радиуса действия прибыли на ступенчатой отливке

теплоты от прибыли в стенку и сохраняется направленное затвердевание. Однако на практике пользуются схемами, подтвержденными экспериментальными и производственными данными (рис. 8.16), которые обобщили П.Ф. Василевский и А.А. Рыжиков.

### 8.5. Зона действия и расчет холодильника в сочетании с прибылью

Применение холодильников в сочетании с правильно размещенной прибылью может улучшить протекание направленного затвердевания в отливке. Отливка может охлаждаться с помощью наружных или внутренних холодильников.

**Наружное охлаждение отливок.** Холодильник представляет собой металлическое тело соответствующей формы, которое должно ускорить отвод тепла из таких мест отливки, где в этом есть необходимость. Обычно это толстостенные части отливки, технологические приливы, бобышки (ни в коем случае не путать с питающими прибылями) и различные скопления металла. Холодильники, таким образом, размещаются в местах форм, где после заливки будет находиться утолщенная часть отливки. Охлаждающее действие металлических холодильников основано на высокой теплопроводности металлов.

Теплопроводность некоторых формовочных материалов и металлов приведена в табл. 8.4.

Несмотря на то, что величины, приведенные в таблице, лишь приблизительные, очевидна большая разница между теплопроводностями формовочных материалов и металлов.

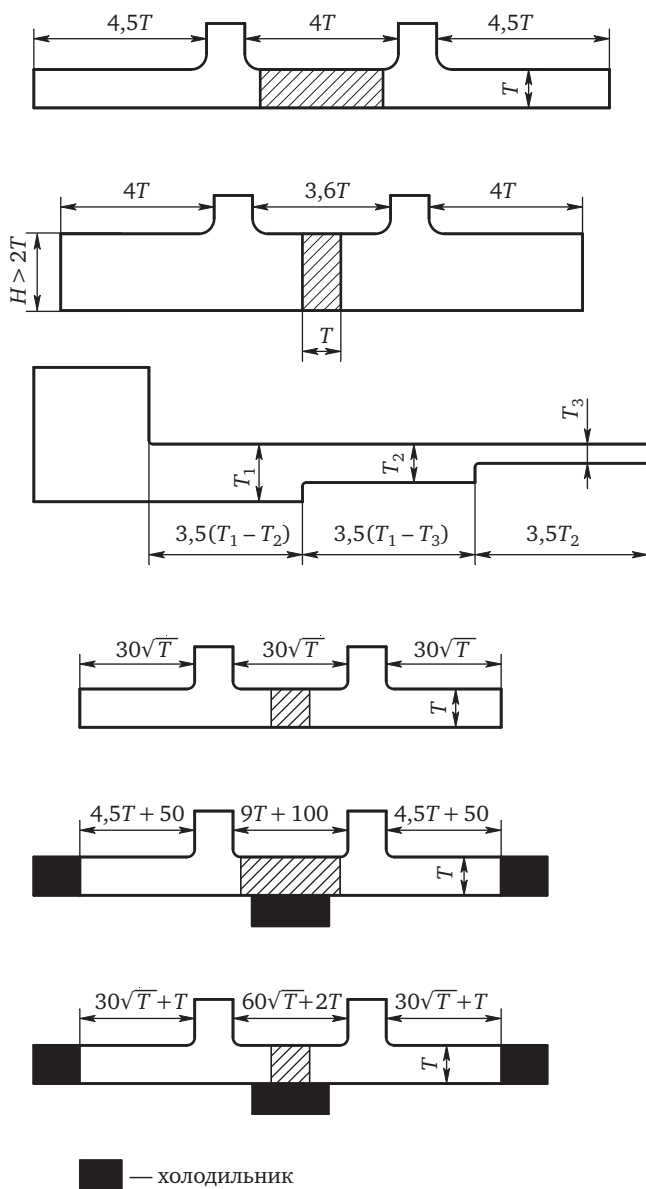


Рис. 8.16. Схемы для определения зоны действия прямых прибылей

Назначением наружного холодильника, размещаемого в определенном месте формы, является увеличение скорости охлаждения и затвердевания металла путем повышения интенсивности отвода тепла. Продолжительность затвердевания отливки в зоне расположения холодильника в среднем сокращается. При этом, благодаря существенному сужению ширины двухфазной зоны в затвердевающей отливке, одновременно улучшается и питание ее металлом, который поступает по тепловой оси отливки и в меньшей мере торозится дендритами.

Холодильник должен быть размещен так, чтобы вызванный им в отливке процесс затвердевания перемещался (направленно) к месту расположения прибыли. Правильно размещенный холодильник, таким образом, обеспечит вдоль температурной оси отливки и по направлению к прибыли стабильный положительный и возрастающий со временем продольный градиент температур.

#### 8.4. Теплопроводность некоторых материалов

Материал	Удельная теплоемкость, кДж/(кг · К)	Теплопроводность, Вт/(м · К)
Форма песчаная уплотненная	1,09	0,755
Шамот	1,05	0,813
Магнезит	1,05	4,65
Сплавы железа:		
чугун	0,585	46,50
сталь	0,670	58,10
Алюминий	0,920	191,80
Медь	0,394	284,0

*Примечание.* Тепловые константы изменяются с температурой. Значения, приведенные в различных литературных источниках, значительно отличаются друг от друга в зависимости от применяемого метода испытаний.

Рассчитать количественно описанные изменения в процессе затвердевания очень трудно, поэтому пока следует использовать экспериментальные данные, полученные для отливок в форме плит и брусков. При правильном применении холодильника в соответствующей части отливки сокращается расстояние, на которое производится питание жидким металлом, а суммарная эффективная зона действия, отсчитываемая от прибыли, увеличится до значения

$$D_{1\max} = 30\sqrt{\delta} + \delta, \quad (8.24)$$

где  $\delta$  — толщина отливки, мм.

Холодильник должен за относительно короткое время отвести от поверхности контакта с залитым металлом теплоту перегрева  $Q_{\text{ж}}$ , скрытую теплоту кристаллизации  $Q_{\text{к}}$ , а также частично теплоту, выделяемую затвердевшей отливкой при снижении ее температуры  $Q_{\text{т}}$ :

$$Q_{\Sigma} = Q_{\text{ж}} + Q_{\text{к}} + Q_{\text{т}}. \quad (8.25)$$

Холодильник, предназначенный для отвода суммарного количества теплоты  $Q_{\Sigma}$ , должен иметь соответствующий объем и теплоемкость. При расчете исходят из следующего теплового баланса:

$$V_{\text{х}}\rho_{\text{х}}c_{\text{х}}(T_{\text{х}} - T_0) = V_{\text{м}}\rho_{\text{м}}c_{\text{мж}}(T_3 - T_{\text{лик}}) + \\ + V'_{\text{м}}\rho_{\text{м}}L + V'_{\text{м}}\rho_{\text{м}}c_{\text{мт}}[T_{\text{лик}} - (T_{\text{лик}} - 10)],$$

где  $V_{\text{х}}$  — объем холодильника, м<sup>3</sup>;  $\rho_{\text{х}}$  — плотность холодильника, кг/м<sup>3</sup>;  $c_{\text{х}}$  — удельная теплоемкость холодильника, кДж/(кг·К);  $T_{\text{х}}$  — конечная температура холодильника, °С;  $T_0$  — начальная температура холодильника, °С;  $\rho_{\text{м}}$  — плотность сплава, кг/м<sup>3</sup>;  $c_{\text{мж}}$  — удельная теплоемкость расплава, кДж/(кг·°С);  $T_3$  — температура заливки сплава, °С;  $T_{\text{лик}}$  — температура ликвидуса, °С;  $V'_{\text{м}}$  — объем части отливки, из которой отводится тепло, м<sup>3</sup>;  $L$  — удельная скрытая теплота плавления сплава, кДж/кг;  $c_{\text{мт}}$  — удельная теплоемкость твердой фазы, кДж/(кг·°С).

Отсюда можно приблизительно определить необходимый объем холодильника

$$V_{\text{х}} = \frac{V'_{\text{м}}\rho_{\text{м}} \{c_{\text{мж}}(T_3 - T_{\text{лик}}) + L + c_{\text{мт}}[T_{\text{лик}} - (T_{\text{лик}} - 10)]\}}{\rho_{\text{х}}c_{\text{х}}(T_{\text{х}} - T_0)} T_{\text{лик}}. \quad (8.26)$$

При этом расчете исходят из предпосылки, что холодильник размещен так, что около него не возникает значительных потоков расплава. Рассматривается, таким образом, охлаждение частей отливки, удаленных от места подвода питателей и установки прибылей.

Значение тепловой величины последнего члена в уравнении, характеризующем снижение температуры (всего на 10 °С) затвер-

девшей стенки, очень мало и существенно не окажет влияния на результат расчета. Поэтому ее можно опустить и таким образом упростить уравнение. В качестве конечной температуры холодильника рекомендуется принять половину температуры заливки  $T_x = T_3/2$ , так как способность холодильника отбирать теплоту из отливки при нагреве его выше этой температуры уже значительно снижается:

$$V_x = \frac{V'_M \rho_M [c_{MT} (T_3 - T_{лик}) + L]}{\rho_x c_x \left( \frac{T_3}{2} - T_0 \right)}. \quad (8.27)$$

Чтобы одновременно было выдержано требование своевременного затвердевания охлаждаемого участка отливки, должно выполняться условие

$$\frac{R_M}{k_x} = \frac{R_0}{k_0},$$

где  $R_M$ ,  $R_0$  — модули охлаждаемой части отливки и прилегающей стенки;  $k_x$  и  $k_0$  — коэффициенты затвердевания в месте расположения холодильника и в остальной части отливки.

Практикой установлено, что слишком сильно увеличивать толщину холодильника нецелесообразно. Существует «критическая» толщина холодильника, которая равна примерно половине общей толщины охлаждаемого узла и не превышает 2/3 его толщины.

Если наружный холодильник размещен так, что по нему при заливке протекает расплав, то его температура постепенно повышается, и он теряет свое охлаждающее действие. Расчет размеров холодильника в этом случае затруднителен, и поэтому его объем увеличивают пропорционально протекшему количеству металла  $V_x = f(\tau_3)$ .

Наружный холодильник действует в несколько более широкой области, чем величина его поверхности контакта с отливкой. По этой причине поверхность контакта может быть несколько меньше, чем плоскостная развертка охлаждаемого участка отливки. Чаще всего применяют наружные чугунные холодильники, которые обладают хорошими тепловыми свойствами.

Усиления охлаждающего действия холодильника можно достичь путем обнажения его контактной (действующей) поверхно-

сти, и, наоборот, действие покрашенного или установленного на некоторой глубине под поверхностью полости формы холодильника ослабляется.

**Внутреннее охлаждение отливок.** Местное охлаждение затвердевающей отливки можно обеспечить также внутренним холодильником, который закрепляют в полости формы и изготавливают из того же материала, что и отливка. Чаще всего применяют стальные холодильники различной формы для отливок из углеродистой стали.

При определении размеров внутреннего холодильника оценивают объем охлаждаемого места, поверхность холодильника и влияние потока расплава, омывающего холодильник. Подобно предыдущему случаю применения наружных холодильников, будем в дальнейшем предполагать, что размещение внутреннего холодильника таково, что около него в процессе заливки не протекает значительное количество расплава.

Приблизительно величину холодильника можно определить исходя из теплового баланса, так как теплота, отбираемая от объема охлаждаемого места  $Q_m$ , должна быть равна теплоте, поглощенной холодильником  $Q_x$ , причем необходимо, чтобы минимальный тонкий поверхностный слой холодильника нагрелся выше температуры ликвидуса, что обеспечит хорошее соединение холодильника с залитым металлом. Для расчета предположим, что температура холодильника достигнет в среднем температуры солидуса  $T_{\text{сол}}$ . Тогда можно записать уравнение

$$V_x \rho_x c_x (T_{\text{сол}} - t_0) = (V_m - V_x) [\rho_m c_m (T_1 - T_{\text{сол}}) + (V_m - V_x) \rho_m L],$$

причем после подстановки удельной теплоты перегрева

$$q = \rho_m c_m (T_1 - T_{\text{сол}}) + \rho_m L$$

получим более простое окончательное уравнение для расчета объема внутреннего холодильника:

$$V_x = \frac{V_m q}{\rho_x c_x (T_{\text{сол}} - T_0)}. \quad (8.28)$$

Пржибыл утверждает, что, кроме определенного объема холодильника, важна и величина его приведенной поверхности  $p = S/V$ ,  $\text{м}^2/\text{м}^3$ . Если выбранная поверхность мала, холодильник не

обязательно соединится с металлом, и, наоборот, большая поверхность может привести к расплавлению холодильника без существенного воздействия на охлаждаемое место (особенно, при протекающем металле).

### **8.6. Анализ и способы повышения эффективности работы прибылей**

После изучения условий образования усадочных раковин и пор, методов расчета объема усадочных раковин и прибылей необходимо разобраться с проблемами, возникающими перед технологом при разработке технологии изготовления отливки. Первая из них заключается в том, надо ли в каждом конкретном случае прибегать к установке прибылей.

Вопрос о целесообразности установки прибылей на первый взгляд кажется парадоксальным: известно, что в любой отливке, если ее не подпитывать из прибыли, обязательно появятся усадочные раковины или усадочные поры. Но и при установке прибылей не всегда возможно устранить эти дефекты в отливках. В тонкостенных отливках характер затвердевания металла обычно приближается к объемному, особенно в осевых слоях стенок, и там образуется усадочная пористость даже при наличии прибылей. При невозможности обеспечить направленное затвердевание, что также обычно наблюдается в тонкостенных протяженных отливках, избежать образования усадочной пористости опять-таки не удастся.

При конструировании тонкостенных отливок очень часто для обеспечения эксплуатационной надежности достаточно принять толщину стенки равной 3...5 мм, а принимается толщина в 6...12 мм с целью облегчения процесса изготовления отливки, для выравнивания толщин стенок, для придания отливке более красивого вида и т.п. В этих случаях наличие в осевой зоне стенки отливки усадочной пористости не снижает ее эксплуатационной надежности, а грубые концентрированные раковины из-за малой толщины отливки образоваться не могут. Очевидно, что при таком положении прибегать к установке на отливку прибылей нецелесообразно.

На практике часто не ставят прибылей, если толщина стенки отливки не превышает 10...12 мм, для более крупных и протяженных отливок — 30...40 мм. В то же время в особенно ответственных слу-

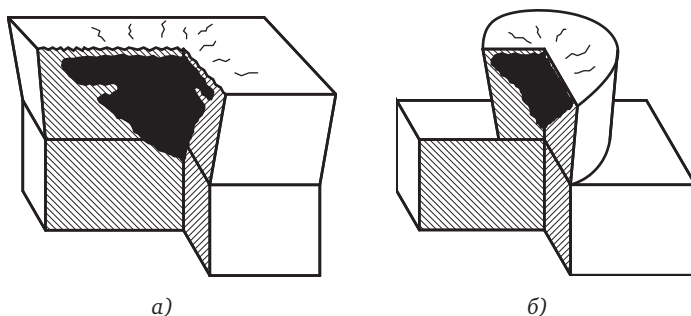


Рис. 8.17. Сплошная (а) и местная (б) прибыли на отливках бруса

чаях, при работе детали под давлением газа или жидкости и при малом запасе прочности изделия, на все отливки прибыли ставить необходимо.

Вторая проблема, возникающая при конструировании прибылей, заключается в необходимости обеспечить надежное питание отливки с одновременным уменьшением расхода расплава на собственно прибыли. Для решения этой проблемы рассмотрим основные способы повышения эффективности работы прибылей.

Известно, что расход металла на прибыли в случае получения фасонных отливок составляет от 50 до 100 % (а иногда и выше) от массы литой заготовки. В то же время объем усадочной раковины, для ликвидации которой прибыли предназначены, не превосходит 3...5 %. Остальной металл требуется для поддержания источника питания в виде бассейна жидкого металла до конца затвердевания отливки.

Прежде всего отметим, что наиболее неэкономичны прибыли сплошные, т. е. установленные на всю поверхность отливки, и более целесообразны прибыли местные, т.е. установленные лишь на некоторых участках поверхности отливки. Это положение хорошо иллюстрируется на примере отливки бруса, показанной на рис. 8.17.

На сплошную прибыль, равную высоте отливки бруса, расходуется более 50 % от всего залитого в форму металла, и все же усадочная раковина полностью не выводится из тела отливки. Кроме того, сплошная прибыль резко замедляет затвердевание всей отливки, что приводит к ухудшению свойств металла из-за получения более грубого зерна. Если же на отливку установить местную

прибыль, то затвердевание отливки будет происходить почти с той же скоростью, как и без прибыли. Это приведет к получению более высоких механических свойств металла и позволит устранить усадочную раковину в отливке при расходе расплава на прибыль всего в 30...40 % от залитого в форму.

Местные прибыли тем экономичнее и эффективнее, чем меньше расходуется на них металла и чем меньшую площадь отливки они перекрывают, поэтому к числу наиболее эффективных следует отнести обогреваемые прибыли. В таких прибылях металл не затвердевает и практически весь расходуется на питание отливки.

Для повышения эффективности действия применяют теплоизоляцию и обогрев прибылей путем засыпки зеркала металла теплоизолирующими и экзотермическими порошками и смесями и покрытия боковых стенок теплоизолирующим материалом. Этим предотвращаются тепловые потери за счет излучения с открытой поверхности прибыли и теплоотвода через боковые стенки в форму.

Значительного снижения тепловых потерь прибыли можно достичь уже простой засыпкой зеркала жидкого металла в прибыли теплоизолирующей смесью (зола, сухой песок, шлак, перлит, вермикулит и др.). Если одновременно изолированы боковая поверхность и зеркало металла в прибыли, то время ее затвердевания значительно увеличится и для различных литейных сплавов становится примерно одинаковым. Для тепловой изоляции стенок прибылей применяются различные материалы (шамот, трепел, древесный уголь), которые имеют низкую теплоаккумулирующую способность ( $b_{\phi}$ ).

На рис. 8.18 сопоставлены теплоизолирующие эффекты от применения облицовок из различных формовочных материалов: область 1 соответствует теплоизолирующему кирпичу; 2 — огнеупорам на основе  $Al_2O_3$ ; 3 — кварцевому песку; 4 — обожженному кирпичу; 5 — CrMg-кирпичу; 6 — магнезитовому кирпичу; 7 — графитовым плиткам.

При правильном применении теплоизолирующих облицовок существенно изменяются размер и количество прибылей, например, изменение технологии изготовления отливки стального маховика при применении облицовочных кирпичей на рис. 8.19 (показаны принципы обеих технологий). Интересно, что при правильном

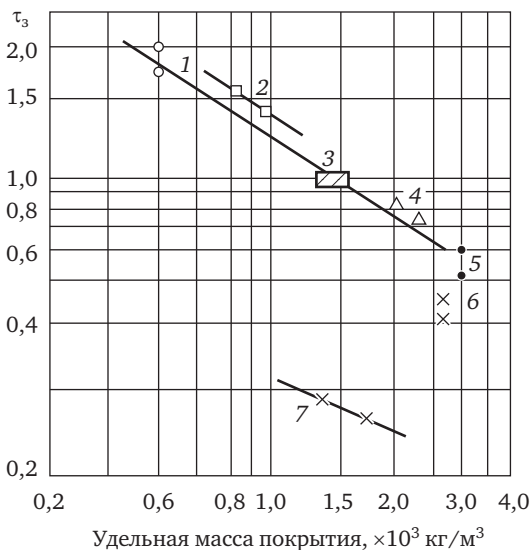
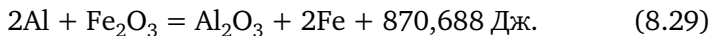


Рис. 8.18. Эффективность действия различных теплоизолирующих материалов на процесс затвердевания отливок из углеродистой стали ( $\tau_z$  — отношение продолжительности затвердевания металла при использовании материалов 1—7 и продолжительности затвердевания в сухой форме)

применении изолирующей облицовки диска можно относительно массивный обод маховика отливать без прибылей, лишь с применением наружного охлаждения его нижней поверхности.

Экзотермический материал выделяет тепло в результате протекающей химической реакции, обычно окисления алюминия, по уравнению



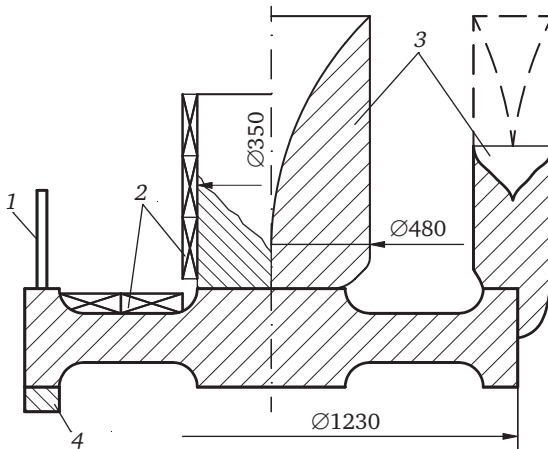
Экзотермическая смесь в течение определенного времени выделяет в прибыль теплоту, в результате чего существенно замедляется ее затвердевание. В идеальном случае, когда выделяемая теплота (в течение определенного времени, пока затвердевает отливка) поддерживает в прибыли металл в жидком состоянии, можно предполагать, что коэффициент затвердевания прибыли в начале процесса стремится к нулю ( $k_{z,п} \rightarrow 0$ ), в результате время затвердевания прибыли ( $\tau_{z,п}$ ) существенно превышает время затвердевания отливки ( $\tau_{отл}$ ). Тогда справедливо:

$$\tau_{\text{отл}} \ll \tau_{\text{з.п}}; \left( \frac{R_{\text{отл}}}{k_{\text{отл}}} \right)^2 \ll \left( \frac{R_{\text{з.п}}}{k_{\text{з.п}}} \right)^2. \quad (8.30)$$

В приведенном случае объем прибыли можно было бы выбрать только с учетом объемной усадки отливки. В действительности же часть теплоты теряется, поэтому и в этих случаях необходимо определять размеры прибыли в зависимости от величины отливки.

Экзотермическая смесь начнет реагировать лишь после контакта с жидким металлом и передачи ей из прибыли определенного количества инициирующего тепла. Поэтому экзотермический обогрев применяют для прибылей, имеющих достаточное теплосодержание, а именно, диаметр не менее 80 мм. Обычно отношение высоты к диаметру прибылей с экзотермической облицовкой составляет 1 : 1,5.

Экспериментально установлено, что для стальных отливок достаточна величина прибыли, равная примерно 25% массы отливки. Для прибылей различного диаметра опытным путем была также определена толщина слоя экзотермической облицовки, обеспечивающая достаточное количество теплоты, передаваемой в прибыли. Например, для прибыли  $\varnothing 100$  мм толщина облицовки



**Рис. 8.19. Сокращение расхода металла на прибыли при применении теплоизолирующих обкладок и холодильников:**  
 1 — выпор; 2 — теплоизолирующие обкладки; 3 — обычные прибыли; 4 — холодильник

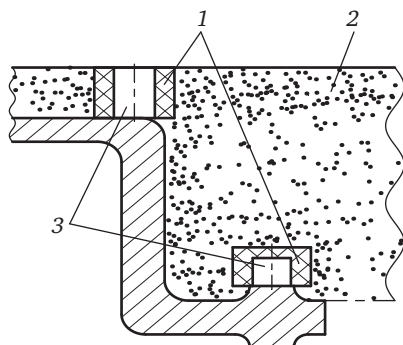


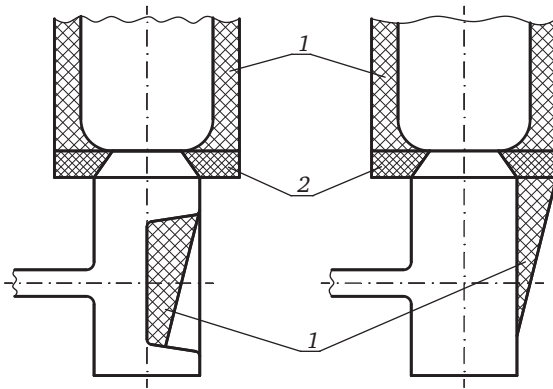
Рис. 8.20. Пример применения экзотермических стаканов для прибылей:  
1 — экзотермические стаканы; 2 — форма; 3 — прибыли

составляет 15 мм, для  $\varnothing 300$  мм — 30 мм, для  $\varnothing 500$  мм — 50 мм. Применяют и вкладыши, устанавливаемые под прибылью.

Установлено, что применение экзотермических стаканов, охватывающих прибыль, позволяет значительно уменьшить величину прибылей и благодаря этому сократить расход металла, что экономически выгодно, особенно для крупных отливок. Преимуществом этого метода изготовления отливок является также возможность удобного применения прибылей для низко расположенных тепловых узлов отливки, как показано на рис. 8.20, и регулирования скорости затвердевания локальных тепловых узлов конструктивно сложных отливок (рис. 8.21).

Обогревать прибыль можно электрической дугой или, как предлагают Г.С. Белоус и Д.А. Дудко, сделать прибыль в виде электрошлаковой ванны и подавать горячий металл в отливку, постепенно расплавляя электрод, или поддерживая шлаковую ванну с помощью нерасходуемого (графитового) электрода.

Объем собственно прибыли (остатка металла в ней) в этих случаях можно принимать равным 3...3,5 % от объема отливки. Так как прибыли с электрическим или электрошлаковым обогревом и подпиткой неудобны в конвейерном производстве, рекомендуют обычно только для крупных отливок, заливаемых в стационарно расположенных опоках или в кессонах. Экономичность этих прибылей должна быть проверена по разности стоимости затраченной электроэнергии и электродов и стоимости экономящегося жидкого расплава и труда на удаление прибыли.



**Рис. 8.21. Примеры применения экзотермической облицовки:**  
 1 — экзотермическая смесь; 2 — подприбыльные вкладыши

В литейных цехах наибольшее распространение имеют прибыли необогриваемые, в которых одна часть расплава затвердевает на стенках полости прибыли, и другая часть его расходуется на питание отливки. Необогриваемые прибыли по конструктивным признакам можно подразделить на следующие группы:

- прибыли открытые прямые или боковые, обычные или легкоотделяемые;
- прибыли закрытые прямые или боковые, обычные или легкоотделяемые, с атмосферным или сверхатмосферным (воздушным или газовым) давлением.

Полости открытых прибылей выходят на поверхность формы. Это имеет свои преимущества и недостатки. Основным недостатком является быстрое охлаждение поверхности расплава из-за лучеиспускания в атмосферу. Для уменьшения скорости затвердевания открытых прибылей их часто после заливки формы засыпают термитной смесью (лункеритом) или сухим древесным углем. Вторым недостатком — необходимость отхода от оптимальной конфигурации прибыли из-за извлечения модели прибыли из стенки формы вверх. Преимущества открытых прибылей в том, что их можно поправлять горячим расплавом непосредственно из заливочного ковша, можно при затвердевании отливки подкачивать расплав с помощью металлических или деревянных шомполов, погружаемых и поднимаемых внутри прибыли, можно применить электрообогрев металла в прибыли.

Полости закрытых прибылей помещают целиком внутри стенки формы, и металл в них затвердевает только за счет теплоотвода через стенку формы. Закрытые прибыли делают такой конфигурации, которая при наибольшей металлоемкости обладает наименьшей поверхностью охлаждения, что позволяет сокращать расход металла на прибыли. Однако формовка таких прибылей обычно более сложна, чем формовка открытых прибылей.

Как отмечалось ранее, прибыли могут выполняться прямыми, устанавливаемыми сверху на питаемый узел отливки, или боковыми, т.е. устанавливаемыми сбоку от питаемого узла отливки.

При выборе формы прямых прибылей полезно учитывать практические результаты, учитывающие соотношения между объемами прибылей разной конфигурации при обеспечении одинакового эффекта их работы. Эти соотношения определяются коэффициентом  $k$ , причем объем новой прибыли  $V_{н.п}$  находят из равенства

$$V_{н.п} = kV_{и.п},$$

где  $V_{и.п}$  — объем исходной прибыли.

Величина коэффициента  $k$  приведена в табл. 8.5.

#### 8.5. Значения коэффициента $k$ формы прибыли

Форма исходной прибыли	Коэффициент $k$ для прибылей новой формы					
	шаровой закрытой	полу-шаровой закрытой	конусной закрытой	конусной открытой	пирамидальной закрытой	пирамидальной открытой
Шаровая закрытая	1,00	1,21	1,41	1,76	1,67	2,00
Полу-шаровая закрытая	0,83	1,00	1,17	1,46	1,38	1,66
Конусная закрытая	0,71	0,86	1,00	1,25	1,18	1,42
Конусная открытая	0,57	0,69	0,81	1,00	0,95	1,14
Пирамидальная закрытая	0,60	0,72	0,85	1,05	1,00	1,20
Пирамидальная открытая	0,50	0,60	0,70	0,88	0,84	1,00

Данные таблицы показывают, что наиболее экономичны закрытые шаровые и полушаровые прибыли, а из открытых — конусная прибыль. Выполнять эти прибыли рекомендуется с соблюдением соотношений, показанных на рис. 8.22.

При применении прямых прибылей можно увеличить их эффективность подводом питателей непосредственно в полость прибыли. Протекающий через полость прибыли расплав разогревает стенки формы; кроме того, металл в прибыли в конце заливки оказывается наиболее горячим и затвердевает медленнее, чем в остальных частях отливки.

Необходимо помнить, что прямые прибыли питают ограниченную часть отливки, которую называют зоной действия прибыли. Последняя определяется толщиной питаемой стенки отливки, условиями затвердевания отливки сбоку от прибыли и условиями подвода расплава к полости формы.

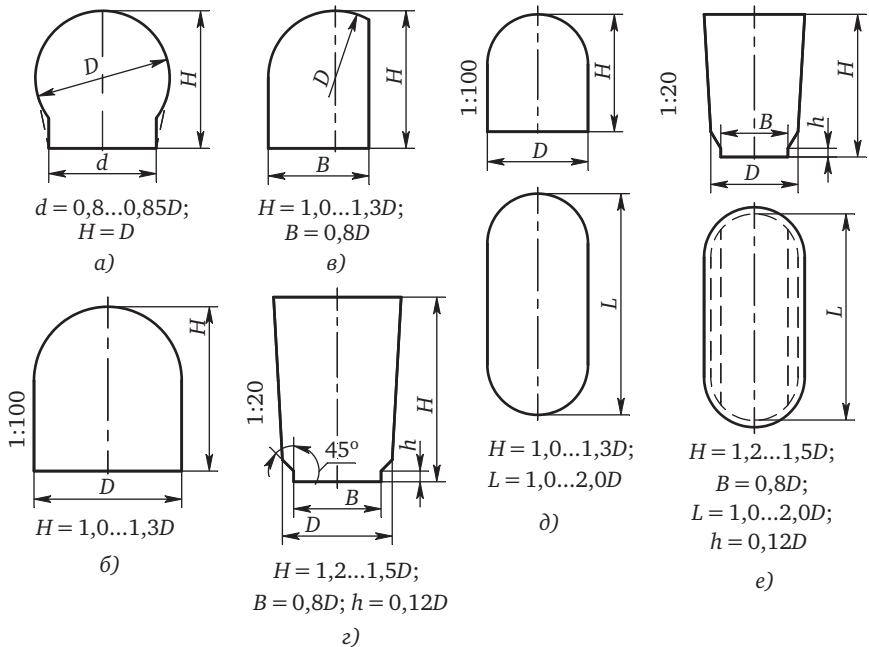


Рис. 8.22. Рекомендуемые формы и соотношения размеров прямых прибылей:

а — шаровой; б — полушаровой; в — полушаровой срезанной; г — конусной; д — полушаровой вытянутой; е — конусной вытянутой

Анализ схемы (см. рис. 8.16) показывает, что для лучшего использования прибылей необходимо использовать захлаживающее действие торцов отливки, располагая прибыли ближе к средней части питаемой стенки. Кроме того, целесообразно сочетать установку прибылей с установкой между ними наружных холодильников. Для отливок с разной толщиной стенок прибыль целесообразнее всего устанавливать на наиболее массивной части отливки, если это не послужит причиной появления других дефектов, в частности, горячих трещин.

При конструировании прямых прибылей приходится решать вопрос о выборе минимального диаметра прибыли и рациональном способе сочленения прибыли с отливкой. Для решения этого вопроса П.Ф. Василевский рекомендует разделить все отливки на две группы (см. рис. 8.12):

- горизонтально расположенные типа плит, фланцев, дисков;
- вертикально расположенные типа плит, цилиндров, ступиц, зубчатых венцов.

Для первой группы диаметр прибыли всегда будет меньше ширины питаемой отливки, и его приходится поэтому выбирать по толщине отливки. Чтобы усадочная раковина из прибыли не проникла в тело отливки, можно проверить ее действие методом вписанных изотерм, как показано на рис. 8.23.

Проведя такую проверку и подтвердив ее производственными данными, П.Ф. Василевский рекомендует для первой группы отливок принимать диаметр прибыли в зависимости от толщины стенки прибыли по данным, приведенным в табл. 8.2. Сочленение таких прибылей с отливкой осуществляют обычно формовочной галтелью на переходе от отливки к прибыли.

Для второй группы отливок, по данным П.Ф. Василевского, можно использовать сведения из табл. 8.3. Сочленение прибылей с

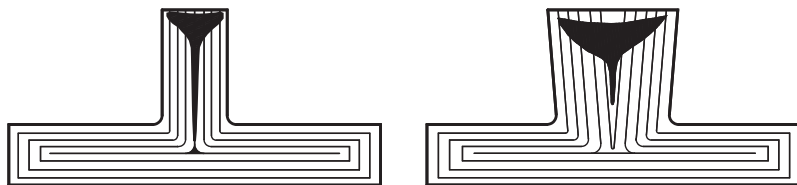
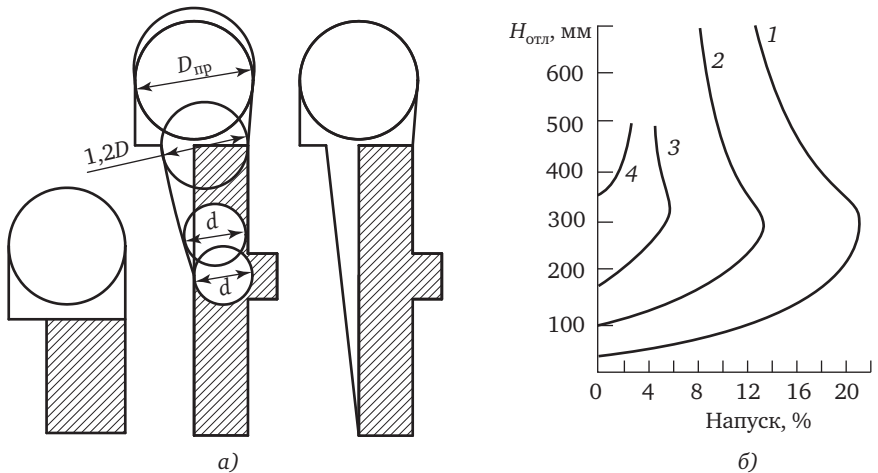


Рис. 8.23. Проверка размеров прямых прибылей методом вписанных изотерм



**Рис. 8.24. Оформление прибылей для вертикально расположенных плит и цилиндров (а) и зависимость высоты отливки от величины напуска (б) при толщине отливки, мм:**  
 1 — 25; 2 — 50; 3 — 75; 4 — 100

отливками осуществляют с использованием технологических напусков, обеспечивающих направленное затвердевание и питание отливки. Выбирать форму напуска лучше всего методом вписанных окружностей, как показано на рис. 8.24. Для очень высоких плит и цилиндров напуск можно выбирать по графику, полученному экспериментально Р.У. Раддлом. Невысокие отливки часто питаются прибылью без напуска.

Боковые прибыли применяют чаще всего тогда, когда более массивные узлы отливки располагаются в нижней или средней части формы и установить над ними прямые прибыли не удастся. Боковые прибыли широко используются при машинной формовке сравнительно мелких отливок из стали и ковкого чугуна, так как такую прибыль можно формовать по модели, закрепленной на подмодельной плите. К ней легко подвести питатели литниковой системы и, тем самым, обеспечить наиболее горячий расплав в полости прибыли. Боковые прибыли часто применяют при литье из серого чугуна, потому что их легче отделять от отливок.

При конструировании боковых прибылей необходимо строго следить за тем, чтобы металл не затвердевал в прибыли и в переходе от прибыли к отливке раньше, чем затвердеет металл в отливке.

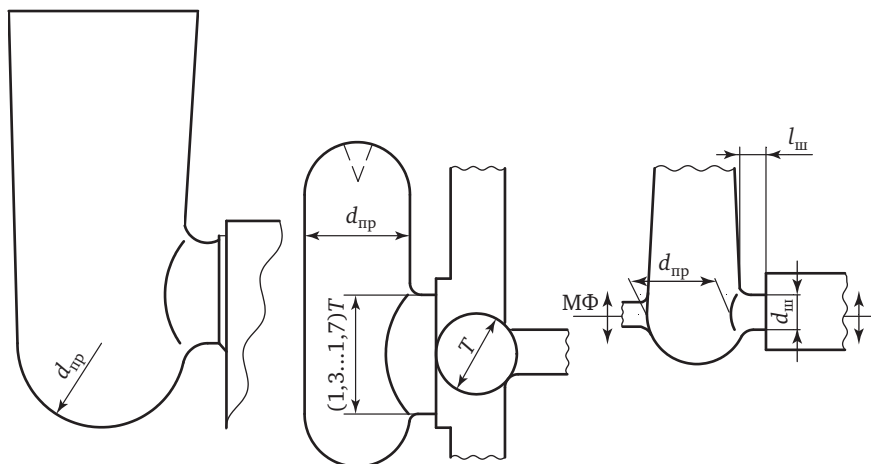


Рис. 8.25. Конструкции современных боковых прибылей

Для обеспечения такого направленного затвердевания П.Ф. Василевский рекомендует следующие соотношения размеров боковых прибылей (рис. 8.25):

- диаметр прибыли в зоне сочленения с отливкой от 1,8 до 2,5 толщины питаемого узла отливки  $T$ ;
- высота перехода от отливки к прибыли  $(1,3...1,7)T$ ;
- ширина перехода от отливки к прибыли  $(1,2...1,5)T$ ;
- длина шейки прибыли  $l_{ш}$  минимально возможная,  $d_{ш} = 1,2l_{ш} + 0,1d_{пр}$ . Длину зоны действия боковой прибыли принимают равной  $(4...6)T$ .

При применении боковых закрытых прибылей, установленных в нижней части отливки, может возникнуть нежелательный эффект обратного питания, когда расплав будет подаваться не из прибыли в отливку, а наоборот, из отливки в прибыль. Это явление наблюдается при недостаточной высоте прибыли и при достаточно массивных стенках отливки выше питаемого узла. В последнем случае боковые прибыли надо применять совместно с холодильниками, чтобы обеспечить направленное затвердевание от питаемого узла отливки к прибыли.

В закрытых прибылях затвердевшая корка металла образует плотный и достаточно прочный сосуд, внутрь которого не проникают воздух и газы из стенки формы. При образовании внутри это-

го сосуда усадочной раковины создается разрежение, ухудшающее условия подачи и питания расплава из прибыли в отливку. Чтобы устранить вакуум в усадочной раковине, закрытые прибыли выполняют с коническим углублением в верхней части или, при более крупных прибылях, сверху в полость прибыли вставляют стержень из смеси песка с органическим крепителем. Формовочная смесь в коническом углублении быстро нагревается от залитого металла, и затвердевшая корка около нее образуется значительно позже. Усадочная раковина в этом случае соединяется с атмосферой через поры смеси. Стержень, вставленный в закрытую прибыль, также соединяет полость усадочной раковины с атмосферой, кроме того, из стержня при его нагреве начинают выделяться газы, что способствует сохранению в усадочной раковине атмосферного давления. Вот почему такие прибыли называют прибылями с атмосферным давлением.

Для еще большего давления в прибыли можно применять прибыли со сверхатмосферным (газовым) давлением. Они могут быть прямыми и боковыми, но обязательно закрытыми. Для создания сверхатмосферного давления в прибыль вставляют керамический патрон с газообразующим зарядом. Чаще всего в качестве заряда используют мел, который при нагреве до 750...800 °С разлагается с выделением углекислого газа. Выделение газа должно начинаться тогда, когда на поверхности прибыли и всей отливки образуется плотная корка затвердевшего металла, а в литниковой системе металл затвердеет полностью. Выделяющийся из керамического патрона газ создает в полости усадочной раковины избыточное давление, и питание отливки значительно улучшается. Давление облегчает борьбу не только с концентрированными усадочными раковинами, но и с усадочной пористостью в отливках. Период выделения газа регулируется подбором толщины керамического патрона. Чтобы патрон прогревался жидким расплавом в течение всего периода питания отливки из прибыли, его устанавливают так, чтобы он не попал в область образования усадочной раковины, т.е. ставят в нижней части прибыли. Следует иметь в виду, что прибыли со сверхатмосферным давлением требуют очень четкого соблюдения предусмотренного расчетом режима заливки и затвердевания отливки. В противном случае выделение газа либо запоздает и намеченный эффект не будет достигнут, либо расплав будет

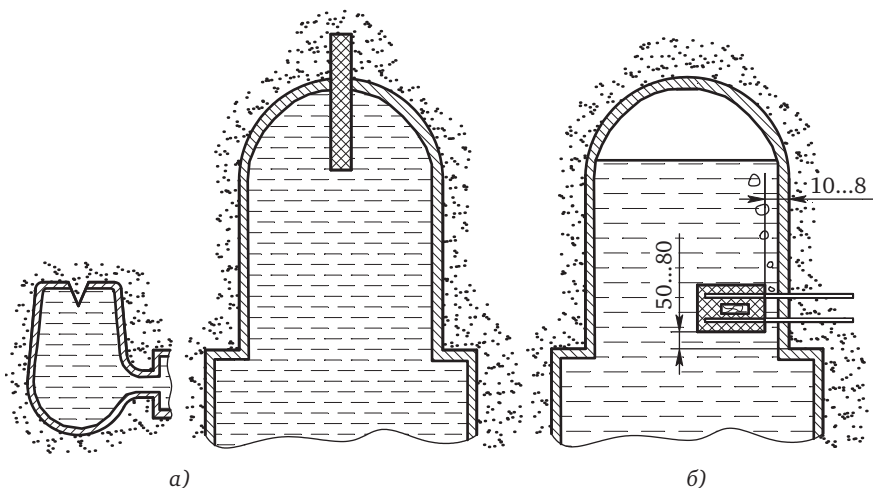


Рис. 8.26. Закрытые прибыли с атмосферным (а) и газовым (б) давлением

выброшен из формы, а отливка окажется пустой, если выделение газа начнется ранее предусмотренного времени.

Конструкции закрытых прибылей с атмосферным и сверхатмосферным давлением показаны на рис. 8.26.

Все прибыли после получения отливки приходится удалять. Стремление литейщиков облегчить процесс их удаления привело к созданию конструкций легкоотделяемых прибылей. Для чугунного литья, чтобы получить легкоотделяемую прибыль, часто достаточно сделать ее с небольшим пережимом в основании. Такой пережим позволяет отбивать прибыль молотком или специальным бойком без разрушения самой отливки. Для сталей и других вязких сплавов в основании прибыли приходится делать глубокий тонкий надрез с помощью специального разделительного стержня. Чем меньше стержень, тем меньше его влияние на режим питания отливки прибылью и тем меньше можно сделать питающее отверстие в этом стержне для передачи расплава из прибыли в отливку, тем легче отделяется прибыль. Минимальная толщина стержня лимитируется технологическими возможностями его изготовления, прочностью стержня, жесткостью (отсутствием коробления при нагреве) и способностью отводить газы, образующиеся в материале стержня при нагревании от залитого расплава. Вот почему для малых прибы-

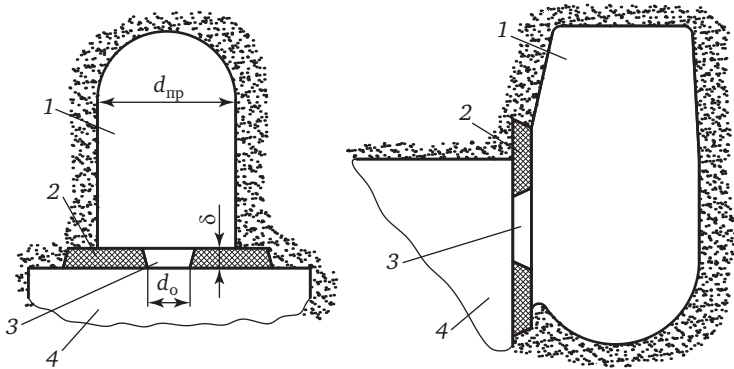


Рис. 8.27. Конструкции легкоотделяемых прибылей:

1 — прибыль; 2 — разделительный стержень; 3 — питающее отверстие; 4 — отливка

лей рекомендуется стержень выполнять из тонкой металлической пластины, покрытой с обеих сторон толстым слоем формовочной краски и хорошо просушенной перед употреблением. Для более крупных прибылей чаще всего используют стержни из шамотной смеси с прокалкой перед употреблением. Конструкции легкоотделяемых прибылей при этом приобретают вид, показанный на рис. 8.27.

Устранение усадочных пустот может быть достигнуто также прессованием затвердевающей отливки поршнем. Поршень может иметь конфигурацию, соответствующую верхней фасонной поверхности отливки. В таком виде процесс называется кристаллизацией под давлением (в отличие от литья под давлением, когда последнее действует только при заполнении формы металлом).

В условиях поршневого прессования усадка металла компенсируется непрерывной деформацией затвердевающей части отливки; усадочная раковина не образуется и прибыль не нужна.

На работу прибыли и формирование усадочной раковины оказывает влияние вибрация. Под ее воздействием область усадочной раковины приобретает форму блюдечка, ее глубина уменьшается и размер прибыли, в принципе, может быть уменьшен.

На эффективность работы прибыли оказывает влияние способ заливки форм и режим разлива металла.

При сифонном заполнении форм устанавливается неблагоприятный температурный градиент по высоте, что приводит к вы-

тягиванию усадочной раковины. В этом случае сечение и высоту прибыли необходимо увеличить. Таким образом, заливка сверху повышает выход годного.

Можно значительно уменьшить размеры прибылей, если применить заливку сверху с уменьшенной скоростью наполнения. При медленном наполнении поступающий жидкий металл уже во время заливки компенсирует начавшуюся в отливке усадку.

Кроме малой скорости заполнения необходима «подпитка» прибыли отливок (подкачка). К концу заполнения формы на несколько секунд закрывают стаканчик стопором, прекращают подачу стали из ковша. Затем в прибыль вновь добавляют некоторое количество жидкого металла. Делается это через литниковую систему, происходит как бы подкачка металла в прибыль. Добавленный металл идет на заполнение того сокращенного объема, который уже образовался в отливке. Благодаря этому уменьшается объем усадочной раковины и прибыли.

Несмотря на значительную эффективность применения, длительная подпитка в практике ограничена. Подпитывают обычно только несколькими перекрытиями стопора во время заполнения прибыли. Длительная подпитка задерживает разливку, создает опасность примерзания пробки к стаканчику ковша.

Для больших отливок, заливаемых с открытыми прибылями, наиболее эффективна для уменьшения их размеров прямая доливка. Через определенное время после заливки в прибыль крупных отливок добавляют новую порцию жидкого металла. Этот метод способствует направленному затвердеванию, сохраняя в прибыли горячий металл более длительное время, и повышает качество металла и технологический выход годного.

Во многих случаях при сифонной заливке в отливках создаются неблагоприятные температурные градиенты. Значительное улучшение температурного градиента может быть достигнуто применением метода частичного или полного поворота формы после заливки металла. При этом повышается металлостатическое давление в прибыли, которое благоприятно действует при затвердевании металла.

Метод поворота или наклона формы эффективен только в тех случаях, когда применяются прямые прибыли (прибыли прямого действия).

Поворотные способы отливки требуют устройства поворотных приспособлений, чтобы после заливки формы могли поворачиваться немедленно.

В последнее время для устранения усадочных дефектов и повышения выхода годного находит применение суспензионная заливка.

### Контрольные вопросы

1. Что такое прибыль? Назовите необходимые условия для ее эффективной работы.
2. Назовите типы прибылей и их назначение.
3. Перечислите основные правила выбора места расположения прибылей.
4. Опишите методику и основные положения расчета прибылей по методу Б.Б. Гуляева.
5. Опишите методику и основные положения расчета прибылей по методу А.А. Рыжикова.
6. В чем заключается сущность расчетов прибылей по П.Ф. Василевскому и И. Пржибылу?
7. Для чего необходимо знать зону действия прибыли и как ее можно увеличить?
8. Назовите основные способы повышения эффективности работы прибылей.

## Ликвационные явления при формировании отливок

*Ликвация* характеризует химическую неоднородность, т.е. неодинаковую концентрацию легирующих элементов и примесей в металлах и сплавах, в том числе в отливках.

Ликвацию классифицируют на зональную и дендритную, на прямую и обратную. *Зональная ликвация* характеризуется неодинаковой концентрацией примесей и легирующих элементов в отдельных зонах отливки. *Дендритная ликвация* — это различия в химическом составе в объеме дендрита — литого зерна. При *прямой ликвации* на осях дендритов и вблизи их концентрация примесей и легирующих элементов ниже, чем в межосных микрообъемах. *Обратная ликвация* характеризуется более высокой концентрацией легирующих элементов на осях дендритов и пониженной концентрацией в межосных объемах. Фактически изучение макро- и микроструктур металлов и сплавов базируется на явлении ликвации. Травимость отдельных зон и микрообластей шлифов проявляется по-разному в зависимости от их химического состава, и соответственно неодинаково происходит отражение световых лучей, что и фиксируется визуально и на фотографиях структур.

### 9.1. Дендритная ликвация

Количественной мерой ликвации служит *коэффициент распределения примеси* (легирующего элемента), равный отношению концентрации примеси в твердой фазе к концентрации примеси в

жидкой фазе при температуре между ликвидусом и солидусом при равновесной кристаллизации:

$$K_p = \frac{C_{ТВ}}{C_{Ж}}. \quad (9.1)$$

Для разных металлов и сплавов, примесей и легирующих элементов величина коэффициента распределения имеет очень большую разницу в количественной величине:  $K_p = 0,001 \dots 10,0$ .

Для большинства металлов и сплавов  $K_p < 1$ , т.е. сплав, кристаллизующийся в первую очередь, содержит меньшую концентрацию примеси (легирующего элемента), а оставшаяся жидкость (ликват) больше обогащена примесью. Поэтому по равновесной диаграмме состояния на осях дендритов — минимальная концентрация примеси, а на границах зерен, кристаллизирующихся в последнюю очередь, концентрация примеси максимальна. Это прямая ликвация, которая характерна для примесей и легирующих элементов, снижающих температуру плавления основного металла. На рис. 9.1, а представлена часть диаграммы состояния металла и условной примеси, снижающей температуру затвердевания. Здесь при снижении температуры сплава ниже температуры ликвидуса из исходного сплава с концентрацией примеси  $C_0$  кристаллизующая твердая

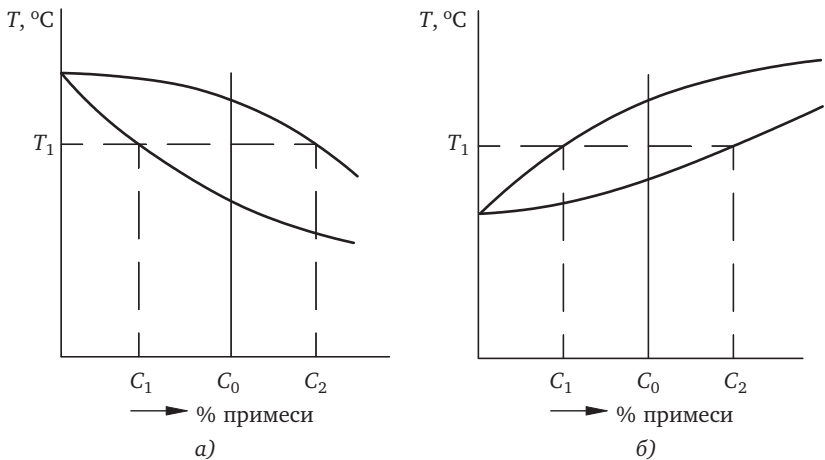


Рис. 9.1. Диаграммы состояния, характеризующие прямую (а) и обратную (б) дендритную ликвацию

фаза имеет концентрацию  $C_1$ , а остающийся расплав — более высокую концентрацию  $C_2$ . И для данного случая коэффициент распределения  $K_p = C_1/C_2 < 1$ .

На рис. 9.1, б изображена схематично часть диаграммы состояния металла и примеси, повышающей температуру затвердевания металла. Здесь при температуре  $T_1$  несколько ниже температуры ликвидуса из сплава с исходной концентрацией  $C_0$  выделившаяся твердая фаза имеет концентрацию  $C_2 < C_0$ , и здесь коэффициент распределения  $K_p = C_1/C_2 > 1$ , что характеризует обратную ликвацию. Для большинства металлов и сплавов коэффициент распределения меньше единицы, т.е. имеет место прямая дендритная ликвация. Степень развития дендритной ликвации определяется величиной коэффициента распределения примеси в металле. Для стали степени развития дендритной ликвации отдельных элементов в зависимости от коэффициента распределения сильно отличаются. Сера и фосфор имеют минимальные значения коэффициентов распределения в железе ( $K_p \approx 0,1$ ) и потому являются сильно ликвирующими элементами. Никель, хром, марганец характеризуются коэффициентами распределения, близкими к единице, и поэтому практически не ликвируют в железных сплавах.

## 9.2. Зональная ликвация

Зональная ликвация проявляется в виде вытянутых или бесформенных скоплений примесей или компонентов сплава в отдельных частях отливки.

По месту расположения зональную ликвацию разделяют на осевую или V-образную, внеосевую, или  $\Lambda$ -образную, и ликвационное пятно в верхней части отливки, располагающееся под усадочной раковиной (рис. 9.2). V-образную ликвацию еще называют осевой или щелевидной, а  $\Lambda$ -образную — «усы», «шнур» или стволовой.

В отливках из цветных сплавов, содержащих компоненты, сильно различающиеся по плотности и склонные к ликвации, происходит их перераспределение по высоте. Тяжелые компоненты, например свинец в медных сплавах, опускаются вниз, таким образом образуется ликвация по плотности.

Главной причиной V-образной формы распределения ликвационных выделений в осевой части слитков и отливок являются уса-

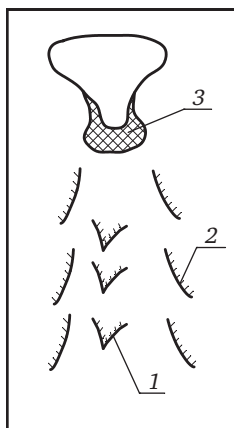


Рис. 9.2. Зональная ликвация в отливке: 1 — осевая или V-образная; 2 — внеосевая, или  $\Lambda$ -образная; 3 — ликвационное пятно под усадочной раковинной

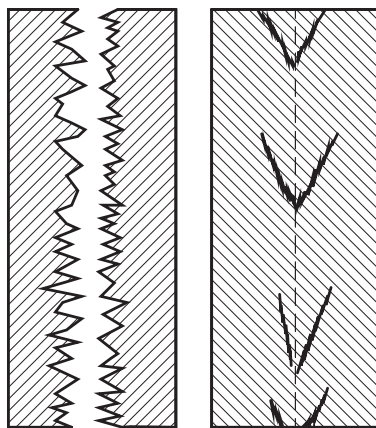


Рис. 9.3. Образование осевой ликвации

дочные перемещения. Этот процесс реализуется на границе твердой и жидкой частей отливки в условиях, когда уровень жидкости в средней части непрерывно опускается. По мере сближения фронтов твердой части у оси отливки скорость усадочного перемещения возрастает. Поток движущегося жидкого металла увлекает за собой скопления ликвата, экстрагируя их из межсосных пространств дендритов. Скопления ликвата описывают траектории, определяемые, с одной стороны, движением границ затвердевания, с другой — усадочными перемещениями жидкого металла (рис. 9.3). Чем ближе к нижнему концу отливки, тем слабее проявляется осевая ликвация и больше угол раскрытия между ветвями ее выделений.

Основной причиной образования ликвационного пятна под усадочной раковинной является всплывание примесей из нижней и средней части слитка или отливки. Определение изменения состава металла снизу вверх по оси крупных стальных слитков показывает, что в поверхностном слое он соответствует исходному, далее содержание примесей снижается, ближе к верхней части возрастает до исходного и в пределах ликвационного пятна резко увеличивается. В первую очередь будут всплывать крупные частицы примесей, обособившиеся в выделения самостоятельных фаз. Повышение содержания ликвирующих примесей в стали всегда

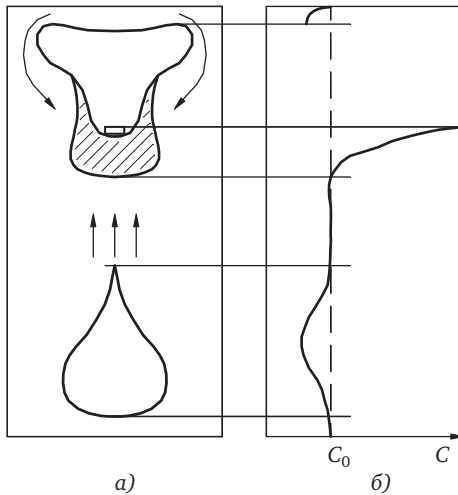


Рис. 9.4. Образование ликвационного пятна под усадочной раковинной (а), распределение примесей по высоте слитка (б)

снижает ее плотность. Второй, не менее важной причиной образования ликвационного пятна, может служить увлечение ликвита из верхних слоев металла при усадочном опускании. Прямые анализы показывают, что слой металла, расположенный над усадочной раковинной, содержит примесей меньше, чем их было в исходном металле (рис. 9.4).

В крупных стальных толстостенных отливках наряду с осевой ликвацией можно увидеть  $\Lambda$ -образную внеосевую ликвацию. Она начинается на границе зоны столбчатых кристаллов в нижней трети по высоте отливки и достигает прибыльной части отливки или слитка.

Существует несколько гипотез, объясняющих образование внеосевой ликвации.

Н.И. Хворинов считает, что причиной  $\Lambda$ -образной ликвации, по его терминологии «стволовой», является нарушение сплошности твердо-жидкой зоны поднимающимися вверх пузырьками водорода. Пузырьки водорода возникают в результате сегрегации его в процессе затвердевания. Если пузырек водорода может всплывать по зазорам между дендритами, то по дороге пузырьки соединяются вместе и образуют ствольную ликвацию. Пузырьки, по мнению Н.И. Хворинова, возникают в местах большой концентрации

водорода и совершают свой путь, оставляя в виде следа стволую ликвацию, а в местах с малой концентрацией водорода в металле происходит исчезновение пузырьков (их содержимое переходит в раствор).

Причиной внеосевой  $\Lambda$ -образной ликвации, по Б.Б. Гуляеву, является всплывание ликвата, скапливающегося в межосных пространствах дендритов. Она проявляется только в больших медленно твердеющих массах металла, в особенности, в тяжелых стальных слитках. Траектория их движения определяется, с одной стороны, перемещением границ затвердевания, подчиняющимся закону квадратного корня, с другой стороны, всплыванием снизу вверх. Этим определяется параболическая форма их траекторий. Внеосевая ликвация проявляется только на достаточно большом расстоянии от оси слитка, при котором усадочные перемещения жидкого металла сверху вниз еще не получают развития.

В.М. Тагеев и Ю.Д. Смирнов образование внецентральной ликвации объясняют следующим образом. Усадочные пустоты, образующиеся во время кристаллизации в двухфазной зоне, заполняются путем стекания в них жидкости, обогащенной примесями из вышележащих межосных пространств дендритов. Начавшийся в каком-либо междендритном пространстве процесс стекания вызывает непрерывную цепь этих последовательных перемещений обогащенной жидкости, в результате чего возникает «ус» в виде нити. Диффузия примесей в зону «уса» из соседних междендритных участков усиливает «неоднородность».

А.А. Рыжиков считает, что механизм образования «усов» состоит в следующем. В период затвердевания все части отливки проходят твердо-жидкое состояние, а скорость охлаждения и усадка отдельных слоев по сечению отливки неодинакова. Следовательно, после образования сплошного скелета из затвердевших кристаллов внутри отливки начинают возникать объемные усадочные деформации, которые приводят к образованию рыхлостей, надрывов или трещин. В образовавшиеся надрывы или поры затягивается жидкий расплав, обогащенный ликвирующими элементами (углерод, сера, фосфор), причем происходит это в период, близкий к концу затвердевания.

Исследования последних лет уточнили и обобщили ранее высказанные гипотезы. Основной вывод, сделанный в работах М. Фле-

мингса и других исследователей, заключается в том, что образование V-образной и особенно Λ-образной ликваций в стальных отливках и слитках связан со сложными физическими процессами: фильтрацией ликвата и термомодеформационными явлениями в двухфазной зоне.

### 9.3. Основные меры по снижению ликвации

Прямые анализы металла в стальных слитках показывают, что в загрязненных зонах внеосевой ликвации называемых «усами», массовая доля примесей увеличивается по сравнению с исходным средним составом в следующих масштабах: углерод — 10...30 %, фосфор — 20...40 %, сера — 30...50 %. Поэтому основное направление для снижения ликвации — уменьшение концентрации сильно ликвирующих элементов, в первую очередь — серы и фосфора.

К другим мерам снижения ликвации относятся организация последовательного затвердевания и сокращение двухфазной зоны за счет ускоренного охлаждения отливки различными способами, а также уменьшение содержания газов в стали и суспензионная разливка.

По мнению А.А. Рыжикова, источником, из которого подается расплав, загрязненный примесями, служит прибыль, а путями движения этого расплава — оформляемые окончательно усадкой вертикальные каналы, которые в затвердевшем слитке выявляются как участки внецентренной ликвационной неоднородности, называемые «усами». Образование этого порока закономерно и неизбежно. Так как к моменту формирования несплошностей в прибыли (особенно в ее твердо-жидкой зоне) расплав будет иметь повышенное содержание ликвирующих элементов и инородных включений, то залечивание усадочных пороков произойдет именно этим расплавом. Исходя из этого он делает очень важный вывод: прибыль является сборником загрязнений, поэтому необходимо в прибыли иметь высококачественный металл в течение всего периода затвердевания отливки. В этом случае залечивание усадочных пороков будет производиться чистым металлом такого же состава и свойств, как и основной металл отливки, следовательно, залеченные участки не окажут сильного отрицательного влияния на ее качество.

Если не удастся организовать последовательное затвердевание, а потому неизбежно возникновение усадочных несплошностей, то надо организовать залечивание их высококачественным металлом. Для повышения качества расплава, заполняющего шнуры, т.е. для залечивания усадочных несплошностей высококачественным металлом, необходимо изменить условия питания отливки прибылями. В настоящее время, стремясь к организации направленного затвердевания, устанавливают массивные прибыли, прибегают к их подогреву и т. п. Однако прибыль, как и часть отливки, хотя и медленно, но затвердевает. В результате к моменту залечивания несплошностей расплав прибыли оказывается в значительной степени загрязненным. Поэтому необходима следующая организация работы прибылей:

- заливку форм прекращать, как только металл войдет в прибыль;
- по мере усадки металла прибыль доливать сверху сильно перегретым металлом, имеющим пониженное содержание углерода;
- доливка металла должна производиться периодически для пополнения его уровня в прибыли в течение всего процесса затвердевания отливки.

Описанный уход за прибылью приводит как бы к переносу прибыли в ковш. Металл для доливки прибыли должен готовиться отдельно, иметь пониженное содержание ликвирующих элементов и быть в высокой степени перегретым. Рыхлость и трещины, возникающие в твердо-жидкой зоне формирующейся отливки, являются своеобразными каналами, связанными с прибылью, из которой подается металл. Прибыль с твердо-жидкой зоной связана своеобразной корневой системой. По этой системе должен подаваться расплав высокого качества, что позволит достигнуть коренного улучшения качества отливок.

Эффективным методом залечивания усадочных несплошностей высококачественным металлом является разработанный А.А. Рыжиковым способ электрошлаковой подпитки стальных отливок и слитков технически чистым железом (АРМКО-железом).

На ликвационных явлениях разработаны кристаллизационные методы рафинирования металлов: метод нормальной направленной кристаллизации, вытягивания монокристаллов и зонной плавки. Все эти методы основаны на том, что растворимость примесей в

твердой кристаллизующейся фазе значительно меньше, чем в жидком сплаве ( $K_p \ll 1$ ).

Метод нормальной направленной кристаллизации состоит в том, что подогретая форма устанавливается на охлаждаемый поддон, создающий после заливки металла направленную кристаллизацию снизу вверх. Затвердевший слиток имеет переменный по высоте химический состав: нижняя часть слитка отличается меньшей концентрацией примесей, а верхняя часть слитка, кристаллизующаяся в последнюю очередь, содержит наибольший процент примесей.

Метод вытягивания монокристаллов (метод Чохральского) заключается в том, что в тигель с рафинируемым металлом опускают затравку в виде небольшого монокристалла. Затем затравку, подвергаемую охлаждению, с малой скоростью вытягивают вверх. Кристаллизация металла, вытягиваемого из расплава, происходит с малой скоростью, и разделительная диффузия протекает в полной мере, в результате чего вытягиваемый монокристалл содержит минимальное количество примеси, которая накапливается в остаточном жидком сплаве тигля.

В некоторых сплавах наблюдается явление, названное обратной ликвацией.

Обратная ликвация, т.е. повышение содержания в отливке ликвирующих примесей по мере продвижения от центра к периферии, является также весьма важным явлением в кристаллизующихся сплавах. Обратная ликвация наблюдается в стальных и чугунных отливках, но особенно заметно подвержены ей некоторые сплавы цветных металлов. Обратная ликвация есть результат двух факторов: наличия заметного перепада температур и достаточно большого интервала затвердевания сплава.

Механизм обратной ликвации можно представить следующим образом. При затвердевании в промежутках между твердыми кристаллами, растущими от поверхности отливки, находится жидкий расплав. При дальнейшем охлаждении этого расплава для питания отливки становится недостаточно, и в междендритные каналы затягивается расплав, обогащенный ликвирующими элементами. В результате их содержание в поверхностном слое оказывается выше, чем в более глубоких (рис. 9.5).

Это явление не может происходить, если при кристаллизации твердая фаза продвигается сплошным фронтом.

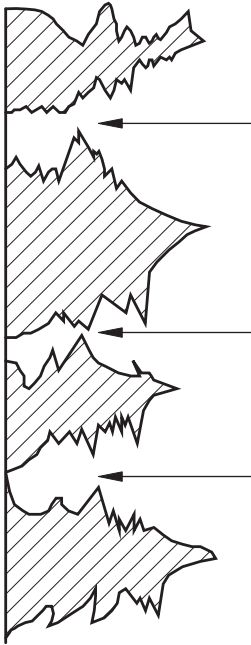


Рис. 9.5. Схема образования обратной ликвации

Сущность метода зонной плавки, как способ рафинирования, состоит в том, что протяженный слиток постоянного поперечного сечения помещается в огнеупорную форму и расплавляется не весь одновременно, а только в узкой зоне по ширине индуктора плавильной установки. Индуктор, а с ним и расплавленная зона перемещается вдоль оси слитка. При перемещении зоны вправо в левой части слитка протекает кристаллизация, а в правой части — плавление металла. При кристаллизации металла за счет разделительной диффузии ( $K_p < 1$ ) происходит перераспределение примеси — в кристаллизующемся металле концентрация примеси меньше, а примесь выталкивается в расплав и в конце процесса сосредотачивается в дальнем конце слитка. Для повышения эффективности рафинирования технологическую операцию передвижения расплавленной зоны повторяют многократно.

Для количественной оценки изменения концентрации примеси при нормальной направленной кристаллизации и при одном проходе зонной плавки примем допущение, что диффузия в твердой закристаллизовавшейся фазе не успевает пройти, а в жидкой фазе протекает полностью (коэффициент диффузии в жидком сплаве на три порядка выше, чем в твердом). Составим уравнение материального баланса примеси в дифференциальной форме, где элементарное количество примеси, выделяемое при кристаллизации элементарной доли твердой фазы  $df_s$ , приравнивается элементарной доле примеси, повышающей ее концентрацию остаточного жидкого сплава на величину  $dC_L$  (рис. 9.6):

$$(C_L - C_S)df_s = f_L dC_L, \quad (9.2)$$

где  $C_L$  — концентрация примеси в жидкой фазе;  $C_S$  — концентрация примеси в твердой фазе;  $f_s$  — объемная доля твердой фазы;  $f_L$  — объемная доля жидкой фазы.

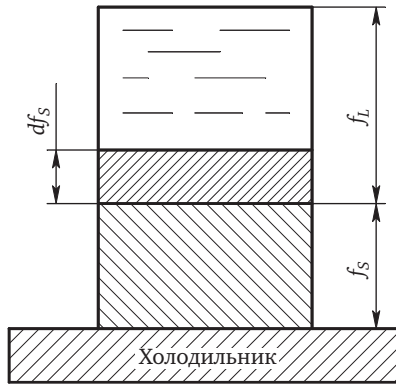


Рис. 9.6. Схема к расчету нормальной направленной кристаллизации

Исключим два переменных члена в этом уравнении путем замены их другими, а именно:

$$C_S = K_p C_L,$$

так как  $K_p = C_S/C_L$ , а объемную долю жидкой фазы  $f_L$  выразим:  $f_L = 1 - f_S$ , поскольку сумма долей твердого и жидкого сплава равна единице:  $f_L + f_S = 1$ .

Вышеприведенное дифференциальное уравнение (9.2) примет вид:

$$C_L(1 - K_p)df_S = (1 - f_S)dC_L.$$

Разделим переменные в данном уравнении:

$$(1 - K_p) \frac{df_S}{1 - f_S} = \frac{dC_L}{C_L}.$$

Проинтегрируем левую и правую части дифференциального уравнения:

$$(1 - K_p) [-\ln(1 - f_S)] = \ln C_L + \text{const}$$

или преобразуем

$$\ln(1 - f_S) = \frac{1}{K_p - 1} \ln C_L + \text{const}.$$

Постоянную интегрирования, const, определим из начального условия, когда  $f_S = 0$ .

$$\ln(1-0) = \frac{1}{K_p - 1} \ln C_0 + \text{const},$$

где  $C_0$  — исходная концентрация примеси в сплаве.

Отсюда

$$\text{const} = -\frac{1}{K_p - 1} \ln C_0.$$

Подставим значение постоянной интегрирования в уравнение

$$\ln(1 - f_S) = \frac{1}{K_p - 1} \ln C_L - \frac{1}{K_p - 1} \ln C_0.$$

Преобразуем полученное выражение:

$$\ln(1 - f_S) = \frac{1}{K_p - 1} \ln \frac{C_L}{C_0}.$$

Потенцируем выражение

$$\frac{C_L}{C_0} = (1 - f_S)^{K_p - 1}; \quad C_L = C_0 f_S^{K_p - 1}.$$

Выразим концентрацию примеси в твердой фазе по мере хода кристаллизации, т.е. с увеличением  $f_S$ :

$$C_L = \frac{C_S}{K_p} \quad \text{и} \quad C_S = K_p C_0 (1 - f_S)^{K_p - 1}. \quad (9.3)$$

Полученные выражения концентраций жидкой и твердой фаз получили название «правило рычага». Они достоверно описывают изменение концентрации примеси по мере продвижения фронта кристаллизации. Приблизительно полученные выражения описывают закономерности изменения концентрации примеси в дендрите — увеличение концентрации от оси дендрита в направлении границы кристаллита.

В заключение можно отметить, что выяснение причины возникновения ликвации, особенно внеосевой, и разработка мер по ее предупреждению являются одной из важнейших проблем литейно-металлургического производства.

### Контрольные вопросы

1. Что такое ликвация? Назовите виды ликваций и их определение.
2. Что такое коэффициент распределения примесей и что он характеризует?
3. Назовите виды зональной ликвации и причины их образования.
4. В чем суть основных гипотез образования внецентренной ликвации?
5. Назовите меры борьбы с ликвацией.

## Газы в отливках

Большинство металлов и сплавов при плавке и заливке форм активно взаимодействуют с газами окружающей среды. Внешние условия, в частности температура и давление, а также свойства металла и газа во многом определяют их характер взаимодействия и оказывают влияние на свойства сплава и отливки.

### 10.1. Общая характеристика газов в металле отливок

Газы в отливках могут находиться в различном состоянии или виде. В твердом металле газы могут находиться в свободном состоянии в газовых (или газоусадочных) порах и раковинах. Выделение газов в свободном состоянии происходит вследствие уменьшения их растворимости в жидкой и твердой фазе с понижением температуры и, особенно, в процессе затвердевания отливки. При формировании самостоятельной газовой фазы (пузырька) затрачивается работа на образование поверхности раздела фаз —  $\sigma_{ж.г}$ . Поэтому, как и в случае кристаллизации металла на подложке, контакт с дисперсными включениями твердой фазы — частицами окислов, обломками дендритов, а также стенками формы — облегчает образование газовых пузырьков. Следовательно, очистка расплава от дисперсных твердых частиц затруднит образование газовой пористости. Газовые раковины и поры резко снижают механические и служебные характеристики отливок.

Часть газов находится в сплаве в растворенном состоянии. В этом случае их влияние на свойства сплава не отличается от вли-

яния других элементов, образующих твердые растворы внедрения: с увеличением концентрации повышается твердость, снижается пластичность; прочность первоначально повышается, но при развитии хрупкости — снижается. Это обстоятельство часто является решающим при определении допустимого содержания газов в сплаве.

Незначительная часть газов находится в адсорбированном состоянии на свободных поверхностях газовых и усадочных пор, трещин и по границам зерна. В обычных условиях эксплуатации отливок адсорбированные газы не вызывают существенных изменений свойств.

Газы могут образовывать с компонентами и примесями в сплавах химические соединения, т.е. переходить в связанное состояние. Стабильные при  $T_{\text{зал}}$  химические соединения по существу уже не имеют отношения к газам, а являются неметаллическими включениями. Нестабильные соединения (например, гидриды) при нагреве распадаются, и газ переходит в раствор или выделяется в свободном состоянии. Возможно также протекание различных реакций с образованием газообразной фазы, например, в недостаточно раскисленной стали.

Водород — единственный газ, способный диффундировать в металлы при комнатной температуре. По характеру взаимодействия с водородом металлы можно разделить на четыре группы: 1) щелочные и щелочноземельные металлы, образующие с водородом солеобразные гидриды ионного типа, водород в которых находится в виде аниона  $H^-$ ; 2) металлы, образующие истинные растворы: Cu, Al, Fe и др. (растворимость водорода в них увеличивается с повышением температуры); 3) металлы, образующие с водородом металлоподобные гидриды, Ti, Ce, V и др. (водород в гидридах находится в виде положительного иона); 4) металлы, образующие с водородом ковалентные гидриды, нестойкие при температуре плавления: Bi, Sb и др.

Золото, индий, кадмий и таллий почти не взаимодействуют с водородом.

Водород в сплавах является наиболее опасной примесью. Это объясняется рядом причин: распространенностью источника загрязнения (водяные пары), высокой растворимостью и диффузионной подвижностью вследствие малого атомного диаметра, не-

стабильностью гидридов, что делает невозможным связывание водорода в устойчивые соединения. При анализе газонасыщенности сплавов установлено, что водород составляет 70...90 % всего газосодержания. Его растворимость в жидком алюминии и железе при температуре плавления составляет 0,52 и 30,2 см<sup>3</sup>/100 г; в твердом состоянии при той же температуре растворимость на порядок ниже: 0,03 и 3,2 см<sup>3</sup>/100 г соответственно. Следовательно, при затвердевании выделяется большое количество водорода в свободном состоянии и образуется газовая пористость; давление водорода в порах и микротрещинах достигает высоких значений. Водород, остающийся в твердом растворе внедрения, при некоторых концентрациях катастрофически снижает пластичность сплавов и вызывает «водородную хрупкость». Это явление наиболее характерно для высокопрочных сталей и титановых сплавов. Удаление водорода осуществляют вакуумированием расплава или вакуумным отжигом отливок.

Кислород в сплавах образует химические соединения — оксиды, которые являются неметаллическими включениями — Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Si<sub>2</sub>O, FeO, Ti<sub>2</sub>O и др.; его влияние следует оценивать главным образом с этих позиций. В твердом растворе обычно содержится незначительное количество кислорода (кроме сплавов титана).

По характеру взаимодействия с кислородом металлы подразделяют на три группы.

К первой группе относят металлы, которые практически не растворяют кислород ни в твердом, ни в жидком состоянии — алюминий, магний и др. Взаимодействие их с кислородом ограничивается образованием окисных пленок на поверхности твердого или жидкого металла.

Ко второй группе относят металлы (медь, никель, железо и др.), которые в жидком состоянии растворяют кислород в значительных количествах, образуя однородный сплав. При затвердевании металла, насыщенного кислородом, могут происходить эвтектические или перитектические превращения или кристаллизация твердого раствора.

Третью группу составляют металлы, не растворяющие кислород и не вступающие с ним в реакцию в обычных условиях плавки — золото, платина, ртуть.

Азот в сплавах обладает хорошей растворимостью и попадает

в металл главным образом вследствие диссоциации молекулярного атмосферного азота при высоких температурах. Растворимость азота в твердом состоянии во многих сплавах достаточно высока — в аустенитных сталях она достигает  $20 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ . В легированных сталях азот образует стойкие нитриды со многими элементами (Ti, Mo, Cr и др.), хорошо растворяется в высокохромистых сталях и может использоваться как легирующий элемент аустенитостабилизирующего типа (вводится и количестве 0,1...0,2 % в виде азотированного феррохрома). С алюминием и магнием азот образует нитриды, с медью практически не взаимодействует. Эти данные показывают, что участие азота в формировании газовой пористости сравнительно невелико.

Сложные газы ( $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{SO}_2$ ,  $\text{C}_n\text{H}_m$ ) взаимодействуют с металлами в случаях их диссоциации. При этом могут образоваться химические соединения (карбиды, нитриды, оксиды) и растворы.

Хлор является инертным газом по отношению к алюминию и магнию, в других металлах он не встречается.

Аргон и гелий инертны по отношению ко всем металлам.

В результате взаимодействия с газами расплавы загрязняются неметаллическими включениями, при этом снижаются механические свойства отливок. Особенно вредным является насыщение расплавов водородом.

## 10.2. Газовые дефекты в отливках

В зависимости от происхождения газов дефекты, которые связаны с ними, делятся на две группы: эндогенные (внутренние) и экзогенные (внешние).

*Эндогенные* дефекты образуются от газов, которые выделяются из жидкого металла при его охлаждении.

*Экзогенные* дефекты возникают, в основном, в результате проникновения газов в отливку из формы, а также захвата металлом воздуха при заливке. Возникновение этих дефектов не связано с качеством заливаемого металла.

Выделяющиеся из расплава газы в твердом металле могут оставаться в виде скопления мелких пузырьков (пустот), называемых газовой пористостью, или в виде отдельных крупных пузырей, называемых газовыми раковинами.

**Эндогенные газовые включения.** Растворимость газа  $S$  в жидком металле зависит от давления и для двухатомных газов подчиняется параболической зависимости по закону А. Сиверста:

$$S = A\sqrt{p}, \quad (10.1)$$

где  $A$  — постоянная для данного металла и газа величина;  $p$  — парциальное давление газа.

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

$$S = B e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (10.2)$$

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

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

При переходе из жидкого состояния в твердое и при аллотропических превращениях растворимость газов изменяется скачкообразно. Общая схема зависимости растворимости газа  $S$  от температуры металла представлена на рис. 10.1, а. При температуре кипения растворимость всех газов падает до нуля. У некоторых газов металлов, например цинка, растворимость газов падает, начиная с точки кристаллизации.

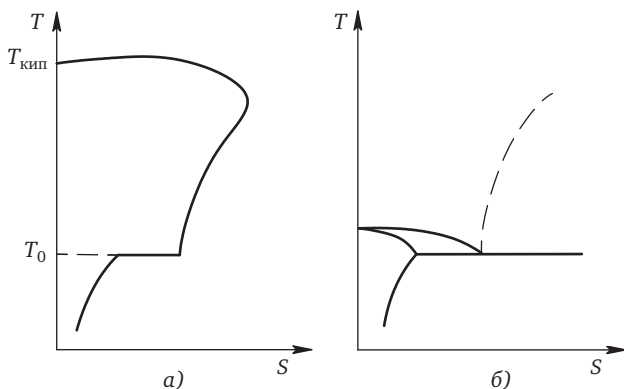


Рис. 10.1. Схема растворимости газа в металле в зависимости от температуры (а) и фрагмент соответствующей диаграммы состояния (б)

Если рассматривать взаимодействие металла с газом при нормальном давлении, кривую его растворимости в зависимости от температуры можно рассматривать как часть диаграммы состояния (рис. 10.1,б). Растворение газа, даже в небольших количествах, в принципе должно изменить температуру кристаллизации сплава. Растворимость газа в жидкой фазе основы сплава при температуре кристаллизации практически представляет собой эвтектическую точку, а растворимость в твердой фазе — предельную растворимость данного элемента при температуре эвтектики. При охлаждении системы в заэвтектической области происходит выделение второй фазы в виде газа. При благоприятных условиях газовые пузыри могут удаляться через жидкую часть отливки; при неблагоприятных условиях — остаются между дендритами и образуют газовые раковины. Выше области, ограниченной пунктирной линией, газы в жидкой фазе находятся в растворе. При повышении давления эвтектическая точка и точка предельной растворимости будут смещаться вправо; при понижении — влево.

Водород образует растворы почти во всех основах литейных сплавов. Особенно велика растворимость водорода в тугоплавких металлах. В табл. 10.1 показана растворимость водорода в важнейших металлах при температуре кристаллизации.

10.1. Растворимость водорода в металлах

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

Анализируя данные табл. 10.1, можно видеть, что по аналогии с ликвационными процессами при кристаллизации происходит перераспределение растворенного газа, и, соответственно, способность металлов к образованию газовых раковин и газовых пор можно оценить по величине коэффициента распределения газа и абсолютным величинам растворимости.

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

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

Для образования самостоятельной фазы в жидком металле газовый пузырек должен преодолеть давление атмосферы  $p_a$ , гидростатический напор  $\rho H$  и поверхностное натяжение металла  $\sigma$ . Для того чтобы пузырек мог расти, давление  $p$  в нем должно отвечать следующему неравенству:

$$p > p_a + \rho H + \frac{2\sigma}{r}. \quad (10.3)$$

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

Возникновение пузырьков, как и кристаллов в жидкости, происходит более легко на твердых поверхностях в виде гетерогенных зародышей из флуктуации растворенных атомов газа. Если в жидкий металл вводятся пузырьки нейтральных газов, то парциальное давление в них будет равно нулю, и растворенные газы легко проникнут в пузырек.

Пузыри, формирующиеся в зоне ориентированных кристаллов, растут между ними и имеют вытянутую форму.

Для уменьшения содержания газов в литом металле проводятся следующие основные мероприятия:

- Исключение любых путей попадания газов в жидкий металл: применение незагрязненной шихты; защита металла при плавке шлаками и флюсами; плавка и разливка в атмосфере инертных газов или вакууме.

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

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

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

- Процесс выделения растворимых газов из металла зависит от скорости охлаждения, при увеличении которой диффузионные процессы подавляются, газы остаются в растворе и отливка получается плотной.

- Наряду с вакуумированием металла используют повышенное внешнее давление (автоклавное литье). С увеличением внешнего давления ухудшаются условия зарождения газового пузыря. Этот способ используется при получении ответственных отливок из алюминиевых отливок.

- В последнее время активно применяют фильтрацию расплава при заливке в форму через различные виды фильтров, при этом происходит фильтрационное рафинирование сплава от неметаллических включений и частиц газа, адсорбированных на поверхности этих включений.

**Экзогенные газовые включения.** Газовые дефекты экзогенного характера являются частой причиной брака отливок и поэтому требуют специального изучения. Захват газов струей металла при заполнении формы возможен только при сильной турбулизации потока металла, что может быть устранено изменением конструкции и размеров литниковой системы, места подвода металла.

Газы, содержащиеся в полости литейной формы, должны вытесняться заполняющим ее металлом во внешнюю атмосферу. Для этого предусматривают вертикальные каналы — выпоры, соединяющие полость формы с наружной средой. Эту роль могут выполнять открытые прибыли.

Труднее бороться с прониканием в отливку газов, образующихся на границе металл—песчаная форма. Я.И. Медведев установил,

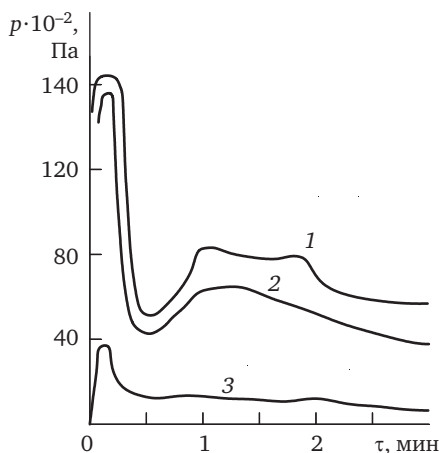


Рис. 10.2. Изменение во времени давления  $p$  газов у поверхности металла при заливке в песчаную форму:

1 — сталь; 2 — чугун; 3 — алюминий

что в момент соприкосновения металла с песчаной формой (стержнем) возникает значительное газовое давление в зоне контакта (рис. 10.2), величина которого зависит, прежде всего, от температуры. Через некоторое время газовое давление в зоне контакта существенно снижается, а затем вновь повышается. Первоначальное повышение давления обусловлено несколькими причинами. Разовые песчаные формы являются пористыми телами, поры которых заполнены атмосферным воздухом (во влажных формах воздух насыщен водяными парами). Первой причиной повышения газового давления является расширение воздуха при его нагреве, причем расширение происходит в условиях ограниченного объема пор.

Второй причиной повышения является образование в форме дополнительного количества газообразных веществ. При использовании непросушенных форм и стержней основным источником газов является влага. В сухих литейных формах наибольшее количество газов образуется при сгорании, разложении и перегонке органических веществ, применяемых для придания форме и стержням прочности или специальных свойств. Возникновение газового давления в формах и стержнях определяется двумя взаимосвязанными процессами — объемной скоростью газообразования и объемной скоростью газоотвода.

Количество  $G$  (по массе) выделяющихся в формовочном материале газов подчиняется закону  $G = m\sqrt{\tau}$ , где  $m$  — коэффициент пропорциональности;  $\tau$  — время.

Газотворная способность формовочных и стержневых смесей характеризуется коэффициентом удельного газовыделения  $\Gamma$ :

$$\Gamma = G / Q_{\phi},$$

где  $Q_{\phi}$  — количество теплоты, поглощенное формой.

Коэффициент удельного газовыделения соответствует количеству (по массе) газа, выделяемого формой или стержнем при поглощении ими  $4,19 \cdot 10^3$  Дж теплоты. Коэффициент  $\Gamma$  смеси зависит от температуры заливаемого металла. При использовании высокотемпературных сплавов в поверхностном слое смеси газификации подвергаются практически все вещества, способные образовывать газы.

Способность формы отводить от поверхности отливки газы во внешнюю среду характеризуется коэффициентом  $K$  газопроницаемости. Можно принять, что движение газов по каналам пористой формы (стержня) при условии неразрывности установившегося потока подчиняется закону фильтрации Дарси. Установлено, что общий объем  $V$  газов, отводимых от поверхности металл—форма за время  $\tau$ , составит

$$V = K(p_1 - p_2)F_{\phi}\tau / l_{\phi}, \quad (10.4)$$

где  $p_1$  и  $p_2$  — давление газа соответственно в начальном и конечном сечениях канала;  $F_{\phi}$  — поперечное сечение формы;  $l_{\phi}$  — толщина стенки формы.

Формулу (10.4) используют для определения коэффициента газопроницаемости при продувке воздуха через изготовленный из опытной смеси образец.

Экспериментальное определение коэффициентов  $\Gamma$  и  $K$  дает возможность оценить избыточное газовое давление  $p_{\phi}$  на поверхности раздела металл—форма  $S$ :

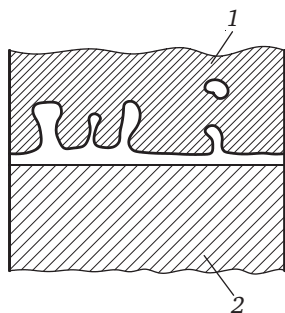
$$p_{\phi} = 2\Gamma S l_{\phi} / (3KF_{\phi}\sqrt{\tau}). \quad (10.5)$$

Из формулы следует, что максимальное избыточное газовое давление на поверхности металл—форма возникнет в начале нагрева

формы, когда  $\tau \rightarrow 0$ . Это подтверждается экспериментально (см. рис. 10.2). Причина этого — различные скорости распространения температуры и газов в песчаной форме. Температуропроводность песчаных форм мала, поэтому слой формы, вступающий в теплообмен с отливкой, увеличивается медленно. В противоположность этому коэффициент фильтрации газов через форму при значительной ее пористости (30...40 %) достаточно велик, поэтому ширина слоя, принимающего газы, всегда больше ширины слоя, участвующего в теплообмене. В первый момент контакта металла и формы, когда происходит мгновенное выделение газов из нагретшегося тонкого поверхностного слоя формы, на границе металл–форма возникает самое высокое газовое давление, которое затем будет понижаться в результате преобладания фильтрации газа перед газовыделением.

В период достижения газами максимального значения  $p_f$  существует наибольшая вероятность их проникания в отливку, так как именно в это время на поверхности отливки может отсутствовать корка твердого металла (это соответствует стадии II охлаждения отливки).

Образование газовых раковин или пор возможно, если избыточное газовое давление превысит противодействующее давление, равное сумме металлостатического напора  $H\rho_0$  ( $H$  — высота столба металла в форме) и внешнего давления  $p_{вн}$ . Кроме того, давление газа должно обеспечить преодоление поверхностного натяжения расплава. При возникновении неблагоприятных условий на поверхности отливки могут формироваться газовые дефекты (рис. 10.3). В случае возникновения значительного избыточного газового давления в форме в первоначальный момент формирования отливки может произойти «кипение» жидкого металла из-за прохождения через него образовавшегося газа или выброс металла в период заполнения формы.



**Рис. 10.3. Газовые раковины на поверхности отливки:**  
1 — металл; 2 — форма

Избыточное давление газов регулируют изменением соотношения  $\Gamma/K$ , так как использовать в качестве регулирующих другие параметры, например  $T_{зал}$ ,  $b_f$ , чаще

всего нецелесообразно ввиду их влияния на скорость затвердевания отливки и формирование структуры сплава. Поэтому выбирать связующие материалы, а также влажность смесей нужно с учетом возможного газовыделения. С другой стороны, избыточное газовое давление существенно уменьшается при создании благоприятного режима отвода образующихся газов за счет увеличения газопроницаемости формовочных смесей.

Повторное повышение газового давления, как показано на рис. 10.2, наблюдается лишь в тех случаях, когда на пути движения газа, перемещающегося от поверхности отливки во внешнюю среду, возникает дополнительное и достаточно большое сопротивление. Чаще всего это происходит в формах из влажных формовочных смесей, в которых водяные пары, распространяясь в глубь формы и попадая в более холодные ее слои, конденсируются и заполняют поры смеси. Это приводит к снижению газопроницаемости формы и возрастанию газового давления. Если вторичное повышение газового давления происходит после затвердевания отливки, то оно не влияет на образование газовых дефектов. В противном случае происходит формирование газовых раковин. Их образование наиболее вероятно в толстостенных отливках или герметичных узлах отливок.

Повторное повышенное газовое давление может происходить на поверхности отливки со стороны стержня, если его знаковые части оказываются залитыми металлом, что препятствует удалению газов. Для предупреждения образования газовых раковин в массивных отливках в результате повторного повышения газового давления необходимо создавать вентиляционные каналы в форме и стержнях, использовать полые стержни.

Кроме того, для устранения газовых дефектов, образующихся в отливке по вине формы, необходимо:

- контролировать влажность смесей при использовании сырых форм;
- использовать термоустойчивые и негасотворные связующие материалы;
- увеличивать газопроницаемость форм и стержня;
- использовать покрытия (краски) с малой газотворностью.

Для исключения механического захвата воздуха при заливке рекомендуется не заливать металл с большой высоты, заливать ме-

талл без прерывания струи, с полной литниковой системой, оптимизировать литниковую систему.

### **Контрольные вопросы**

1. В каком виде могут находиться газы в отливке?
2. Назовите наиболее вредные газы и в чем проявляется их отрицательное влияние?
3. Как делятся дефекты в отливках в зависимости от происхождения газов?
4. От чего зависит растворимость газов в жидком металле?
5. Назовите условия, при которых в жидком металле может образоваться газовый пузырь.
6. Назовите основные меры борьбы с газовыми дефектами.
7. Что такое газопроницаемость и газотворность и как они влияют на качество отливок?

## Неметаллические включения в металле отливок

**Характеристика дефектов.** Неметаллические включения — твердые неметаллические частицы, попавшие в металл механическим путем или образовавшиеся вследствие химического взаимодействия компонентов при расплавлении и заливке металла. Их размеры колеблются от долей до десятков микрометров. Количество, форма и расположение включений заметно сказываются на механических свойствах стальных отливок. В чугуновых отливках они в меньшей степени влияют на свойства металла, так как на свойства чугуна основное влияние оказывают включения графита.

Неметаллические включения, попавшие в отливку механическим путем (из внешней среды), принято называть экзогенными, а включения, являющиеся продуктами реакции металлургического передела, — эндогенными.

Неметаллические включения в отливках образуются от примесей в шихте во время плавки, внепечной обработки и разлива металла. По составу они делятся на сульфиды, оксиды, а также нитриды, по форме — на круглые (сферические), кристаллические, дендритные и пленочные (рис. 11.1).

Кроме того, они делятся на растворимые в жидком металле — образуются (формируются) в качестве самостоятельной фазы только при кристаллизации, и нерастворимые — существуют в жидком металле в виде твердых мелких частиц.

Химические соединения, входящие в состав неметаллических включений, наиболее часто встречающиеся в литейных сплавах, приведены в табл. 11.1.

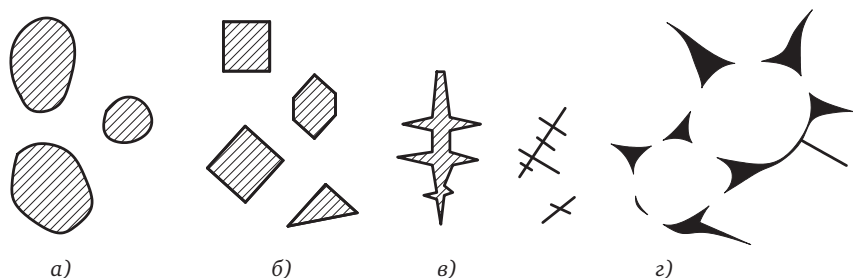


Рис. 11.1. Формы неметаллических включений:

а — сферические; б — кристаллические; в — дендритные; г — пленочные

### 11.1. Химические соединения неметаллических включений

Основа сплава	Оксиды		Сульфиды		Нитриды не растворимые
	нерастворимые	растворимые	нерастворимые	растворимые	
Fe	SiO <sub>2</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , MnO, Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , TiO <sub>2</sub>	FeO	—	FeS, MnS	TiN
Cu	SnO <sub>2</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CuO, Cu <sub>2</sub> O	—	Cu <sub>2</sub> S, CuS	—
Al	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , MgO	—	MgS	—	—
Mg	MgO, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	—	MgS	—	—

В сплавах на основе железа объемная доля сульфидных включений равна или больше объемной доли оксидов.

В сплавах на основе алюминия и магния неметаллические включения представлены в основном оксидами в форме плен. В сталях пленки встречаются в больших количествах в том случае, если сталь содержит элементы, образующие устойчивые оксиды хрома, алюминия и титана.

Рассмотрим, какие факторы влияют на форму, характер распределения и количество неметаллических включений.

**Нерастворимые включения, например оксиды в стали.** Учитывая малые размеры (для стали 0,005...0,3 мм), всплывание их происходит по ламинарному режиму и подчиняется закону Стокса:

$$\omega = \frac{2}{9} g \frac{\rho_M - \rho_{\text{вкл}}}{\eta} r^2,$$

где  $\omega$  — скорость всплывания;  $g$  — ускорение свободного падения;

$\rho_m$  и  $\rho_{вкл}$  — плотности металла и включения соответственно;  $\eta$  — вязкость металла;  $r$  — радиус частицы.

Поэтому всплывание их происходит настолько медленно, что очищения металла за время выдержки его в ковше и тем более при затвердевании даже крупных слитков практически не происходит. Только при затвердевании очень крупных слитков при длительных выдержках в жидком состоянии может происходить их укрупнение за счет коагуляции.

На объемную долю (количество) и размеры этих включений скорость кристаллизации никакого влияния не оказывает.

Содержание оксидных включений в важнейших литейных сплавах составляет, % мас.:

Сталь	.....0,01...0,03
Чугун	.....0,002...0,006
Бронза	.....0,08...0,15

**Растворимые включения, например сульфиды в стали.** Сульфидные включения оказывают наибольшее влияние на свойства стали. Наиболее характерной формой сульфидных включений в металле отливки является сферическая или круглая форма с беспорядочным расположением как внутри, так и по границам аустенитного зерна (тип I); вытянутая форма в виде цепочек, расположенных по границам аустенитного зерна (тип II); игольчатая различных размеров с беспорядочным расположением (тип III).

Наиболее благоприятными являются включения типа I, в этом случае получают наиболее высокие механические свойства. Включения II типа наиболее вредные — увеличивается склонность стали к хрупкому разрушению, снижаются прочностные и пластические свойства.

Сульфидные включения очень сильно зависят от скорости кристаллизации. При увеличении скорости кристаллизации уменьшается и размер, и их объемная доля. Это объясняется тем, что при ускорении охлаждения диффузия в жидкой фазе не успевает выровнять состав вблизи границ зерен. Кроме того, происходит измельчение самого зерна (т.е. увеличение межзеренной поверхности).

Форма и распределение сульфидных включений в стали наиболее благоприятны при комплексном раскислении алюминием и силикокальцием, алюминием и РЗМ (лантан, церий) с окончатель-

ным раскислением марганцем и цирконием, а также при суспензионном способе (дробь, порошок + раскислитель).

**Меры борьбы.** Для уменьшения количества неметаллических включений применяют следующие способы.

*Способы борьбы с нерастворимыми включениями:*

1. Продувка сплавов инертными газами, пузырьки которых увлекают за собой и флотируют включения.

2. Обработка цветных сплавов флюсами, растворяющими оксидные включения и переносящими их в слой шлака.

3. Фильтрация через различные огнеупорные фильтры, в том числе через сетку из стеклоткани (Фирам-процесс).

4. Отстаивание жидкого металла для удаления очень крупных включений.

*Способы борьбы с растворимыми включениями:*

1. Перевод растворимых включений в нерастворимые, способные легко удаляться из соединения, например, раскисление, в том числе, комплексное раскисление с добавкой модификаторов.

2. Ускорение затвердевания различными способами.

3. Суспензионная разливка. Хотя при вводе микрохолодильников и увеличивается количество оксидных включений, но характер и форма неметаллических включений становятся более благоприятными.

Для отливок из высокопрочного чугуна характерным дефектом, относящимся к неметаллическим включениям, являются так называемые черные пятна, которые в ГОСТе 19200—80 не выделены в самостоятельную группу; на производстве это название сохранилось.

Черные пятна — скопления неметаллических шлаковых включений сложного состава в виде чешуек и пленок толщиной 0,001...0,05 мм (обычно 0,01 мм) и длиной 0,01...10 мм (обычно 1...2 мм). Образуются черные пятна в отливках из высокопрочного чугуна обычно в зоне питателей или в верхней части отливок. В тонкостенных отливках или при быстром охлаждении шлаковые включения не успевают всплыть и распределяются равномерно по всему сечению.

Черные пятна снижают прочность чугуна на 20...70 % и относительное удлинение примерно на 20 %. Особенно опасен этот дефект для деталей, работающих при ударных нагрузках. Отливки с черными пятнами не выдерживают гидротиспытаний.

Черные пятна образуются от шлаков, выделяющихся при модифицировании чугуна магнием и вторичном модифицировании кремнием. В состав шлаков входят  $MgO$ ,  $SiO_2$ ,  $Al_2O_3$ ,  $Mg_2SiO_4$  (форстерит), железо, нитриды и др.

*Мерами борьбы с черными пятнами являются:*

1. Модифицирование цериевой лигатурой. Так как церий сильный раскислитель, он препятствует образованию  $MgO$  и  $SiO_2$  и уменьшает количество шлаковых включений.

2. Уменьшение в чугуне содержания  $Mg$  и  $Si$ .

3. Сокращение выдержки чугуна в ковше и увеличение скорости разливки, чтобы не происходило окисления  $Mg$  до  $MgO$ . Желательно иметь температуру разливки не ниже  $1420^\circ C$ .

4. Уменьшение влажности формовочной смеси, так как при этом уменьшается окислительная способность форм. В сухих формах черные пятна, как правило, не образуются.

5. Снижение содержания серы в чугуне, которое не должно превышать  $0,015\%$ . В чугуне, выплавленном в вагранке с кислой футеровкой, содержание  $S$  повышенное, поэтому и черных пятен больше, чем в чугуне из индукционных или дуговых печей.

6. Использование флюсов, растворяющих окисные пленки. Наиболее часто используют криолит ( $Na_3AlF_6$ ), который хорошо разжижает шлак. Его количество должно составлять  $0,1...0,25\%$ . В качестве флюса используют также фтористый натрий  $NaF$ .

### Контрольные вопросы

1. Дайте определение и классификацию неметаллических включений.

2. Назовите источники неметаллических включений в отливках.

3. Как влияют неметаллические включения на качество металла отливок?

4. Перечислите меры борьбы с неметаллическими включениями.

## Охлаждение отливок в форме

### 12.1. Продолжительность выдержки отливки в форме

При затвердевании залитого в форму металла формируется конфигурация и размеры, структура и свойства отливок, происходит усадка в жидком состоянии и в интервале температур ликвидуса—солидуса.

Охлаждение затвердевших отливок в форме сопровождается рядом физических явлений, которые могут существенно влиять на качество и окончательные свойства литого металла. В этот период происходит вторичная кристаллизация, вследствие усадочных явлений уменьшаются размеры отливки, возникают внутренние напряжения, образуются трещины и коробление, которые зависят от скорости охлаждения отливки в целом и отдельных ее частей. В свою очередь, скорость охлаждения отливок в твердом состоянии зависит от длительности пребывания отливки в форме.

При установлении длительности выдержки отливки в форме необходимо ответить на вопросы: до какой температуры отливка должна быть охлаждена; как определить время выдержки отливки в форме, чтобы она охладилась до заданной температуры.

Для определения наивысшей температуры отливки в момент выбивки ее из формы необходимо исходить в основном из сложности и массы отливки. Мелкие и тонкостенные отливки можно выбивать немедленно после затвердевания, и никаких пороков в отливках не возникает. Следовательно, вопрос о длительности выдержки в форме относится только к крупным отливкам и, в первую очередь, к сложным или чрезвычайно массивным, у которых при

ускоренном охлаждении возможно возникновение опасных по величине температурных внутренних напряжений.

Практика показывает, что сложные и крупные отливки можно удалять из формы при температуре 200...400 °С. Охлаждение в форме до более низких температур нецелесообразно, так как при более низких температурах не происходит релаксации напряжений, и, кроме того, выбивка при этих температурах и охлаждение на воздухе не являются уже опасными с точки зрения возможности повышения степени напряженности. Правда, и при этих температурах отливки не должны попадать в интенсивные потоки холодного воздуха (на сквозняки), так как возможно образование трещин из-за дополнительных временных температурных напряжений.

Скорость охлаждения отливки после ее затвердевания в виде первого приближения может быть определена по известной формуле Ньютона для охлаждения твердых тел:

$$\frac{dT}{d\tau} = -K(T - T_{\phi}), \quad (12.1)$$

где  $dT/d\tau$  — скорость охлаждения (падение температуры в единицу времени), °С/с;  $K$  — коэффициент пропорциональности (коэффициент охлаждения), характеризующий охлаждающую отливку (ее объем, поверхность охлаждения, теплопроводность и т.п.);  $T$  — температура охлаждающейся отливки в данный момент;  $T_{\phi}$  — начальная температура формы. Знак « $\rightarrow$ » определяет снижение температуры отливки с течением времени.

Если учесть, что при  $\tau = 0$   $T = T_{\text{зал}}$  ( $T_{\text{зал}}$  — температура заливки), а  $T_{\phi} = 0$ , то можно записать

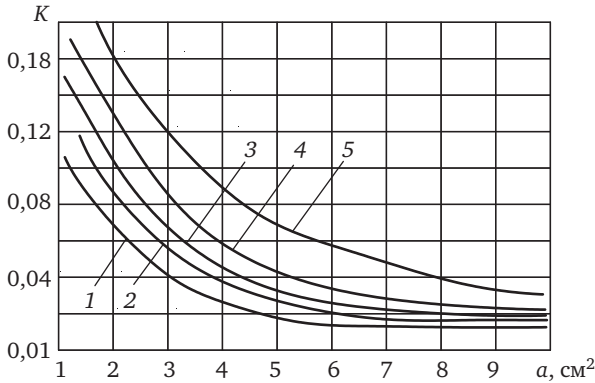
$$\int_0^{T_{\text{зал}}} \frac{dT}{T - T_{\phi}} = -\int K d\tau$$

или

$$\ln \frac{T - T_{\phi}}{T_{\text{зал}} - T_{\phi}} = -K\tau; \quad T - T_{\phi} = (T_{\text{зал}} - T_{\phi}) e^{-K\tau}.$$

С учетом того что  $T_{\phi} = 0$ , формула приобретает более простой вид

$$T = T_{\text{зал}} e^{-K\tau}. \quad (12.2)$$



**Рис. 12.1.** Графики для определения коэффициента охлаждения  $K$  при температуре, °С:  
1 —  $\leq 500$ ; 2 — 600; 3 — 700; 4 — 800; 5 — 900

Из этой формулы можно определить время  $\tau$ , в течение которого необходимо выдержать отливку в форме для того, чтобы она охлаждалась до заданной температуры.

Это выражение будет иметь следующий вид:

$$\tau = \frac{1}{K} \ln \frac{T_{\text{зал}}}{T}.$$

Как видим, для определения времени  $\tau$  необходимо знать величину  $K$ . На рис. 12.1 представлены графики для определения коэффициента охлаждения.

Схема расчета продолжительности выдержки отливки заключается в следующем. Сначала находят удельное сечение  $a$  наибольшей части отливки. Затем устанавливают, до какой температуры отливка должна быть охлаждена. По найденному значению температуры выбирают соответствующую кривую по графику. После этого определяют коэффициент охлаждения  $K$  и по формуле подсчитывают продолжительность выдержки в часах. В приведенной формуле неизвестным является коэффициент охлаждения  $K$ .

Рассмотрим чисто теоретический, но несколько упрощенный метод расчета. С этой целью напишем уравнение теплового баланса

$$q_{\tau_{\text{отл}}} + q_{\tau_{\text{формы}}} = q_{\tau = \tau_2, \text{отл}}, \quad (12.3)$$

где  $q_{\tau \text{отл}}$  — количество теплоты отливки, приходящееся на единицу ее поверхности в момент времени  $\tau$ ;  $q_{\tau \text{формы}}$  — количество теплоты, которое поглотила форма к моменту времени  $\tau$ , приходящееся на единицу ее поверхности;  $q_{\tau = \tau_{2 \text{отл}}}$  — количество теплоты, приходящееся на единицу площади поверхности в момент окончания затвердевания.

Тогда

$$q_{\tau \text{формы}} = \frac{2b_{\phi} \sqrt{\tau} T}{\sqrt{\pi}};$$

$$q_{\tau = \tau_{2 \text{отл}}} = c_{\text{м}} \rho_{\text{м}} R T_{\text{зал}};$$

$$q_{\tau \text{отл}} = c_{\text{м}} \rho_{\text{м}} R T,$$

где  $R$  — отношение объема отливки к ее поверхности (приведенная толщина отливки);  $c_{\text{м}}$  — удельная теплоемкость материала формы;  $\rho_{\text{м}}$  — плотность металла в твердом состоянии.

Значение  $q_{\tau \text{формы}}$  определено из условия, что форма в тепловом отношении — полуограниченное тело. После подстановки приведенных значений в уравнение теплового баланса и решения его относительно  $T$  получим:

$$T = \frac{c_{\text{м}} \rho_{\text{м}} R}{c_{\text{м}} \rho_{\text{м}} R + \frac{2}{\sqrt{\pi}} b_{\phi} \sqrt{\tau}} T_{\text{зал}}. \quad (12.4)$$

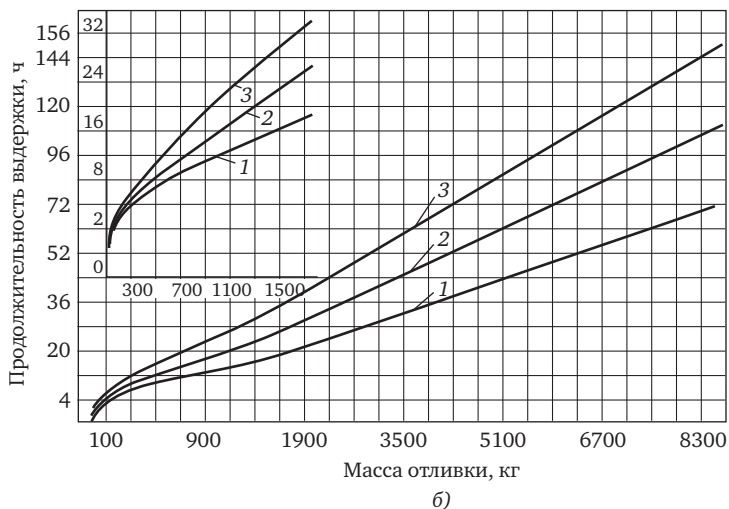
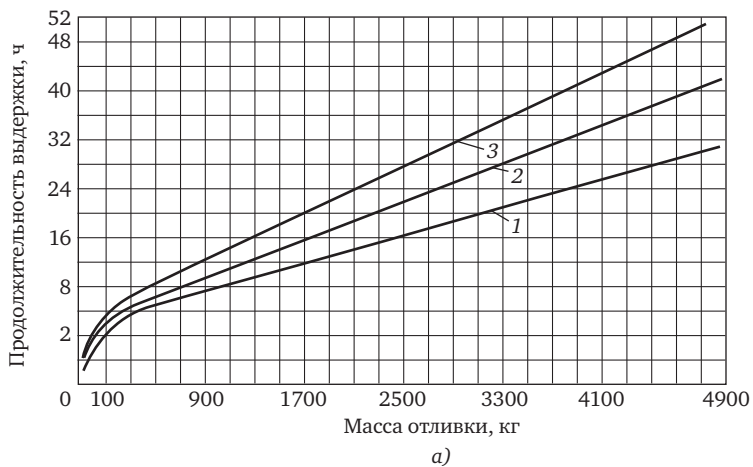
Приведенная формула позволяет определить температуру отливки в любой момент времени  $\tau$ . Задавая температуру отливки, при которой ее извлекают из формы  $T_{\text{в}}$ , и подставляя ее значение в представленную формулу, получим выражение для определения продолжительности выдержки отливки  $\tau_{\text{в}}$  ( $\tau_{\text{в}}$  отсчитывают с момента окончания заливки формы).

Продолжительность выдержки отливки в форме определяют по уравнению

$$\tau_{\text{в.отл}} = \tau_{\text{в}} + \tau_2, \quad (12.5)$$

где  $\tau_{\text{в}}$  — время, отсчитываемое от момента окончания заливки и затвердевания до момента выбивки;  $\tau_2$  — продолжительность заливки и затвердевания.

Продолжительность выдержки стальных отливок можно определить по графику, представленному на рис. 12.2.



**Рис. 12.2. Номограмма для определения времени выдержки отливок:**

*а* — из углеродистых; *б* — из легированных сталей;

*1* — с преобладающей толщиной менее 35 мм; *2* — то же, от 35 до 80 мм; *3* — то же, от 81 до 150 мм

## 12.2. Литейные напряжения в отливках

Охлаждение отливок в твердом состоянии от температуры солидуса до температуры окружающего пространства сопровождается усадкой.

Неравномерность и неодновременность усадки различных частей, отливки вызывает возникновение следующих видов внутренних напряжений. В зависимости от причин, вызывающих внутренние литейные напряжения, они бывают:

- *механические*  $\sigma_m$  (усадочные), обусловленные торможением усадки формой и стержнем;
- *термические*  $\sigma_T$ , появляющиеся в результате разницы скоростей охлаждения отдельных частей отливки;
- *фазовые*  $\sigma_f$ , возникающие в результате неодновременного протекания фазовых превращений в сплаве.

Литейные напряжения  $\sigma_l$  равны сумме напряжений всех видов:  $\sigma_l = \sigma_m + \sigma_T \pm \sigma_f$ . Фазовые напряжения могут усиливать или ослаблять литейные, так как превращения в сплаве могут протекать с уменьшением или увеличением объема.

В зависимости от длительности действия напряжения могут быть *временными* и *остаточными*. Временные напряжения существуют до тех пор, пока действуют внешние силы, при устранении которых напряжения исчезают. Напряжения, остающиеся в той или иной степени в теле отливки, после выравнивания температуры являются остаточными.

Внутренние напряжения при достижении больших значений могут приводить к короблению отливок и даже к возникновению в них трещин.

**Механические (усадочные) напряжения.** Механические напряжения могут быть вызваны сопротивлением формы или стержней в период охлаждения и усадки отливки (во время нахождения в форме).

Такие напряжения исчезают, как только устраняются вызвавшие их причины, поэтому их можно отнести к временным. Рассмотрим полый цилиндр равномерной толщины. С момента перехода в упругое состояние в нем начнут возникать упругие деформации и соответствующие их величине усадочные напряжения. Величину этих напряжений определим по формуле

$$\sigma_y = E(\varepsilon - K), \quad (12.6)$$

где  $E$  — модуль упругости материала отливки;  $\varepsilon$  — величина относительного сжатия при свободной усадке;  $K$  — относительная податливость стержня.

При податливости, равной нулю, т.е. в случае неизменности размеров стержня в период охлаждения отливки, в ней возникнут максимальные усадочные напряжения  $\sigma_{\max} = E\varepsilon$ . При этом в отливке обычно образуются трещины (рис. 12.3), которые появлялись из-за малой податливости стержня.

Напряжения в отливке будут немедленно устранены, как только величина относительного сжатия  $\varepsilon$  будет равна податливости стержня  $K$ , т.е. после того, как стержень будет абсолютно податливым. Поэтому для предупреждения образования трещин в отливках вследствие чрезмерных временных напряжений (иногда их называют усадочными) прибегают к таким приемам изготовления стержней, которые обеспечивают хорошую их податливость. Для увеличения податливости стержней применяют: формовочные смеси, обеспечивающие высокую податливость стержней; пустотелые стержни; раннее разрушение стержней и отдельных частей форм, тормозящих усадку отливки. Временные напряжения, вызванные малой податливостью формы, всегда разрывающие. Следовательно, они увеличивают термические остаточные напряже-

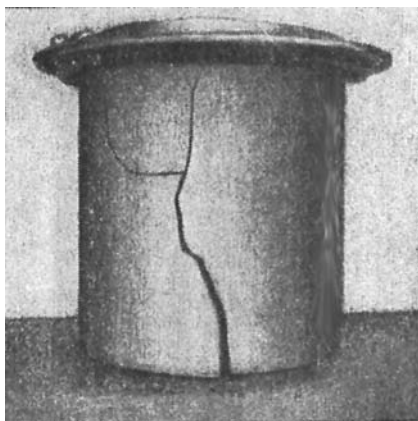


Рис. 12.3. Трещины в чугунной отливке при плохой податливости стержня

ния в толстых частях отливки и уменьшают сжимающие в тонких ее частях.

Напряжения вследствие малой податливости формы в отдельных случаях могут вызвать некоторые остаточные напряжения. Это подтверждается следующим примером. Если рассматривать систему из тонкого и толстого стержня, то при охлаждении тонкий стержень перейдет в упругое состояние в момент  $\tau_1$ , и с этого времени в нем возникнут и будут расти напряжения, вызванные сопротивлением формы или стержней. В момент  $\tau_2$  перейдет в упругое состояние толстый стержень. За период  $\tau_2 - \tau_1$  первый стержень вследствие сопротивления формы имел упругую деформацию  $\varepsilon_1$ . С момента  $\tau_2$  оба стержня будут одновременно сокращаться, причем за оставшееся время первый стержень из-за сопротивления усадке со стороны формы получит дополнительную упругую деформацию  $\varepsilon'_1$ , а второй стержень по этой же причине будет иметь упругую деформацию  $\varepsilon_2$ . Итак, общая упругая деформация из-за торможения усадки формой будет у первого стержня  $\varepsilon = \varepsilon_1 + \varepsilon'_1$ , у второго стержня  $\varepsilon = \varepsilon_2$ .

После освобождения отливки от формы толстый стержень примет свои нормальные размеры, а тонкий сократится на величину  $\varepsilon'_1$ . В последнем еще останется упругая деформация. Упругое состояние тонкого стержня вызовет остаточные напряжения в системе, которые перераспределятся соответственно сечениям стержней. При этом тонкий стержень будет иметь растягивающие остаточные напряжения, а толстый — сжимающие, т.е. напряжения, обратные остаточным термическим напряжениям.

Из сказанного можно сделать следующие выводы:

1. Напряжения, вызванные сопротивлением усадке со стороны формы, пока отливка находится в форме, всегда растягивающие как в тонких, так и в толстых частях отливки.

2. Растягивающие напряжения возникают в момент перехода отливки в упругое состояние.

3. После освобождения отливки от формовочной смеси в ней остаются напряжения, возникшие в интервале времени между  $\tau_1$  и  $\tau_2$ .

4. Остаточные усадочные напряжения, вызванные малой податливостью формы и стержней, всегда положительны в тонких и отрицательны в толстых частях отливки, т.е. обратны по знаку остаточным термическим напряжениям.

Следовательно, наиболее опасными являются временные напряжения, вызванные низкой податливостью формы и стержней. Они будут тем больше, чем тоньше отливка, так как сила, сжимающая стержень, будет меньше у тонких отливок, а это приводит к меньшей податливости стержня.

**Фазовые напряжения.** Если в отливке возникают напряжения вследствие образования или исчезновения различных фаз или структурных составляющих, имеющих удельный объем, отличающийся от матрицы отливки, то такие напряжения называют фазовыми.

Если взять сталь в период охлаждения, то при превращении  $\delta \rightarrow \gamma$  происходит сокращение объема, при превращении же  $\gamma \rightarrow \alpha$  увеличение объема стали (табл. 12.1).

### 12.1. Плотность и удельный объем различных структурных составляющих в стали и чугуне

Структурные составляющие	Железо Феррит	Цементит	Аустенит*	Перлит*	Мартенсит*
Плотность, $\times 10^3$ , кг/м <sup>3</sup>	7,864	7,670	7,843	7,778	7,633
Удельный объем, $\times 10^3$ , м <sup>3</sup> /кг	0,1271	0,1304	0,1275	0,1286	0,1310

\* С 0,9 % С.

Как видим, мартенситное строение дает наибольшее увеличение удельного объема. Поэтому быстрое охлаждение отливки, сдвигающее фазовые превращения в область низких температур, приводит к образованию мартенситной структуры. Фазовое расширение достигает наибольшей величины, которая может вызвать настолько большие внутренние напряжения, что отливка разрушится.

При медленном охлаждении простой углеродистой стали фазовые напряжения в отливке не возникают, так как превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$  совершается при высоких температурах, когда сталь находится в области пластических деформаций. В зависимости от состава сплава, из которого изготовлена отливка, ее конструкции и скорости охлаждения фазовые напряжения по знаку могут совпадать с термическими или быть противоположны им.

Рассматривая возникновение фазовых напряжений в толсто-стенной отливке, можно различить три различных случая их возникновения.

1. В наружных слоях отливки произошло фазовое превращение до того, как внутренние слои перешли в область упругих деформаций. Если выделяющаяся фаза имеет больший удельный объем, то произойдет упругое расширение внешних слоев и пластическая деформация внутренних слоев отливки, в результате фазовые напряжения не возникнут. При дальнейшем охлаждении внутренние слои перейдут в упругое состояние, и после этого в них произойдет фазовое превращение. В результате фазового превращения внутренние слои расширятся, а так как наружные слои будут находиться в упругом состоянии, то в отливке возникнут фазовые напряжения: растягивающие в периферийной зоне и сжимающие в центральной области отливки. Как видим, в этом случае фазовые напряжения имеют обратный знак по сравнению с термическими напряжениями.

2. В наружных слоях произошло фазовое превращение, при этом внутренние слои уже находились в упругом состоянии. В результате фазового расширения наружных слоев они будут упруго сжаты, а внутренние — упруго растянуты. При этом термические напряжения будут совпадать с фазовыми. Однако по мере охлаждения центральных слоев в них будет происходить фазовое превращение, которое будет сопровождаться расширением середины отливки. Фазовое расширение центральных слоев компенсирует их упругую деформацию, вызванную фазовым расширением наружных слоев, что приведет к освобождению отливки от фазовых напряжений. Следовательно, в этом случае фазовые напряжения являются временными, так как в период охлаждения отливки они возникают, возрастают до максимума, затем уменьшаются и по окончании охлаждения и фазовых превращений полностью исчезают.

3. В наружных слоях произошли фазовые превращения, внутренние слои находятся в упругом состоянии, но до конца охлаждения не претерпевают фазовых превращений. Такое состояние встречается у толстостенных отливок или в результате низкой прокаливаемости стали (несквозная закалка). В этом случае фазовое расширение происходит в наружных слоях, внутренние же слои подвергаются из-за этого упругим растягивающим деформациям. Таким образом, фазовые напряжения являются остаточными и по знаку совпадают с термическими напряжениями.

Наоборот, если бы фазовое превращение периферийных слоев вызывало их сжатие, то в центральных слоях получились бы сжимающие упругие деформации, и в целом отливка имела бы остаточные фазовые напряжения, обратные по знаку остаточным термическим напряжениям.

В случае сквозной закалки временные фазовые напряжения в стальных изделиях могут быть подсчитаны по формулам, подобным для определения временных температурных напряжений, так как механизм возникновения временных фазовых напряжений сходен с механизмом возникновения временных температурных напряжений.

Фазовые напряжения имеют большое значение не только при производстве стальных отливок, но и при получении чугунных отливок, особенно из высокопрочного чугуна.

Проследим за состоянием отливки с шаровидной формой графита, находящейся в форме с момента окончания графитизации. Известно, что коэффициент температурного расширения стали примерно в 1,5 раза больше, чем графита. Следовательно, при охлаждении отливки из высокопрочного чугуна тепловое сжатие металлической основы будет происходить в более значительных размерах, чем графитовых сфероидов, и поэтому при высоких температурах металлическая основа будет пластически деформироваться, а при низких температурах возникнут упругие деформации. По этой причине после полного охлаждения отливка будет находиться в объемно-напряженном состоянии. Подобное явление, конечно, происходит и в обычном чугуне, но разница состоит в том, что в обычном чугуне графит находится в виде пластин и образует надрезы, которые способствуют более быстрой релаксации напряжений.

Опыт показал, что крупные отливки из высокопрочного чугуна, особенно имеющие большую разницу в толщине отдельных частей, часто бракуются из-за холодных трещин. Трещины возникают или при очистке, или при неаккуратной термообработке отливок. Объясняется это тем, что отливки из высокопрочного чугуна имеют высокие тепловые остаточные напряжения вследствие высокого, по сравнению с обычным чугуном, модуля упругости. Кроме того, в таких отливках возникают фазовые объемные напряжения.

**Термические напряжения.** Термические или температурные напряжения в отливках являются преобладающими, они имеют место на всех сплавах и на отливках с разной толщиной стенок, с

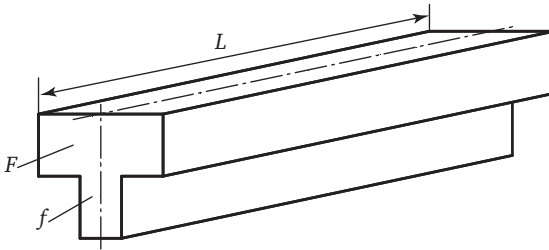


Рис. 12.4. Отливка «брус» с сечением  $F \gg f$

тепловыми узлами. Рассмотрим развитие термических напряжений в твердой отливке типа «брус» постоянного поперечного сечения, но характеризующегося большой разнотолщиностью стенок (рис. 12.4). Естественно, что массивная часть бруса  $F$  охлаждается значительно медленнее, чем тонкая часть  $f$ .

Как было отмечено ранее, температурные напряжения в отливках классифицируют на временные, развивающиеся на стадии промежуточного охлаждения твердой отливки, и остаточные, имеющие место в полностью охлажденной отливке. Временные и остаточные напряжения могут существенно различаться не только по величине, но и по знаку.

Вначале оценим временные напряжения в отливке «брус» для промежуточного интервала времени  $\tau$ , как это схематично представлено на рис. 12.5.

При охлаждении с некоторой одинаковой исходной температуры  $T_0$  ко времени  $\tau_1$  массивная часть охладится до температуры  $T_F$ , а тонкая часть до температуры  $T_f$ . Здесь очевидно, что  $T_F > T_f$ . По этой причине если бы тонкая и массивная части бруса не были жестко связаны друг с другом, то за счет усадки сократились бы на неодинаковую величину: тонкая часть на  $\Delta L_f = L\alpha_n(T_0 - T_f)$ , а массивная часть на величину  $\Delta L_F = L\alpha_n(T_0 - T_F)$ ; при этом  $\Delta L_f = \Delta L_F$  ( $\alpha_n$  — коэффициент линейной усадки твердого металла). Но поскольку обе части бруса жестко связаны между собой, то они сократятся на одинаковую величину, а разница в температурных изменениях размеров будет уравновешена возникшими внутренними напряжениями. Если принять, что коробления бруса не происходит, то величина напряжений по закону Гука пропорциональна относительной величине упругих деформаций:

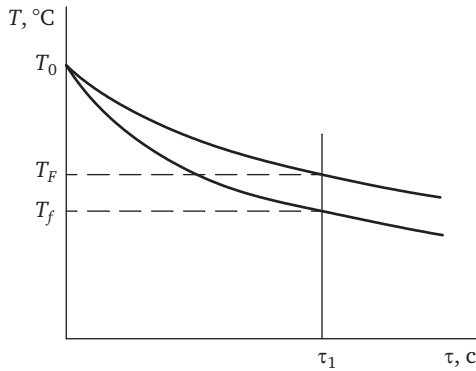


Рис. 12.5. Температурные графики охлаждения массивной и тонкой частей бруса к моменту времени  $\tau_1$

$$\sigma = E\delta = E \frac{\Delta L}{L}, \quad (12.7)$$

где  $E$  — модуль упругости материала отливки при соответствующей температуре;  $\delta$  — усадочные напряжения;  $L$  — длина брусков.

Составим уравнение баланса деформаций тонкой и массивной частей бруса:

$$\alpha_L L (T_0 - T_f) + \frac{\sigma_f L}{E} = \alpha_L L (T_0 - T_F) + \frac{\sigma_F L}{E}, \quad (12.8)$$

где  $T_0$  — начальная температура отливки;  $T_f$ ,  $T_F$ ,  $\sigma_f$  и  $\sigma_F$  — температуры и напряжения в тонкой и массивной частях соответственно.

Поскольку в одном вышеприведенном алгебраическом выражении две неизвестные величины:  $\sigma_f$  и  $\sigma_F$ , запишем еще одно уравнение равновесия сил в тонкой и массивной частях:

$$\sigma_f f = \sigma_F F. \quad (12.9)$$

После решения системы двух алгебраических уравнении получим:

$$\sigma_f = + \frac{\alpha_L E (T_F - T_f)}{1 - f/F}; \quad \sigma_F = - \frac{\alpha_L E (T_F - T_f)}{1 - F/f} \quad (12.10)$$

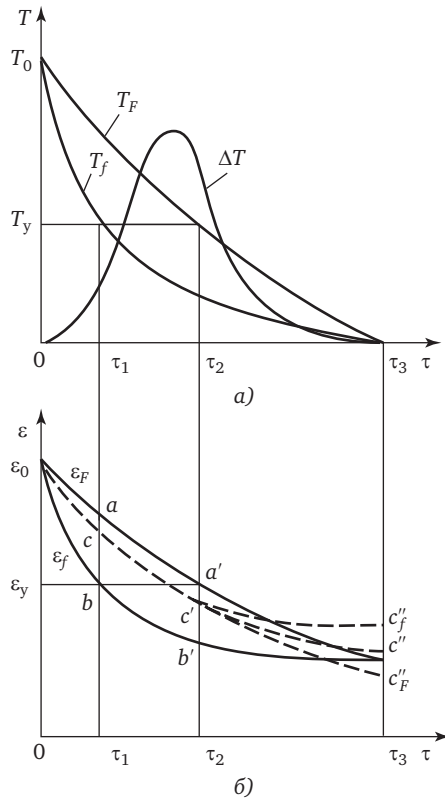


Рис. 12.6. Кинетика изменения температур (а) и усадочных деформаций бруса (б) от затвердевания до полного охлаждения до  $20^\circ\text{C}$

Здесь величины напряжений  $\sigma_f$  и  $\sigma_F$  различны как по величине, так и по знаку. Очевидно, что временные температурные напряжения в массивной части бруса будут сжимающими, а в тонкой части растягивающими, так как тонкая часть без силового воздействия массивной части сократилась бы на большую величину, а массивная часть бруса без силового воздействия тонкой сократилась бы на меньшую величину.

Остаточные напряжения в полностью охлажденной отливке будут отличаться не только по величине, но и по знаку. Для расчета остаточных напряжений в отливке «брус» проанализируем кинетику деформаций в обеих частях бруса с учетом разницы температур

и неодновременности перехода обеих частей из пластического в упругое состояние, как это схематично представлено на рис. 12.6.

На этом рисунке вертикальная координатная ось представляет сразу две величины изменения температуры (рис. 12.6, а) и усадочных деформаций (рис. 12.6, б), так как приближенно можно считать, что деформации находятся в линейной зависимости от температуры. Температура перехода из пластического в упругое состояние приближенно оценивается

$$T_y = 0,8T_0,$$

где  $T_0$  — температура затвердевания.

Для упрощения будем считать, что массивная и тонкая части бруса одновременно перешли из жидкого состояния в твердое при температуре  $T_0$ . Но в дальнейшем, начиная с температуры  $T_0$ , тонкая и массивная части бруса охлаждаются с разными скоростями и в различное время проходят стадию перехода из пластического состояния в упругое: тонкая часть (кривая  $T_f$ ) ко времени  $\tau_1$ , а массивная (кривая  $T_F$ ) за более длительное время  $\tau_2$ . Кривая  $\Delta T$ , характеризующая разность их температур, начиная с нуля, достигает максимума, а при большем промежутке времени стремится к нулю, когда температуры всей системы выравниваются.

Предположим, что при охлаждении от температуры заливки до некоторой температуры металл находится в полностью пластическом состоянии, а ниже нее — в полностью упругом. Назовем эту температуру  $T_y$ . Тонкий брусок достигнет этой температуры за более короткий промежуток времени  $\tau_1$ , а толстый — за более длительный —  $\tau_2$ . К моменту времени  $\tau_3$  температуры обоих брусков выравниваются.

При постоянном и независимом от температуры коэффициенте усадки  $\alpha_T$  деформации брусков  $\varepsilon$  будут пропорциональны температуре (см. рис. 12.6, б).

На первом этапе охлаждения  $\tau_1$  оба стержня находятся в пластическом состоянии. Тонкий стержень к концу периода растягивается на величину  $bc$ , а толстый — сжимается на величину  $ca$ . Кривая совместной деформации системы показана пунктирной линией. Напряжения в системе отсутствуют.

На втором этапе охлаждения от  $\tau_1$  до  $\tau_2$  тонкий стержень переходит в упругое состояние, однако толстый стержень остается пла-

стичным. Кривая совместной деформации системы  $cc'$  идет параллельно кривой деформации тонкого стержня  $bc = b'c'$ . Напряжения в системе продолжают отсутствовать.

На третьем этапе охлаждения от  $\tau_2$  до  $\tau_3$  толстый стержень переходит из пластичного состояния в упругое. В момент  $\tau_2$  оба стержня имеют одинаковую длину  $c'$ , но различные температуры  $T_{yF}$  и  $T_f$ . Если в этот момент стержни разъединить и охлаждать дальше, то их длины к моменту  $\tau_3$  достигнут величин  $c''_f$  и  $c''_F$ , следуя параллельно своим кривым охлаждения, выраженным через усадку. Однако стержни связаны и их общая длина к моменту  $\tau_3$  должна достигнуть величины  $c''$ . В этот момент тонкий стержень окажется упруго сжатым на величину  $c' - c''_f$ , а толстый — упруго растянутым на величину  $c''_f - c''_F$ . При этом будут сохраняться равенства  $cc''_f = b'c'$  и  $c''c''_E = a'c'$ . Напряжения в стержнях будут пропорциональны их сечениям.

Повторяя выкладки, можно получить:

$$\sigma_f = -\frac{\alpha_L E (T_{yF} - T_f)}{1 - f/F}; \quad \sigma_F = +\frac{\alpha_L E (T_{yF} - T_f)}{1 - F/f}. \quad (12.11)$$

Эти равенства отличаются от предыдущих тем, что температуры имеют не произвольные значения, а относятся к моменту времени, когда металл переходит из пластического состояния в упругое в толстом бруске, а также по знаку напряжений. Напряжения, участвующие в равенствах (12.11), представляют собой уже не временные величины, а остаточные.

Из этих равенств следует, что остаточные напряжения не зависят от абсолютных размеров отливки. Эти напряжения тем больше, чем больше различие сечений различных элементов отливки. В толстых элементах развиваются растягивающие напряжения, в тонких — сжимающие. Остаточные напряжения пропорциональны разности температур между элементами отливки различных толщин в момент перехода самого толстого из них из пластического состояния в упругое.

При охлаждении реальной отливки в ней могут одновременно действовать все виды внутренних временных напряжений. В табл. 12.2 показаны, по данным Н.Г. Гиршовича, направления их действия (+ — растяжение; — — сжатие).

### 12.2. Направление действия внутренних напряжений, вызываемых различными причинами

Части отливок	Вид напряжения					Температурные
	Усадочные		Фазовые			
	До выбивки	После выбивки	$\gamma \rightarrow \alpha$		графит	
перлит			мартенсит			
Тонкие и наружные слои	+	0 или +	+	-	+	-
Толстые и внутренние слои	+	0 или -	-	+	-	+

В зависимости от преобладания того или иного процесса они могут взаимно усиливаться или ослабляться в различных частях отливок.

### 12.3. Коробление и трещины

Под действием внутренних напряжений может происходить коробление, приводящее к искажению размеров отливок, а также трещины и даже полное разрушение отливок.

Коробление отливок возникает, когда величина внутренних напряжений на какой-либо стадии охлаждения отливки достигнет величины предела пропорциональности, в результате чего появляются упругие или пластические деформации.

На рис. 12.7 схематично изображено коробление бруса под действием временных температурных напряжений, когда в массивной части развиваются сжимающие, а в тонкой части — растягивающие напряжения. Если изображенный изгиб бруса не выйдет из пределов упругих деформаций, то затем отливка примет первоначальную форму.

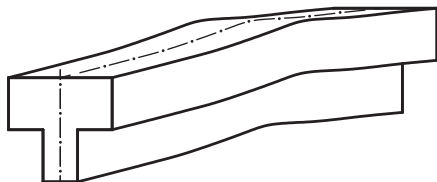


Рис. 12.7. Схема коробления отливки «брус» на стадии образования временных температурных напряжений (сжимающие — в массивной части, растягивающие — в тонкой части)

После окончательного охлаждения отливки остаточные температурные напряжения изменяют знак — в массивной части бруса напряжения растягивающие, а в тонкой — сжимающие. И соответственно коробление бруса будет протекать с противоположным знаком — тонкая часть будет выпуклая, а массивная — вогнутая.

В условиях производства бывают случаи, когда коробление литой детали происходит после механической обработки. Так, например, если в отливке «брус» будет снят значительный припуск на механическую обработку массивной части, то площадь ее сечения уменьшится, равновесие сил в тонкой и массивной частях нарушится — величина напряжений в массивной части возрастет и может превысить предел пропорциональности материала отливки. В результате будет иметь место изгиб бруса. Чтобы предупредить подобные явления, применяют низкотемпературную термическую обработку — искусственное старение. При нагреве и последующем медленном охлаждении происходит релаксация внутренних напряжений за счет протекания деформационных процессов в микрообъемах отливки. Основными мерами предупреждения короблений являются меры по снижению напряжений выравниванием толщин стенок отдельных частей отливок, ускорением охлаждения массивных частей отливок, а также устройство ложных ребер, повышающих жесткость отливок.

На большинстве отливок дефект коробления исправляют правкой на прессах и молотах.

Трещины на отливках возникают, если на какой-либо стадии охлаждения твердой отливки напряжения превысят предел прочности материала отливки при соответствующей температуре. Трещины возникают, как правило, на малопластичных сплавах, в которых из-за отсутствия деформаций развиваются внутренние напряжения большой величины (белый чугун, заэвтектические силумины).

Трещины на отливках условно делят на два типа: горячие и холодные. *Горячие трещины* образуются в области высоких температур — лишь немного ниже температуры солидуса. На стальных отливках горячие трещины имеют темную неровную поверхность с выступающими гранями литых зерен. При очень высоких температурах границы зерен имеют низкую прочность по причине возможного присутствия жидкой фазы.

*Холодные трещины* развиваются в области более низких температур — для стальных и чугунных отливок ниже 700 °С. Холодные

трещины на стальных отливках имеют блестящую ровную поверхность — разрушение произошло по зернам, а не по их границам. Расхождение поверхностей излома на холодных трещинах меньше, чем на горячих.

На стальных и чугуновых отливках более распространены горячие трещины.

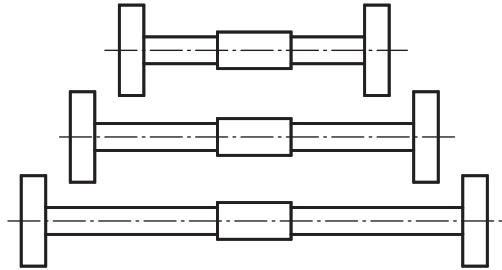
*Трещиностойкость* — одно из важных технологических свойств литейных сплавов, определяющих их различную склонность к образованию трещин на отливках. Это свойство зависит от величины коэффициента линейной усадки сплава, от величины модуля упругости, прочности и пластичности сплава при высоких температурах. Для всех сплавов модуль упругости и предел прочности снижаются с ростом температуры и особенно интенсивно по мере приближения к температуре солидуса. Относительное удлинение сплава, определяющее свойство пластичности, по мере повышения температуры сначала возрастает, затем остается практически неизменным, а вблизи температуры солидуса интенсивно снижается. Именно этим обстоятельством объясняют образование горячих трещин вблизи температуры солидуса, когда границы зерен ослаблены или даже содержат некоторую долю жидкой фазы.

Трещиностойкость сплавов зависит от типа диаграммы состояния и величины температурного интервала затвердевания. Эвтектические сплавы менее склонны к образованию трещин. Сплавы с широким интервалом затвердевания имеют большую склонность к трещинам по сравнению с узкоинтервальными сплавами.

Для количественной оценки трещиностойкости сплавов применяют ряд технологических проб. Одна из проб представляет серию образцов различной длины с одинаковым поперечным сечением, одинаковым торможением усадки и одинаковым утолщением в середине образцов (рис. 12.8). Длина образцов, начиная с которой возникают трещины, оценивается как количественная оценка трещиностойкости сплава.

Другая проба представляет собой отливку кольца, отливаемого с металлическим стержнем, т.е. абсолютно неподатливым. Количественной мерой трещиностойкости служит размер трещины. Чем меньше расхождение трещины, тем выше трещиностойкость сплава. Отсутствие трещины свидетельствует о высокой трещиностойкости сплава.

Рис. 12.8. Проба на трещиностойкость в виде серии образцов различной длины



Кроме трещиностойкости сплава, вероятность возникновения трещин на отливках обусловлена рядом технологических и конструктивных параметров, определяющих внутренние напряжения в отливках. К конструктивным параметрам относятся большая разностенность отливок; геометрическая конфигурация отливок, в которых одни части затрудняют протекание усадки других (литые детали типа «колес»); наличие острых углов в сопряжениях стенок отливок. Из технологических параметров следует выделить плохую податливость литейных стержней и форм, неудачную конструкцию литниковой системы, затрудняющую усадку отливки, большой перегрев металла при заливке и высокую скорость заливки.

Соответственно и основные меры предупреждения трещин на отливках базируются на анализе причин их возникновения.

При выборе сплава отдают предпочтение более трещиностойкому, с более узким интервалом затвердевания и в лучшем варианте — эвтектическому сплаву. Должно проводиться тщательное рафинирование сплавов особенно от примесей, способствующих горячеломкости сплавов (в железных, никелевых, медных сплавах — от серы).

Совершенствование конструкции литой детали и отливки включает:

- применение отливок (по возможности) с равномерной толщиной стенки;
- устранение выступающих частей отливок;
- устройство радиусов закруглений вместо острых углов сопряжений стенок отливок;
- расчленение сложных литых деталей на простые с последующей сваркой последних (сварно-литые конструкции деталей).

К мерам технологического характера с целью предупреждения трещин относятся:

- увеличение податливости литейных форм и особенно стержней;
- применение конструкций литниковых систем и прибылей, не мешающих усадке отливки;
- устройство ложных ребер жесткости с целью упрочнения слабых мест отливки;
- использование приемов ускорения охлаждения массивных узлов (холодильники и др.) и замедления охлаждения тонких стенок отливок;
- снижение температуры заливки и скорости заливки, если это не приведет к появлению других дефектов;
- замедление скорости охлаждения отливок, начиная с температур перехода сплава в упругое состояние; отливки после выбивки при этой температуре помещают в нагревательные печи, нагревательные колодцы и т.д.;
- суспензионный способ литья.

### Контрольные вопросы

1. Каковы наиболее важные факторы, определяющие продолжительность выдержки отливки в форме и как они влияют на качество отливки?
2. Как классифицируют литейные напряжения в отливках?
3. Назовите причины образования механических напряжений и способы их устранения.
4. Перечислите основные причины образования фазовых напряжений и способы их предупреждения.
5. Что такое термические напряжения, причины их возникновения и меры борьбы?
6. Перечислите основные дефекты в отливках, вызываемые напряжениями.
7. Каковы причины и механизм коробления отливок, меры по их устранению?
8. Назовите виды трещин в отливках, их характеристика и причины образования.
9. Что такое трещиностойкость, от чего она зависит и как определяется?
10. Перечислите меры борьбы с трещинами.

# РАЗДЕЛ V

## ГЛАВА ТРИНАДЦАТАЯ

---

### Суспензионное литье

#### 13.1. Общие сведения

Улучшение качества металла отливок и слитков за счет повышения механических и служебных свойств является важнейшим средством повышения надежности и долговечности новых изделий, снижения металлоемкости машин. Для решения этих задач находят применение различные способы внешнего воздействия на процесс кристаллизации и затвердевания с целью управления процессом внутреннего строения отливок. Одним из перспективных способов управления процессами кристаллизации и затвердевания является метод суспензионной заливки.

Под суспензионной заливкой понимают заполнение литейной формы или изложницы металлом, в объеме которого имеются в требуемом количестве твердые металлические частицы малого размера. Другими словами, в форму вводится не жидкий перегретый металл, как это делается при обычной заливке, а своеобразная металлическая суспензия. При этом дисперсионной средой является жидкий металл, а дисперсионной фазой — твердые кристаллы или специально введенные мелкие твердые частицы, находящиеся во взвешенном состоянии в жидком расплаве.

Различают экзогенную и эндогенную суспензию.

*Экзогенная суспензия* получается, когда в жидкий металл в период заливки вводится извне твердая фаза.

В настоящее время в технической литературе используются самые разнообразные термины для обозначения суспензионного способа литья: суспензионное литье, литье с применением микрохо-

лодильников, литье с применением инокуляторов, суспензионное модифицирование, а применяемые дисперсные добавки — микрохолодильники, инокуляторы, интенсификаторы затвердевания, порошкообразные материалы и т.д.

Независимо от того, как называется дисперсная частица, она оказывает активное механическое, теплофизическое и зародышеобразующее воздействие на важнейшем этапе формирования отливки — этапе затвердевания и образования кристаллической структуры.

При экзогенной суспензионной заливке, впервые предложенной А.А. Рыжиковым, в качестве микрохолодильников применяют различные металлические добавки: порошки, металлическую дробь, гранулы различных металлов и ферросплавов или лигатур с размером частиц 0,5...3,0 мм. Количество добавок, как правило, составляет 1...5 % от массы отливки. Размеры микрохолодильников и их количество определяются, главным образом, температурой заливки, видом сплава, толщиной стенки и массой отливки.

Перспективным с точки зрения создания малоотходных и безотходных технологий является использование при суспензионной заливке различных металлических отходов: стружки, составляющих шлака, обрезки, высечки и т.п.

Кроме того, важным преимуществом экзогенной суспензии является возможность с помощью этого способа проводить легирование, модифицирование и раскисление.

*Эндогенная суспензия* получается, когда твердая фаза является самородной, полученной охлаждением металла в специальных условиях до температуры в интервале затвердевания.

Суть этой технологии заключается в том, что твердую фазу получают, воздействуя на жидкий металл различными способами перемешивания (механическим, электромагнитным), наложением упругих колебаний (вибрацией, ультразвуковыми колебаниями), использованием центробежных сил, продувкой инертным газом, использованием внутренних охлаждаемых вибрационных и вращательных холодильников.

Механизм получения эндогенной суспензии перечисленными методами практически одинаков: при воздействии на охлаждающийся расплав в нем возникает движение и перемешивание, которые разрушают растущие от стенки формы (холодильников) тонкие

ветви дендритов. Образующиеся осколки за счет перемешивания и конвекции разносятся по всему объему отливки и становятся дополнительными центрами кристаллизации, в результате этого возникает эндогенная суспензия. При этом достигается многократное (до 20...30 раз) измельчение первичной структуры. Обломки кристаллов оплавляются горячим расплавом, что приводит к скруглению изолированных включений твердой фазы.

Перемешивание будет вызывать измельчение кристаллической структуры и сокращение зоны столбчатых кристаллов при выполнении двух условий. Первое, во время перемешивания кристаллизующегося расплава на поверхности формы, изложницы, холодильника должна образовываться твердая корочка — фронт кристаллов. Второе необходимое условие — перемешиваемый расплав должен разрушать затвердевшую корочку.

Эффект воздействия перемешивания на кристаллическое строение зависит от соотношения продолжительности перемешивания и продолжительности снятия теплоты перегрева. Если продолжительность перегрева меньше продолжительности, необходимой для полного отвода теплоты перегрева расплава, обломки кристаллов будут оказывать модифицирующее действие. Но в этом случае в расплаве необходимо присутствие активных нерастворимых примесей. Если продолжительность перемешивания больше продолжительности снятия теплоты перегрева, то обломки кристаллов окажут затравочное действие. На практике, как правило, реализуются оба механизма — затравочный и модифицирующий.

Эндогенная суспензия из-за технологических сложностей и применения дополнительного оборудования не находит пока широкого применения. Тем не менее этот способ весьма перспективен, особенно при получении массивных слитков и отливок простой конфигурации и фасонных отливок из цветных сплавов, получаемых способами литья под высоким и низким давлением (реолитье, тиксолитье). При эндогенном способе разлива уменьшается физическая и структурная неоднородность, снижается температурный градиент и зональная ликвация, измельчается первичная структура. Продолжительность затвердевания отливки, залитой эндогенной суспензией, в 1,5...2,0 раза меньше, чем полученной обычным способом. Механические свойства незначительно отличаются от свойств металла, полученного обыч-

ным способом, но отличается большой изотропностью свойств по сечению и высоте.

В литейном производстве наибольшее применение находит способ экзогенной суспензионной заливки. Он более прост и надежен в осуществлении, не требует сложного дополнительного оборудования, применяется при получении отливок из чугуна, стали и цветных сплавов.

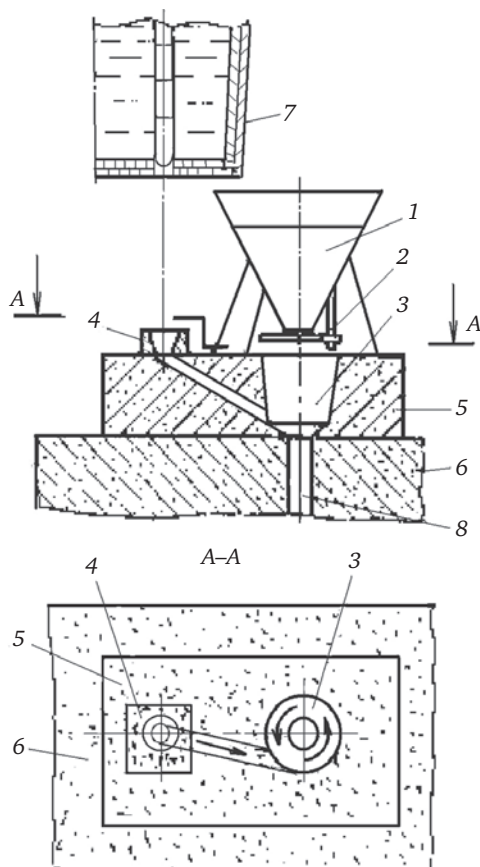
### 13.2. Способы и устройства для ввода микрохолодильников

К настоящему времени известно большое количество способов и устройств для ввода дисперсных частиц и осуществления экзогенной разливки. Все способы ввода микрохолодильников предлагается классифицировать в зависимости от этапа технологического процесса суспензионной разливки на следующие группы:

- способы ввода микрохолодильников непосредственно в струю жидкого металла, вытекающего из разливочного ковша;
- способы размещения дисперсных частиц в литейной форме до ее заполнения жидким металлом;
- с помощью растворимой твердой фазы (РТФ);
- способы ввода твердой фазы в виде микрохолодильников до или после заполнения литейной формы (изложницы);
- с помощью специальных лигатур.

Первая группа способов включает в себя следующие варианты: ввод микрохолодильников с помощью вихревой воронки (надставки), под струю самотеком, с помощью различных метательных устройств (механических, пневматических, электромагнитных), через полый стопор и др.

Из практики известно, что из вышеперечисленных вариантов первой группы наибольшее для фасонного литья применение находят следующие способы: ввод микрохолодильников с помощью вихревой надставки (тангенциального смесителя) и под струю самотеком. Осуществление первого способа заключается в том, что при заливке жидкого металла из разливочного ковша 7 в результате тангенциального подвода из приемной чаши 4 в смесительную (вихревую) чашу 3, в последней создается вращательное движение жидкого металла с образованием вихревой воронки (рис. 13.1).



**Рис. 13.1. Схема ввода микрохолодильников с установкой бункера-дозатора на форму:**

1 — бункер-дозатор; 2 — заслонка с калиброванным отверстием; 3 — вихревая чаша (смеситель); 4 — приемная чаша; 5 — литниковая надставка; 6 — форма; 7 — разливочный ковш; 8 — стояк

Микрохолодильники подают в центр воронки из бункера-дозатора 1, устанавливаемого над вихревой чашей 3, подачу микрохолодильников из бункера-дозатора регулируют с помощью заслонки 2 с калиброванным отверстием. Микрохолодильники, попадая в центр воронки, где создается разрежение, захватываются вращательным движением жидкого металла, усваиваются им и уносятся в полость формы 6.

Работает данное устройство следующим образом. Сначала по модели в специальной опоке формируют вихревую (литниковую) надставку 5 и устанавливают на форму таким образом, чтобы ось вихревой чаши 3 и ось стояка 8 совпали. Затем (или параллельно) готовят необходимое количество микрохолодильников, которые засыпают в бункер-дозатор 1, установленный над вихревой чашей 3. Центр выпускного отверстия бункера-дозатора должен совмещаться с центром вихревой чаши. В момент засыпки порошка выходное отверстие бункера-дозатора 1 перекрыто заслонкой. Далее наполняют жидким металлом разливочный ковш 7, который транспортируют к месту заливки.

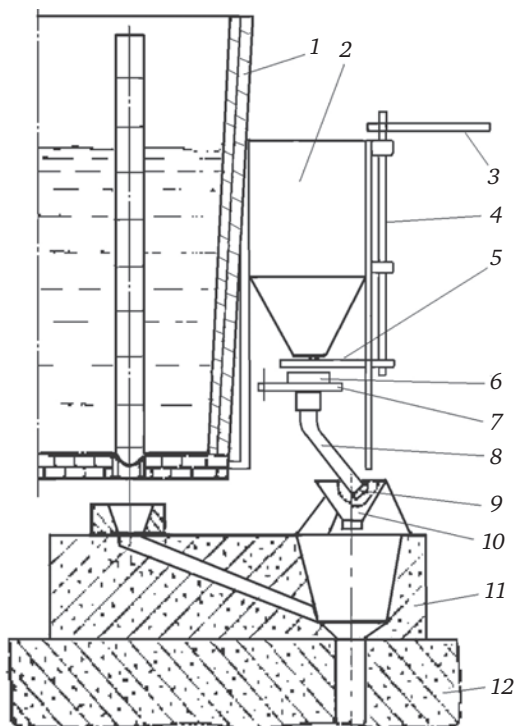
После установки ковша в требуемом положении начинается заливка жидкого металла в приемную чашу 4, который через вихревую надставку и литниковую систему попадает в полость формы. В нужный по технологии момент заслонка 2 поворачивается для пуска микрохолодильников. По окончании заливки выходное отверстие бункера-дозатора перекрывают заслонкой, и подача микрохолодильников прекращается.

Такая система ввода микрохолодильников обеспечивает их равномерное распределение в объеме жидкого металла (отливки).

Установка бункера-дозатора непосредственно над вихревой (смесительной чашей) требует участия рабочего-оператора для открывания-закрывания заслонки с калиброванным отверстием. При этом заливку производят с высоты, превышающей высоту бункера-дозатора, что приводит к разбрызгиванию металла.

С целью упрощения технологии суспензионной заливки и устранения отмеченных недостатков был разработан специальный бункер-дозатор, подвешиваемый к ковшу (рис. 13.2). При этом заливку жидкого металла из стопорного ковша осуществляют с обычной высоты, а функции управления пуском микрохолодильников переданы рабочему-заливщику.

Бункер-дозатор 2 подвешивают к разливочному ковшу 1 на специально приваренные кронштейны. Снаружи бункера-дозатора 2 имеется вертикальный валик 4, нижний конец которого жестко соединен с заслонкой 5 (в которой имеется калиброванное отверстие), а верхний — с ручкой 3. Поворачивая ручку 3 влево или вправо заслонка перемещается до конечных упоров открывая или закрывая выходное отверстие бункера-дозатора с микрохолодиль-



**Рис. 13.2. Устройство для ввода микрохолодильников с бункером-дозатором, закрепленным на разливочном ковше:**

1 — разливочный ковш; 2 — бункер-дозатор; 3 — ручка; 4 — валик; 5 — заслонка; 6 — приемная воронка; 7 — кронштейн; 8 — металлический шланг; 9 — груз; 10 — центрирующая воронка; 11 — литниковая надставка; 12 — форма

никами. В заслонку можно вставлять сменные шайбы с внутренним диаметром, соответствующим необходимому расходу микрохолодильников.

Микрохолодильники через приемную воронку 6, снабженную гибким металлическим шлангом 8, и через центрирующую воронку 10 попадают в вихревую надставку 11, где захватываются вращающимся жидким металлом и уносятся в форму 12. К нижнему концу шланга 8 прикреплен груз 9.

При заливке жидкого металла по мере стабилизации струи, в нужный по технологии момент, заливщик, поворачивая рукоятку 3 влево или вправо, осуществляет начало подачи микрохоло-

дильников. По окончании заливки, поворачивая рукоятку в противоположную сторону, выходное отверстие бункера-дозатора 2 перекрывается заслонкой 5, и ковш подается к следующей форме. Управление перемещением заслонкой, которое осуществляется с помощью стального тросика и пружин, вынесено непосредственно к рукоятке стопора разливочного ковша.

Как показывает практика, для эффективного ввода микрохолодильников необходимо придерживаться следующих рекомендаций. Во-первых, ввод дисперсных частиц начинают только после частичного заполнения полости формы. Это делается для того, чтобы литниковые каналы вихревой надставки и формы прогрелись жидким металлом, и не произошел перехват и замораживание струи заливаемого металла из-за местного переохлаждения. Во-вторых, заканчивают ввод микрохолодильников после выхода суспензионного металла в прибыль примерно на  $1/3$  ее высоты, это позволяет иметь в прибыли горячий и перегретый металл и обеспечивать гарантированное направленное затвердевание. И, наконец, для нормальной работы вихревой надставки и полного усвоения микрохолодильников диаметр струи подаваемого порошка должен быть соизмерим с диаметром полого ядра вихря. Слишком большой диаметр струи порошка приводит к перехвату струи металла и прекращению суспензионной заливки.

В связи с падением напора и повышением вязкости суспензионного металла с целью его стабильного расхода для литниковой надставки принимается система каналов по аналогии с расширяющейся литниковой системой:

$$d_o : d_{\Pi} : d_{\text{сл}} = 1 : 1,35 : 1,75,$$

где  $d_o$  — диаметр стопорного стаканчика;  $d_{\Pi}$  — диаметр подводящего канала;  $d_{\text{сл}}$  — диаметр сливного канала.

Схема литниковой системы вихревого смесителя приведена на рис. 13.3.

Оптимальный размер вихревой чаши ( $d_{\text{в.ч.}}$ ) определяют по эмпирической формуле:

$$d_{\text{в.ч.}} = d_{\text{сл}} + (1...2) d_{\Pi}.$$

Высоту вихревой чаши определяют по формуле

$$H_{\text{в.ч.}} = (1...2) d_{\text{в.ч.}}$$

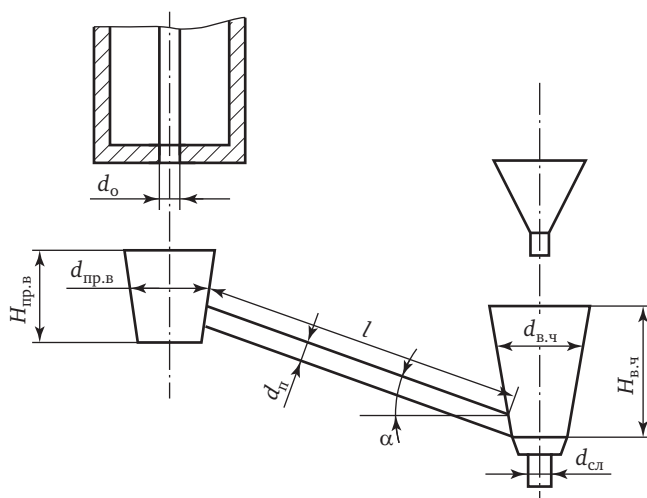


Рис. 13.3. Схема литниковых элементов тангенциального смесителя

Угол наклона подводящего канала должен составлять  $\alpha = 15 \dots 20^\circ$ . Длину подводящего канала  $l$  выбирают из конструктивных соображений таким образом, чтобы обеспечить свободную манипуляцию разливочным ковшом и бункером-дозатором, установленным над смесительной (вихревой) чашей.

Диаметр приемной воронки

$$d_{\text{пр.в.}} = (1,0 \dots 1,25) d_{\text{в.ч.}}$$

Высоту приемной воронки

$$H_{\text{в.ч.}} = (1,15 \dots 1,2) H_{\text{пр.в.}}$$

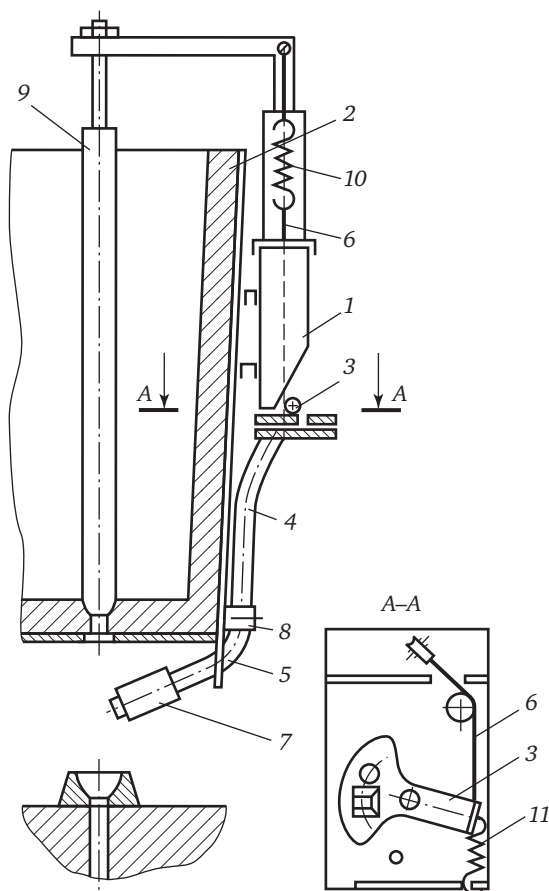
Такая вихревая надставка обеспечивает устойчивый, без выплесков режим заливки.

Рассмотренная технология ввода микрохолодильников с помощью вихревой надставки достаточно проста и надежна, может быть реализована в любом литейном цехе.

В качестве недостатка следует отметить увеличение трудоемкости литья в связи с необходимостью изготовления специальной вихревой надставки, а также некоторое увеличение продолжительности заливки, связанное с падением напора, образованием полого вихря и повышением вязкости суспензионного металла.

Для устранения указанных недостатков разработано усовершенствованное устройство для ввода дисперсных микрохолодильников самотеком под струю жидкого металла, вытекающего из стопорного ковша.

Установка для ввода микрохолодильников под струю самотеком, которая также находит применение в литейных цехах, показана на рис. 13.4.



**Рис. 13.4. Схема устройства для ввода дисперсного инкулятора в струю расплава самотеком:**

1 — бункер-дозатор; 2 — стопорный ковш; 3 — шибер; 4 и 5 — трубопроводы; 6 — тяга; 7 — наконечник; 8 — втулка; 9 — стопор разливочного ковша; 10 и 11 — пружины

Установка состоит из бункера-дозатора 1, смонтированного на стопорном ковше 2, подводящих трубопроводов 4, 5, шибер 3, связанного со стопором разливочного ковша 9 эластичной тягой 6. При открывании стопора 9 тяга 6 открывает шибер 3, дробь из бункера-дозатора 1 через трубы 4 и 5 попадает на струю жидкого металла и увлекается ею в форму. После окончания заливки стопор 9 опускается и под действием пружин 10 и 11 шибер перекрывает трубопровод, подводящий дисперсный инокулятор. Нижняя часть трубопровода 5 выполнена съемной и устанавливается на ковш с помощью втулки 8 после заполнения его металлом. Для предотвращения налипания брызг металла при заливке на порошокпровод насажен графитный наконечник 7.

Преимуществом данного устройства является то, что в этом случае не требуется литниковая надставка — смешивающее устройство, продолжительность заливки остается на прежнем уровне.

Недостатком является то, что часть порошка (дробь) не внедряется в струю жидкого металла и просыпается, т.е. происходит неполное усвоение микрохолодильников. В этом плане самым лучшим и надежным способом ввода является тангенциальная надставка (смеситель).

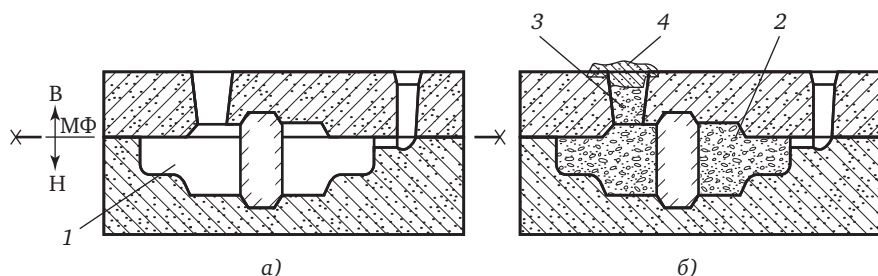
Несмотря на отмеченные недостатки, как тангенциального смесителя, так и устройства для ввода микрохолодильников под струю жидкого металла (ВНИИПТхимнефтеаппаратура), эти два способа находят самое широкое применение при суспензионной заливке фасонных отливок и кузнечных слитков.

Вторая группа способов ввода микрохолодильников, заключается в предварительном размещении дисперсных металлических частиц в литейной форме до заполнения ее жидким металлом.

Одним из способов такой технологии является ввод микрохолодильников с помощью пенополистироловых моделей. Суть этого способа заключается в том, что дисперсные инокуляторы вводят в пенополистироловые модели или вставки, отъемные части модели. При заливке формы пенополистирол газифицируется, а дисперсные добавки равномерно распределяются и усваиваются расплавом во всем объеме отливки или отдельных ее элементов. Таким образом, можно управлять процессом затвердевания всей отливки или отдельных ее частей, осуществлять полное или локальное суспензионное легирование.

При этом возможны два варианта суспензионной заливки: первый — отдельные гранулы подвспененного полистирола, плакированные (окатанные) металлическими частицами (микрохолодильниками), засыпают в полость формы, полученной с помощью обычных моделей (деревянных, металлических и др.); второй вариант — заформовывают готовую пенополистироловую модель с предварительно нанесенными на гранулы подвспененного полистирола металлическими частицами, окончательное вспенивание полистирола производят в пресс-форме как это делается при традиционном изготовлении пенополистироловых моделей.

По первому способу после подвспенивания в течение 25...30 с масса пенополистирола перетирается до отдельных гранул. Для окончательного вспенивания за 2,5...3,0 мин на сито насыпается подвспененный полистирол слоем 56 мм. Насыпная масса вспененного по данному способу пенополистирола составляет 16...25 кг/м<sup>3</sup>. Частицы дисперсного инокулятора (дробь, порошок) наклеиваются на поверхность гранул 4%-ным раствором поливинилбутирала в гидролизном спирте с непрерывным помешиванием пенополистирола при заливке поливинилбутирального клея. Подготовленные таким образом гранулы пенополистирола с приклеенными частицами инокулятора (плакированные инокулятором) засыпают через прибыли и выпоры в уже готовую полость формы. Засыпку производят до уровня прибылей, а полости прибылей засыпают чистым полистиролом (без дисперсных инокуляторов) на



**Рис. 13.5. Схема ввода микрохолодильников засыпкой пенополистирола в рабочую полость формы:**

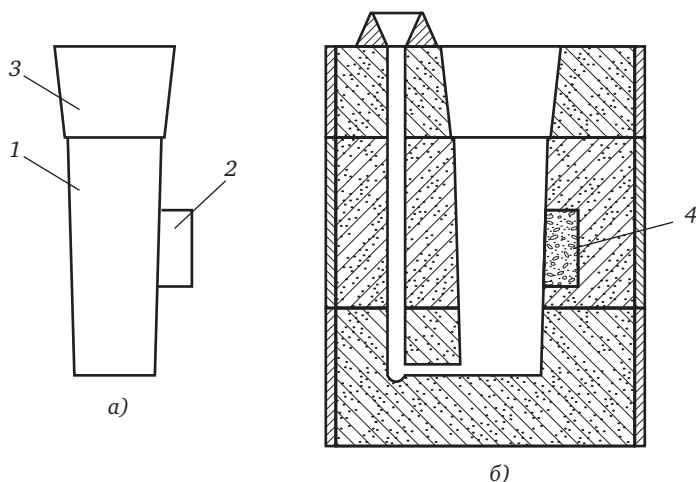
*а* — исходное состояние (после формовки); *б* — форма в сборе перед заливкой жидкого металла; 1 — полость формы; 2 — гранулы пенополистирола с приклеенными частицами дисперсного инокулятора; 3 — гранулы чистого (без дисперсных инокуляторов) пенополистирола; 4 — формовочная смесь

высоту 20...30 мм ниже верхнего уровня формы. Оставшееся пространство засыпают формовочной смесью, в которой делают наколы (рис. 13.5).

По второму способу модель, состоящую из гранул пенополистирола и частиц дисперсного инокулятора, изготавливают в специальной пресс-форме в нестационарном режиме теплоносителя. При этом сначала готовят гранулы подвспененного полистирола, плакированные частицами дисперсного инокулятора, а затем в специальной пресс-форме, имеющей конфигурацию будущей модели, производят окончательное вспенивание полистирола с наклеенными частицами инокулятора, и таким образом получают модель. Затем такую модель заформовывают в опоках традиционными способами формовки. Наиболее предпочтительными при этом являются ЖСС, ХТС и т.п. Таким образом, можно осуществить суспензионную заливку практически любой отливки. В отличие от вышеописанного способа здесь заформовывается пенополистироловая модель с распределенными внутри ее частицами дисперсного инокулятора. Таким образом, можно получать качественные модели при введении дисперсных частиц до 5 %. При этом можно легко управлять процессом затвердевания отдельных (наиболее толстых) частей отливки или проводить локальное суспензионное легирование.

Пенополистирол с микрохолодильниками можно использовать не только для изготовления целиковой модели, но и отъемных частей моделей. Наряду со снижением трудоемкости формовки, исключения использования дополнительных стержней и технологических напусков в этом случае легко обеспечить выравнивание скоростей затвердевания отдельных частей отливки и направленное затвердевание. Пример такой технологии приведен на рис. 13.6, и, надо полагать, не требует дополнительного разъяснения.

Метод суспензионной заливки с помощью пенополистироловых моделей с микрохолодильниками может быть применен для улучшения качества, физико-механических и специальных свойств широкой номенклатуры отливок массой до 100...150 кг. Этим способом можно получать биметаллические (двухслойные отливки). Преимущество данного способа суспензионной заливки заключается в том, что для его осуществления не требуется никаких заливочных смешивающих или других приспособлений: при заливке



**Рис. 13.6. Схема получения отливки с отъемной пенополистироловой частью модели с микрохолодильниками:**

а — отливка; б — форма в сборе; 1 — основная модель; 2 — бобышка (отъемная часть); 3 — прилив; 4 — пенополистироловая отъемная часть модели с микрохолодильниками

формы, выполненной с помощью пенополистироловых моделей с металлическими добавками, дисперсный инокулятор вводится автоматически.

Так как железные порошки приводят к увеличению содержания кислорода в стали, то необходимо дополнительное раскисление металла. Результаты исследования механических свойств показали, что лучшими свойствами обладают отливки, полученные с вводом 1,5...1,6 % железного порошка и 0,1...0,15 % СК25 или ФМн0,5. Применение для суспензионной заливки смеси железного порошка с порошком силикокальция влияет на условия кристаллизации, способствует коагуляции неметаллических включений, повышает трещиностойчивость стали и механические свойства, особенно пластичность и ударную вязкость. Одновременно резко повышается однородность структуры, что способствует повышению долговечности стальных отливок.

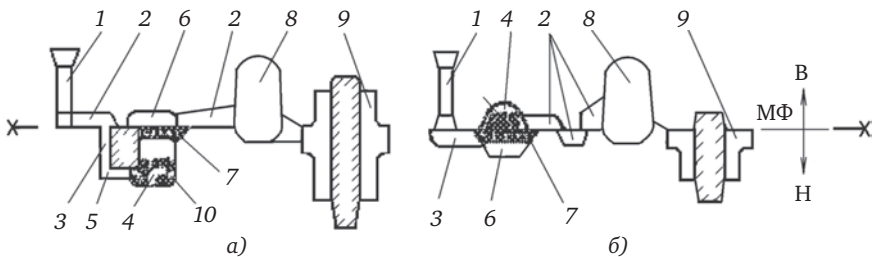
Одним из перспективных вариантов второй группы способов ввода микрохолодильников является внутрифирменное суспензионное модифицирование, в первую очередь отливок из высокопрочного чугуна.

Известно, что в процессе выдержки модифицированного чугуна в жидком состоянии происходит его демофицирование, форма графита из шаровидной переходит в пластинчатую или междендритноточечную, наблюдается резкое ухудшение механических свойств, т.е. эффект модифицирования пропадает.

Процесс демофицирования высокопрочного чугуна связан со снижением содержания при выдержке чугуна в жидком состоянии основного элемента-модификатора за счет его окисления у поверхности расплава кислородом воздуха или окислами шлака, футеровки и т.д. Лимитирующим звеном этого процесса является массоперенос элемента-модификатора к фронту реакции. Отсюда следует, что снижение эффективного коэффициента массопереноса вследствие снятия температуры перегрева расплава, повышения его вязкости и, главное, резкое сокращение времени пребывания модифицированного чугуна в жидком состоянии являются главными факторами, позволяющими эффективно использовать суспензионное модифицирование для получения отливок из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом.

В связи с вышеотмеченными преимуществами суспензионное модифицирование позволяет эффективно обрабатывать большие массы жидкого чугуна, при этом достигать 100 % полезного усвоения модификатора, получать оптимальную структуру в крупных сечениях, полностью устранять демофицирование магниевого чугуна с шаровидным графитом.

Для суспензионного модифицирования металла в специальную реакционную камеру 4, выполненную в литниковой системе, перед сборкой литейной формы укладывают гранулы ферросплава или лигатуры (рис. 13.7). Для более полного усвоения модификатора 10 и предотвращения попадания в металл шлаковых и других экзогенных включений, а также продуктов реакций в литниковой системе предусмотрен шлакоуловитель 2 и фильтрующая сетка 7. Расплав, поступающий в литейную форму с определенным расходом по стояку 1, взаимодействует с инокулятором 10, который полностью усваивается к концу заливки. Изоляция реакционной камеры 4 от атмосферного воздуха в значительной степени предотвращает окисление модификатора и, следовательно, пироэффект и демодифицирование. С помощью этого метода получены качественные литые детали массой 3,5...800 кг из модифицированного чугуна.

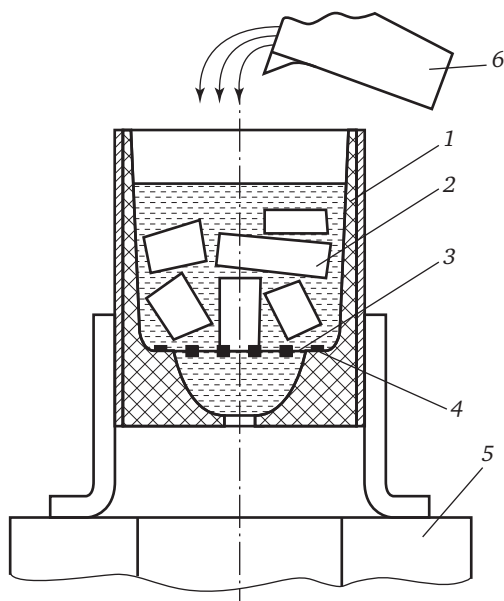


**Рис. 13.7. Схема литевой формы при суспензионном модифицировании чугуна:**

*а* — литниковая система с нижним расположением реакционной камеры; *б* — с верхним расположением реакционной камеры; 1 — стояк; 2 — шлакоуловитель; 3 — литниковый ход; 4 — реакционная камера; 5 — стержень-перемычка; 6 — зумпф; 7 — сетка; 8 — питающая бобышка; 9 — отливка; 10 — гранулы

Из-за склонности к окислению и пленообразованию цветных сплавов на основе меди и алюминия использование дисперсных микрохолодильников для экзосуспензионной заливки не эффективно. Для повышения эффективности суспензионного способа для таких сплавов под руководством профессора Г.И. Тимофеева разработан новый метод снятия перегрева и создания дополнительных центров кристаллизации. Этот метод получил название суспензионной заливки с помощью растворимой твердой фазы — растворения в расплаве кусков твердого сплава того же химического состава. Один из вариантов этой технологии показан на рис. 13.8.

При литье цилиндрических слитков из алюминиевой бронзы общая протяженность (глубина) усадочной раковины и пористости достигает 80...90 % длины слитка. Для предотвращения возможного загрязнения неметаллическими включениями сплав фильтровали через стеклотканевую (керамическую) сетку 3 с ячейкой 1×1 мм. Куски твердого сплава 2 укладывают в литниковую чашу 1, снабженную фильтрующей сеткой. Размер кусков составлял 30×35×100 мм. Температура перегрева алюминиевой бронзы 150±10 °С. Для равномерности растворения твердой фазы к ней добавляется мелкая фракция толщиной 5,0...8,0 мм в количестве 20...30 % от количества крупных кусков. При максимальном количестве твердой фазы 10 % продолжительность ее растворения составляла около 60 % общей продолжительности заполнения изложницы.



**Рис. 13.8. Схема суспензионной заливки с помощью растворимой твердой фазы:**

1 — литниковая чаша; 2 — растворимая твердая фаза; 3 и 4 — стеклотканная и металлическая сетки; 5 — изложница; 6 — разливочный ковш

По другому варианту растворимую твердую фазу в виде пластин или стержней вводят непосредственно в разливочный ковш. Толщину пластин или стержней выбирают таким образом, чтобы к началу заливки растворилось 60...70 % кусковых материалов, а к концу заливки — 100 % введенных добавок. Оптимальное количество вводимой твердой фазы по данному варианту на алюминиевых сплавах составляет 3...5 % массы обрабатываемого расплава.

Технологический процесс суспензионной разливки с вводом крупных кусков растворимой твердой фазы является достаточно эффективным способом управления кристаллизации и затвердеванием алюминиевых бронз и алюминиевых сплавов, обеспечивающим повышение однородности и дисперсности структуры, снижению химической неоднородности, уменьшению количества усадочных дефектов и повышению выхода годного.

Способы ввода макрохолодильников-инокуляторов в виде стержней, листов, штанг, проволоки и т.п., устанавливаемых в из-

ложницы непосредственно перед заливкой или погружаемые в жидкий металл после заполнения изложницы, разработаны в институте проблем литья совместно с институтом электросварки им. Е.О. Патона Украины. Эти способы используются при производстве крупных слитков, они позволяют улучшить структуру слитка в результате инокулирующего, теплофизического и армирующего воздействия макрохолодильников.

### 13.3. Определение оптимальных параметров суспензионной заливки

Для получения максимального эффекта от суспензионной заливки необходимо определение, в первую очередь, таких параметров, как продолжительность плавления микрохолодильников, их размеры и масса.

Продолжительность полного расплавления ( $\tau_{\text{пл}}$ ) микрохолодильников в жидком металле является функцией следующих показателей

$$\tau_{\text{пл}} = f(r_0, T_{\text{зал}}, T_{\text{лик}}, m), \quad (13.1)$$

где  $r_0$  — радиус дисперсной частицы;  $T_{\text{зал}}$  — температура заливаемого металла;  $T_{\text{лик}}$  — температура ликвидуса металла;  $m$  — процентное содержание микрохолодильников (взятое от массы заливаемого в форму металла).

Общую продолжительность плавления дисперсной частицы в форме шара можно разделить на два этапа

$$\tau_{\text{пл}} = \tau_1 + \tau_2, \quad (13.2)$$

где  $\tau_1$  — продолжительность прогрева твердой частицы до температуры начала плавления;  $\tau_2$  — продолжительность плавления прогретой частицы.

Нахождение составляющих выражения (13.2) основано на решении уравнения теплового баланса между микрохолодильниками и жидким расплавом. Упуская все математические выкладки напишем окончательное выражение для определения первого этапа:

$$\tau_1 = \frac{100r_0\rho c_1 c'_1}{\alpha_c (mc_1 + 100c'_1)} \left[ \sqrt[3]{\frac{100T_{\text{зал}} c'_1}{100T_{\text{зал}} c'_1 - T_{\text{лик}} (mc_1 + 100c'_1)}} - 1 \right], \quad (13.3)$$

где  $r_0$  — радиус частицы;  $\rho$  — плотность материала микрохолодильников;  $c_1$  — удельная теплоемкость твердого материала микрохолодильника;  $c'_1$  — удельная теплоемкость жидкого металла;  $m$  — масса введенных микрохолодильников в процентах от массы заливаемого металла;  $T_{\text{зал}}$  — температура заливаемого металла;  $T_{\text{лик}}$  — температура ликвидуса металла;  $\alpha_c$  — коэффициент теплоотдачи от частицы микрохолодильника жидкому металлу.

Значение коэффициента теплоотдачи  $\alpha_c$  определяют по выражению

$$\alpha_c = 0,135\lambda_c \sqrt{\frac{\beta_c g \Delta T}{\vartheta_c a_c}}, \quad (13.4)$$

где  $\lambda_c$  — теплопроводность жидкого металла;  $\beta_c$  — коэффициент объемного расширения среды;  $g$  — ускорение свободного падения;  $\Delta T$  — температурный напор,  $\Delta T = (T_{\text{зал}} - T_{\text{пл}})/2$ ;  $T_{\text{пл}}$  — температура плавления частицы;  $\vartheta_c$  — кинематическая вязкость среды;  $a_c$  — температуропроводность жидкого металла.

Продолжительность плавления микрохолодильников определяются из выражения

$$\tau_2 = \frac{r_0 \rho L}{\alpha_c \left[ T_{\text{зал}} - T_{\text{лик}} \left( \frac{m c_1}{100 c'_1} + 1 \right) \right]}, \quad (13.5)$$

где  $L$  — удельная теплота кристаллизации металла.

Для определения температуры жидкого металла при вводе микрохолодильников используем уравнение теплового баланса:

$$\begin{aligned} m[c_1(T_{\text{сол}} - T_0) + c'_1(T_{\text{лик}} - T_{\text{сол}}) + L + c'_1(T_x - T_{\text{лик}})] = \\ = M c'_1(T_{\text{зал}} - T_x), \end{aligned} \quad (13.6)$$

где  $m$  — масса микрохолодильников;  $c_1$  — удельная теплоемкость твердых микрохолодильников;  $T_{\text{сол}}$  — температура солидуса;  $T_0$  — начальная температура микрохолодильников;  $c'_1$  — удельная теплоемкость жидкого металла;  $T_{\text{лик}}$  — температура ликвидуса;  $L$  — скрытая теплота плавления;  $T_x$  — температура жидкого металла;  $M$  — масса жидкой стали;  $T_{\text{зал}}$  — температура заливки.

Обозначим количество вводимых микрохолодильников в процентах от массы заливаемого металла:  $S = 100m/M$ .

Из уравнения (13.6), используя значение  $S$ , получаем температуру жидкого металла

$$T_x = \frac{T_{\text{зал}} - \frac{c_1}{c'_1} \frac{S}{100} (T_{\text{сол}} - T_0) + \frac{S}{100} \left( T_{\text{сол}} - \frac{L}{c'_1} \right)}{1 + \frac{S}{100}}. \quad (13.7)$$

Расчет по формуле (13.7) показывает, что при вводе 1 % микрохолодильников в реальных условиях заливки стали, температура металла понижается на 19...20 °С.

Оптимальное количество микрохолодильников можно определить из выражения

$$S = \frac{c'(T_{\text{зал}} - T_{\text{л}})100}{c_1(T_{\text{сол}} - T_0) + c'(T_{\text{лик}} - T_{\text{сол}}) + L}. \quad (13.8)$$

Из анализа уравнения (13.8) следует, что количество микрохолодильников, необходимое для снятия перегрева, зависит от марки стали с ее теплофизическими характеристиками и температуры заливаемого металла.

Определить продолжительность затвердевания отливки в форме, залитой суспензионным металлом можно по известной формуле А.А. Рыжикова:

$$\sqrt{\tau} = \frac{\sqrt{\pi} \rho' V [L + c'(T'_{\text{зал}} - T_{\text{в}})]}{2b_{\phi} F T_{\text{п}}}, \quad (13.9)$$

где  $\rho'$  — плотность жидкого металла;  $V$  — объем отливки;  $L$  — удельная теплота кристаллизации;  $c'$  — теплоемкость жидкого металла;  $T'_{\text{зал}}$  — температура металла в форме в момент окончания суспензионной заливки;  $T_{\text{в}}$  — минимальная температура выливаемости металла;  $b_{\phi}$  — коэффициент аккумуляции теплоты для формы;  $F$  — площадь поверхности отливки;  $T_{\text{п}}$  — температура поверхности формы.

$$T_{\text{п}} = \frac{b_{\text{м}}}{b_{\text{м}} + b_{\phi}} T_{\text{ж}}, \quad (13.10)$$

где  $b_m$  — коэффициент аккумуляции теплоты для металла;  $T_{ж}$  — температура жидкого металла в начале заливки.

Теоретически  $T_B$  соответствует температуре нулевой жидкотекучести (для стали это 20 % твердой фазы). Ее можно определить или по диаграмме состояния или опытным путем. В реальных условиях за  $T_B$  можно принять температуру, соответствующую выпадению 10% твердой фазы, что соответствует условно  $T_B = T_{лик} - 7$ , где  $T_{лик}$  — температура ликвидуса сплава, °С.

Для случая суспензионной заливки температуру металла в форме в момент окончания заливки  $T_{зал}$  можно найти, определив потери тепла за время заливки. Кроме того, необходимо учесть также потери тепла на прогрев введенных в жидкий металл микрохолодильников.

С учетом этого  $T_{зал}$  можно определить по уравнению

$$T'_{зал} = \frac{c'G_M T_{ж} - \left[ \frac{b_{\phi} (T_{п} - T_{\phi}) F \sqrt{\tau_{зал}}}{\sqrt{\pi}} + c_1^{MX} G_{MX} T_{пл.МХ} \right]}{c'G_M}, \quad (13.11)$$

где  $G_M$  — масса жидкого металла, заливаемого в форму;  $T_{ж}$  — температура жидкого металла в начале заливки;  $T_{\phi}$  — начальная температура формы;  $\tau_{зал}$  — продолжительность заливки формы;  $G_{MX}$  — масса микрохолодильников;  $c_1^{MX}$  — удельная теплоемкость материала микрохолодильника;  $T_{пл.МХ}$  — температура плавления микрохолодильников.

Зная  $T'_{зал}$ , по выражению (13.9) можно определить теоретически продолжительность затвердевания отливки, залитой с вводом микрохолодильников.

Для практических расчетов формулу (13.11) можно значительно упростить, если учесть, что

$$G_M = V\rho; \quad \frac{V}{F} = R_{отл}; \quad \frac{G_{МК}}{G_M} = \frac{S}{100},$$

где  $V$  — объем отливки;  $F$  — поверхность рабочей полости формы;  $R_{отл}$  — приведенная толщина отливки;  $S$  — количество микрохолодильников в процентах от массы отливки.

Для углеродистых и низколегированных сталей, используя известные значения  $c_1^{MX} = 690$  Дж/(кг·К);  $c' = 690$  Дж/(кг·К);

$\rho = 7200 \text{ кг/м}^3$ ;  $b_{\Phi} = 1430 \text{ Вт} \cdot \text{с}^{1/2}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ ;  $b_{\text{м}} = 12000 \text{ с}^{1/2}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ ;  $T_{\Phi} = 239 \text{ К}$ ;  $T_{\text{пл.мх}} = 1773 \text{ К}$ , получим уравнение для определения  $T'_{\text{зал}}$  металла в форме в момент окончания заливки:

$$T'_{\text{зал}} = \frac{T_{\text{ж}} - 14,56S + \frac{0,04\sqrt{\tau_{\text{зал}}}}{R_{\text{отл}}}}{1 + 0,12 \cdot 10^{-3} \frac{\sqrt{\tau_{\text{зал}}}}{R_{\text{отл}}}}. \quad (13.12)$$

Продолжительность затвердевания отливок можно определить, используя известный закон квадратного корня  $\xi = k\sqrt{\tau}$ , из которого  $\tau = (\xi/k)^2$ . В этом выражении  $\xi$  — толщина твердой корочки;  $k$  — коэффициент затвердевания.

Заменяя  $\xi$  на приведенную толщину отливки  $\xi = R_{\text{отл}} = V/F$ , получим выражение для определения продолжительности затвердевания

$$\sqrt{\tau} = \frac{R_{\text{отл}}}{k} \quad \text{или} \quad \sqrt{\tau} = \frac{1}{k} \frac{V}{F}.$$

Коэффициент затвердевания для суспензионного металла (стали) в песчаные формы приведен в табл. 13.1.

### 13.1. Значение коэффициента затвердевания

S, %	0	1,0	1,5	2,0	2,5	3,0
k, м/с <sup>1/2</sup>	0,00088	0,0009	0,00092	0,00093	0,00096	0,00098

Для упрощения расчетов по определению приведенной толщины отливок  $R_{\text{отл}}$  различной конфигурации можно использовать известные выражения: для неограниченной плоской отливки  $R_{\text{отл}} = x_1/2$ , для цилиндрической отливки  $R_{\text{отл}} = r/2$  и для шаровой отливки  $R_{\text{отл}} = r_1/3$ , где  $x_1$  — половина толщины отливки;  $r$  — радиус отливки.

Расчеты показывают, что продолжительность затвердевания отливок, залитых суспензионным металлом, сокращается в среднем на 15...30% по сравнению с обычной отливкой.

Сокращение продолжительности затвердевания отливок, залитых суспензионным способом, свидетельствует о большей скоро-

сти нарастания твердой корочки на поверхности отливок. Именно этим и объясняется меньшая склонность к возникновению и развитию горячих трещин при суспензионной заливке, что отмечено при заливке большого количества особо сложных турбинных отливок [9, 69, 70].

### 13.4. Особенности кристаллизации и затвердевания отливок при суспензионном литье

Формирование отливок, залитых суспензионным способом характеризуется рядом особенностей, связанных с процессами как кристаллизации, так и затвердевания.

Анализ и обобщение литературных данных позволяет выделить суммарное физико-химическое, теплофизическое и механическое воздействие микрохолодильников на кристаллизующийся расплав и их влияние на характер затвердевания.

*Механическое воздействие* заключается в том, что неуспевшие расплавиться в литниковой системе частицы микрохолодильников, а также кристаллы твердой фазы, возникающие из блоков, оседают в нижнюю часть массивных отливок в виде так называемого кристаллического дождя. Таким образом, в нижней части отливки накапливается твердая фаза с более холодным и вязким расплавом. В результате этого затвердевание нижних горизонтов металла происходит быстрее по сравнению с верхними, что способствует увеличению направленности затвердевания отливок, залитых суспензионным способом. Направленное затвердевание снижает вероятность образования «мостов» из сросшихся кристаллов, препятствующих подпитке изолированных незатвердевших объемов твердо-жидкой фазы. Это приводит к устранению осевой рыхлости и пористости и связанной ними V-образной ликвации.

*Тепловой (теплофизический) эффект* воздействия микрохолодильников заключается прежде всего в том, что в соответствии со вторым законом термодинамики частицы дисперсных инокуляторов аккумулируют тепло жидкого затвердевающего расплава, которое расходуется на их нагрев и плавление. Обладая сильно развитой поверхностью дисперсные частицы, расплавляясь, снимают перегрев жидкого металла уже во время его движения в каналах литниковой системы и в процессе заполнения формы. Таким об-

разом, к началу затвердевания расплав имеет нулевой перегрев (т.е. перегрев снимается полностью), содержит локальные переохлажденные объемы, чем достигается равномерное во всем объеме отливки переохлаждение. Вследствие этого создаются благоприятные условия для ускорения не только скорости кристаллизации, но и затвердевания и получаются отливки с дисперсной и однородной структурой.

Таким образом, при вводе инокуляторов четко выявляется механическое и тепловое воздействие на жидкий металл. Однако кинетика и характер кристаллизации суспензионного металла значительно изменяется (по сравнению с обычной заливкой) не только в результате механического и теплового воздействия, но также приводит к изменению ряда физико-химических процессов в период взаимодействия инокуляторов с расплавом. Изменение физико-химических параметров оказывает радикальное воздействие на кристаллизацию и структурообразование сплава.

Механизм развития *физико-химического воздействия* можно кратко охарактеризовать следующим образом. Если вспомнить, что важнейшим кристаллизационным параметром является переохлаждение, то при внесении дисперсных частиц они, отбирая на себя тепло, вызывают локальные изменения температурных и концентрационных полей, способствуют общему переохлаждению расплава. Причем происходит резкое переохлаждение, осуществляемое по всему объему затвердевающего металла, следовательно, уменьшается работа образования критического зародыша и увеличивается вероятность его образования. Происходит как бы объемная закалка. Общее переохлаждение расплава повышает устойчивость блоков, из которых формируются и растут центры кристаллизации. Кроме того, с частицами микрохолодильников вносятся некоторое количество примесей, которые также могут становиться центрами кристаллизации.

При вводе микрохолодильников в жидкий металл в первый момент времени в результате интенсивного поглощения тепла холодной частицы (инокулятора) происходит резкое понижение температуры близлежащих к частице слоев расплава. Этот период характеризуется максимальным температурным градиентом на границе расплав—частица и отвечает процессу намерзания расплава на частице. Вокруг частицы порошка образуется оболочка

из затвердевшего металла. В последующие моменты времени оболочка прогревается и вместе с частицей порошка расплавляется с образованием блоков, из которых формируются и растут центры кристаллизации, за счет высокой скорости отвода теплоты от расплава и достижения определенного переохлаждения.

В период теплового взаимодействия с расплавом порошки микрохолодильников при неравновесной кристаллизации в результате «избирательного плавления» (в отличие от «избирательной кристаллизации») могут изменить состав почти чистого железа. Из частиц порошка в первую очередь выплавляются участки, имеющие повышенную концентрацию ликвирующих элементов. Причем устойчивость таких частиц в расплаве, имеющем температуру, близкую к температуре ликвидуса (как было отмечено) повышается.

Учитывая, что микрохолодильники, введенные в жидкий металл, могут значительно отличаться от основного металла (например, порошок железа, имеющий содержание углерода  $C_1 = 0,03...0,08 \%$ , вводится в сталь с содержанием углерода  $C_2 = 0,20...0,30 \%$  и более), в процессе кристаллизации создаются градиенты не только температуры, но и концентрации.

Такое химическое переохлаждение (изменение химического состава, в частности содержание углерода) приводит к массовому образованию центров кристаллизации в расплаве около каждой частицы, обладающих в этих условиях способностью к дальнейшему росту.

Таким образом, показано, что ввод микрохолодильников в период заливки выявляет следующие основные факторы воздействия на жидкий металл: механический, тепловой и физико-химический.

Необходимо также отметить, что ввод инокуляторов (особенно железного порошка) оказывает модифицирующее действие на первичную кристаллизацию. Причем эффект модифицирования усиливается при вводе микрохолодильников в жидкий металл в комплексе с модифицирующими добавками, что и делается практически всегда на практике.

Суспензионный способ измельчения зерна литого металла существенно отличается от измельчения структуры при модифицировании. Создание металлической суспензии характеризуется снижением общего теплосодержания и наличием большого пере-

охлаждения, причем по всему объему расплава с частицами инокулятора вносятся примеси — активные центры кристаллизации, поэтому создаются условия для возникновения большого количества центров кристаллизации, которые, находясь в переохлажденном расплаве, приобретают способность к дальнейшему росту. Но кристаллы не достигают больших размеров, так как процесс кристаллизации протекает быстро при наличии огромного количества центров кристаллизации и минимальной затрате времени для полного затвердевания слитка.

Принципиальное отличие способа измельчения зерна при суспензионном затвердевании заключается не в затормаживании скорости роста кристаллов, а, наоборот, в развитии больших скоростей роста зерен по всему объему суспензионного расплава при сокращении продолжительности затвердевания, в то время как модифицирование на продолжительность затвердевания практически не влияет.

Таким образом, суспензионное литье обеспечивает одновременное возникновение центров кристаллизации по всему объему, что обеспечивает глобулярное, мелкокристаллическое строение.

При модифицировании применяют сравнительно небольшое количество веществ для присадки их в металл, почти не снижая при этом температуры расплава. При суспензионном способе вводится большое количество микрохолодильников, которые не только снимают перегрев, но и переохлаждают расплав, происходит объемное переохлаждение, как бы объемная закалка жидкого состояния.

Отметим еще некоторые особенности затвердевания суспензионного металла, имеющие важное значение для формирования отливок сложной конфигурации с резко отличающимися толщинами стенок, склонных к образованию горячих трещин.

Микрохолодильники при вводе в жидкую сталь оказывают двойное воздействие на металл: во-первых, они интенсивно снимают избыточную теплоту перегрева и, во-вторых, являются поставщиками искусственных центров кристаллизации, позволяющих воздействовать на структуру металла. При соблюдении правила Данилова—Неймарка, т.е. когда плавление микрохолодильников заканчивается к моменту достижения расплавом температуры, лежащей несколько ниже температуры ликвидуса, наблюдается

максимальный эффект от суспензионной заливки, и в полной мере проявляются все преимущества этого способа заливки.

Для получения наибольшего эффекта от суспензионной заливки необходимо учитывать температуру перегрева металла, величину потерь тепла на нагрев формы в процессе заливки, продолжительность заливки, а также количество микрохолодильников, необходимое для снятия избыточной температуры перегрева. Под термином «избыточная температура перегрева» понимают только ту часть всей величины перегрева, которая должна сниматься за счет микрохолодильников для достижения расплавом температуры, лежащей несколько ниже температуры ликвидуса. Остальная часть перегрева расходуется на нагрев формы в процессе заливки.

Наличие избыточной температуры перегрева при обычных условиях заливки нежелательно из-за укрупнения структуры, снижения качества металла и поверхности отливки, удлинения процесса затвердевания металла, но, с другой стороны, необходимо для создания нормальных условий заливки. Совмещение этих двух взаимоисключающих факторов при обычной заливке всегда вызывает трудности, но при осуществлении суспензионной заливки вполне разрешимо. В этом случае первые порции металла с целью прогрева литниковой системы могут быть залиты без ввода микрохолодильников, т.е. с какой-то, возможно, даже значительной избыточной температурой перегрева, но дальнейшим вводом микрохолодильников достигается полное ее снятие.

Успешное проведение суспензионной заливки не может быть осуществлено без определения количества вводимых микрохолодильников и тепла, затрачиваемого на их прогрев и расплавление.

### **13.5. Формирование качества фасонных отливок в условиях суспензионной заливки**

Многочисленные исследования и их анализ по влиянию микрохолодильников на качество отливок позволяют сделать следующие выводы.

Суспензионная заливка позволяет эффективно воздействовать на макро- и микроструктуру металла отливок. Это проявляется в измельчении структуры, значительном сокращении или полном

устранении столбчатой зоны и повышении однородности во всем объеме отливки за счет увеличения центров кристаллизации.

Изменение характера затвердевания и формирования структуры отливок при суспензионной заливке оказывает очень сильное влияние на развитие ликвационных процессов. Направленность затвердевания в вертикальном направлении, устранение мостов, затрудняющих питание осевых замкнутых объемов незатвердевшей жидкой фазы, повышает плотность осевой зоны отливок и снижает или полностью устраняет осевую ликвацию. Увеличение скорости кристаллизации, развитие объемного затвердевания уменьшают эффективный коэффициент перераспределения примесей, концентрацию примесей перед фронтом затвердевания. Расширение двухфазной зоны, снижение конвективных потоков приводит к уменьшению интенсивности фильтрационных процессов в двухфазной зоне. Указанные особенности формирования отливки резко снижают, а в ряде случаев и полностью устраняют внецентренную ликвацию.

Микрохолодильники, снимая перегрев (частично или полностью), снижают или полностью устраняют усадку в жидком состоянии, а следовательно, уменьшают объем усадочной раковины в прибыли и способствуют повышению технологического выхода годного за счет сокращения расхода металла на прибыли.

Исследованиями установлено, что ввод комплексных микрохолодильников оказывает существенное влияние на взаимное расположение структурных составляющих и их размеры. Добавка гранул феррованадия способствует диспергированию структуры и глобуляции карбидов. Совместный ввод комплекса, состоящего из 0,6 % железного порошка и 0,4 % феррохрома, приводит к увеличению ферритной составляющей. Этот факт объясняется тем, что хром как легирующий элемент способствует ферритообразованию, повышает твердость и прочность феррита. Ввод такого же количества и в тех пропорциях железного порошка и ферромolibдена приводит к изменению распределения перлита, который при суспензионной заливке располагается в виде замкнутых прослоек вокруг выделений феррита. Такой же эффект образования ячеек, обрамленных эвтектоидом, обнаружен при вводе сравнимых количеств ферромарганца и феррованадия. По результатам исследования автор этой работы располагает комплексные добавки по степени

увеличения их влияния на структуру и упрочняющее воздействие в следующем порядке: железный порошок + феррованадий; ферромарганец + феррованадий.

В настоящее время общепризнанным фактом считается, что механические свойства металла в значительной степени зависят от неметаллических включений, причем не только от их количественного содержания, но и от характера их распределения, формы, размеров и фазового состава. Большое количество публикаций, связанных с изучением этого вопроса позволили выявить особенности формирования неметаллических включений при суспензионной заливке.

Отмечается, что поверхность порошка, используемого в качестве микрохолодильников, как правило, покрыта пленкой окислов. Поэтому, если в жидкий расплав вводят только порошок (железный, чугунный), то количество неметаллических включений в затвердевшем металле увеличивается (до 1,5 раз), а их форма практически не изменяется по сравнению с отливками, полученными обычным способом. Но вот характер распределения существенно изменяется и заключается это в том, что по границам зерен неметаллические включения практически отсутствуют, располагаясь внутри зерна.

Наибольший эффект от суспензионной заливки наблюдается при вводе железного (чугунного) порошка с добавками раскислителя (ферромарганца, силикокальция, феррохрома). При этом количество раскислителя обычно составляет 0,1...0,2 %. В этом случае расположение и форма неметаллических включений приобретают более благоприятный характер: не в виде цепочек по границам зерен, а отдельными дезориентированными включениями, преимущественно округлой формы. Особенно это относится к сульфидным включениям. Аналогично изменяются и силикатные включения. Что касается оксидных включений, то их количество при суспензионной заливке увеличивается, но при этом происходит связывание их в окисульфиды округлой формы. Также изменение формы и характера распределения неметаллических включений можно объяснить главным образом ускорением процесса кристаллизации. Отмеченное увеличение содержания оксидных включений связано, прежде всего, с окисленностью частиц микрохолодильников.

Для устранения отмеченного недостатка при сохранении вышеотмеченных преимуществ суспензионной разливки по неметаллическим включениям в качестве микрохолодильников для стальных отливок используют стальную дробь. Для производства стальной дроби используют специальные установки «Град» различной модификации и производительности. На установках методом распыления получают дробь различного химического состава с необходимым содержанием легирующих (модифицирующих) компонентов.

Что касается механических свойств суспензионного металла, то многочисленные результаты исследований позволяют обобщить эти данные, которые могут быть полезной информацией для исследователей и специалистов. Сравнение механических свойств отливок, полученных с вводом микрохолодильников и без них позволяют сделать следующие основные выводы.

1. Прочностные свойства ( $\sigma_B$ ,  $s_T$ ) суспензионного металла повышаются в среднем на 5...7 %.

2. Ввод микрохолодильников оказывает заметный эффект на пластические характеристики металла и ударную вязкость. Так, пластичность ( $\psi$  и  $\delta$ ) повышается на 30...50 % и более (до 2,5...3,0 раз), ударная вязкость (KCU) — на 25...30 %.

3. Повышение механических свойств наблюдается в первую очередь в осевой зоне и на половине радиуса (середине) отливки.

4. Одним из главных преимуществ суспензионного металла является не столько повышение механических свойств, хотя это важно, сколько резкое выравнивание свойств по сечению и объему отливки, что свидетельствует о повышении изотропности свойств.

5. На механические свойства отливок максимальный положительный эффект оказывает применение микрохолодильников (порошок, дробь и т.п.) в комплексе с добавками (модификатора, раскислителя).

Наряду с повышением стандартных механических свойств (ГОСТ 977—88) при суспензионной заливке повышается и длительная прочность металла.

7. Повышение механических и служебных свойств возрастает при комплексном воздействии на затвердевающий металл, заключающийся заливкой суспензионного металла в тонкостенные металлооболочковые формы.

Неравномерность затвердевания отдельных частей отливки (тонких и толстых, в горячих узлах) и связанное с этим неравномерное сокращение металла, затрудненная усадка приводит к образованию горячих трещин на фасонных отливках. Неблагоприятное расположение неметаллических включений, особенно по границам зерен в виде сплошной пленки легкоплавкой эвтектики и их остроугольная форма, ослабляющие связь между зернами и снижающие прочность металла при высоких температурах, увеличивают вероятность образования горячих трещин.

Как было показано выше, при суспензионной заливке происходит расширение двухфазной зоны и выравнивание температур по сечению отливки и как следствие этого скорости затвердевания и усадки выравниваются в тонких и массивных частях отливки. При этом уменьшаются и напряжения. Наряду с увеличением скорости нарастания твердой поверхностной корочки и благоприятным расположением неметаллических включений, снижением ликвационной неоднородности, все выше отмеченные преимущества являются важнейшими факторами повышения трещиностойкости металла отливок.

И, наконец, установленным фактом является то, что при суспензионной заливке в песчаные формы снижается вероятность образования и величина пригара. Это объясняется снижением температуры металла, поступающего в рабочую полость формы и уменьшением степени прогрева стенок формы, сокращением продолжительности затвердевания, уменьшением жидкотекучести и снижением температуры поверхностного слоя отливки.

Эти особенности формирования отливки при суспензионной заливке позволяют резко сократить количество засоров и уменьшить вероятность образования ужимин.

При вводе микрохолодильников повышается герметичность отливки, термостойкость, окалиность и ростоустойчивость чугуна.

Таким образом, ввод микрохолодильников в жидкий расплав является эффективным целенаправленным методом управления качеством фасонных отливок из стали, чугуна и цветных сплавов. С помощью суспензионной заливки можно успешно осуществлять объемное и локальное модифицирование и легирование металла. Все это способствует повышению надежности и долговечности и ра-

ботоспособности литых изделий. Использование в качестве микрохолодильников стружки, высечки, частиц металлической фракции металлургических и энергетических шлаков и повышение выхода годного делает этот способ ресурсосберегающим и малоотходным.

### Контрольные вопросы

1. Какие существуют виды суспензии и в чем их сущность?
2. Назовите способы получения эндогенной суспензии и область ее применения.
3. Опишите механизм образования эндогенной суспензии.
4. Перечислите основные способы осуществления суспензионной заливки, их преимущества и недостатки.
5. Назовите основные параметры суспензионного литья.
6. Какие виды воздействия оказывает ввод микрохолодильников на кристаллизующийся расплав и их особенности?
7. Что общего и чем отличается эффект измельчения зерна при модифицировании и вводе микрохолодильников?
8. В чем заключается правило Данилова—Неймарка?
9. Назовите основные факторы, оказывающие максимальный эффект от суспензионной заливки.
10. Как влияет суспензионная заливка на ликвацию и величину усадки?
11. Почему при суспензионном литье повышается трещиностойчивость металла отливок и снижается пригар?

## Список литературы

1. **Анисович Г.А., Жмакин Н.П.** Охлаждение отливки в комбинированной форме. М.: Машиностроение, 1969. 136 с.
2. **Анисович Г.А.** Затвердевание отливок. Мн.: Наука и техника, 1979. 232 с.
3. **Баландин Г.Ф.** Основы теории формирования отливки. В 2-х ч. Ч. II. Формирование макроскопического строения отливки. М.: Машиностроение, 1979. 335 с.
4. **Баландин Г.Ф.** Формирование кристаллического строения отливок. Кристаллизация в литейной форме. М.: Машиностроение, 1973. 288 с.
5. **Теория литейных процессов** /В.Д. Белов, М.А. Иоффе, В.М. Колокольцев и др. Под ред. Ри Хосена. Хабаровск: Изд-во РИОТП, 2008. 580 с.
6. **Василевский П.Ф.** Технология стального литья. М.: Машиностроение, 1974. 408 с.
7. **Вейник А.И.** Теория затвердевания отливки. М.: Машгиз, 1960. 435 с.
8. **Ветишка А., Брадик Й., Мацашек Ч., Словак С.** Теоретические основы литейной технологии. Киев: Вища школа, 1981. 320 с.
9. **Воздвиженский В.М., Грачев В.А., Спасский В.В.** Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. М.: Машиностроение, 1984. 432 с.
10. **Гаврилин И.В.** Формирование стальных отливок при суспензионном методе литья: дис... канд. техн. наук. Горький, 1969. 218 с.
11. **Гуляев Б.Б.** Теория литейных процессов. Л.: Машиностроение, 1976. 216 с.

12. **Специальные** способы литья: справочник / В.А. Ефимов, Г.А. Анисович, В.Н. Бабич и др. Под общ. ред. В.А. Ефимова. М.: Машиностроение, 1991. 436 с.
13. **Задиранов А.Н., Кац А.М.** Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов. М.: МГИУ, 2008. 194 с.
14. **Затуловский С.С.** Суспензионная разливка. Киев: Наук. думка, 1981. 260 с.
15. **Производство** стальных отливок /Л.Я. Козлов, В.М. Колокольцев, К.Н. Вдовин и др. Под ред. Л.Я. Козлова. М.: МИСиС, 2003. 352 с.
16. **Курдюмов А.В., Михайлов А.М., Бауман Б.В., Козлов Л.Я.** Лабораторные работы по технологии литейного производства. М.: Машиностроение, 1990. 272 с.
17. **Курдюмов А.В., Пикунов М.В., Чурсин В.М., Бибииков Е.Л.** Производство отливок из сплавов цветных металлов. М.: Металлургия, 1986. 416 с.
18. **Марков С.П.** особенности технологии способа суспензионной заливки стали: дис... канд. техн. наук. Горький, 1975. 150 с.
19. **Михайлов А.М., Бауман Б.В., Благоев Б.Н.** и др. Литейное производство. М.: Машиностроение, 1987. 256 с.
20. **Пикунов М.В.** Плавка металлов, кристаллизация сплавов, затвердевание отливок. М.: МИСиС, 1997. 376 с.
21. **Разумов В.Н.** Технология литейного производства. Иваново, Ивановский энергетический институт, 1974. 171 с.
22. **Рыжиков А.А.** Теоретические основы литейного производства. М. Свердловск: Урало-Сибирское отделение машгиза, 1961. 447 с.
23. **Совершенствование** технологии стального литья / А.А. Рыжиков и др. М.: Машиностроение, 1977. 143 с.
24. **Тимофеев Г.И.** Теория формирования отливки. Н. Новгород: НГТУ, 2005. 142 с.
25. **Тимофеев Г.И.** Механика сплавов при кристаллизации слитков и отливок. М.: Металлургия, 1977. 160 с.
26. **Тимофеев Г.И.** Физико-химические основы плавки. Горький: ГПИ, 1982. 140 с.
27. **Френкель Я.И.** Введение в теорию металлов. Л.: Наука, 1972. 424 с.
28. **Хворинов Н.И.** Кристаллизация и неоднородность стали. М.: Машгиз, 1958. 392 с.

- 
29. **Чернышов Е.А.** Формирование стальных отливок в условиях внешнего и комплексного воздействия. Н. Новгород: Нижегород. гос. техн. ун-т, 2007. 199 с.
  30. **Чернышов Е.А., Паньшин В.И.** Литейные технологии. Основы проектирования в примерах и задачах: учебн. пособие. М.: Машиностроение, 2011. 288 с.
  31. **Чернышов Е.А., Евстигнеев А.И., Евлампиев А.А.** Литейные дефекты. Причины образования. Способы предупреждения: учебн. пособие. М.: Машиностроение, 2008. 282 с.
  32. **Специальные** литейные технологии: учебн. пособие. Ч. 1 / под общ. ред. А.И. Евстигнеева, Е.А. Чернышова. М.: Машиностроение, 2009. 352 с.
  33. **Специальные** литейные технологии: учебн. пособие. Ч. 2 / под общ. ред. А.И. Евстигнеева, Е.А. Чернышова. М.: Машиностроение, 2012. 436 с.

*Учебное издание*

ЧЕРНЫШОВ ЕВГЕНИЙ АЛЕКСАНДРОВИЧ  
ЕВСТИГНЕЕВ АЛЕКСЕЙ ИВАНОВИЧ

**Теоретические основы литейного производства.  
Теория формирования отливки**

Редактор *О.С. Лукашенко*  
Дизайнер переплета *Н.А. Свиридова*  
Компьютерная верстка *В.В. Дёмкин*  
Корректор *М.Я.Барская*

Подписано в печать 02.10.14. Формат 60×88 1/16.  
Бумага офсетная. Гарнитура CharterС.  
Печать офсетная. Усл. печ. л. 29,4. Уч.-изд. л. 29,8.  
Заказ

ООО «Издательство Машиностроение»,  
107076, Москва, Стромынский пер., 4.  
[www.mashin.ru](http://www.mashin.ru)

Отпечатано способом ролевой струйной печати  
в ОАО «Первая Образцовая типография»  
Филиал «Чеховский Печатный Двор»  
142300, Московская обл., г. Чехов, ул. Полиграфистов, д. 1

ISBN 978-5-94275-757-1



9 78 5 942 75757 1