

Министерство образования Республики Беларусь

Учреждение образования
«Гомельский государственный технический
университет имени П. О. Сухого»

Кафедра «Металлургия и технологии обработки материалов»

А. В. Ткаченко, Ю. В. Морозова

ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ

ПРАКТИКУМ

**по выполнению лабораторных работ
для студентов специальности
1-36 02 01 «Машины и технология
литейного производства»
дневной формы обучения**

Гомель 2017

УДК 621.745.5:669.018.28(075.8)
ББК 34.61я73
Т48

*Рекомендовано научно-методическим советом
механико-технологического факультета
ГГТУ им. П. О. Сухого
(протокол № 6 от 24.06.2016 г.)*

Рецензент: гл. инженер ОАО «Гомельский литейный завод «Центролит» *В. М. Матюшенко*;
зав. каф. «Материаловедение в машиностроении» ГГТУ им. П. О. Сухого
канд. техн. наук, доц. *И. Н. Степанкин*

Ткаченко, А. В.

Т48

Литейные сплавы : практикум по выполнению лаборатор. работ для студентов специальности 1-36 02 01 «Машины и технология литейного производства» днев. формы обучения / А. В. Ткаченко, Ю. В. Морозова. – Гомель : ГГТУ им. П. О. Сухого, 2017. – 133 с. – Систем. требования: PC не ниже Intel Celeron 300 МГц ; 32 Mb RAM ; свободное место на HDD 16 Mb ; Windows 98 и выше ; Adobe Acrobat Reader. – Режим доступа: <https://elib.gstu.by>. – Загл. тул. экрана.

Для практической подготовки студентов по определению свойств и характеристик литейных сплавов. Содержит методические указания по содержанию, выполнению и оформлению лабораторных работ.

Для студентов специальности 1-36 02 01 «Машины и технология литейного производства» дневной формы обучения.

**УДК 621.745.5:669.018.28(075.8)
ББК 34.61я73**

© Учреждение образования «Гомельский
государственный технический университет
имени П. О. Сухого», 2017

Исследование жидкотекучести сплавов

Цель работы: закрепление и развитие знаний о жидкотекучести как о литейном свойстве сплавов; приобретение практических навыков определения жидкотекучести по технологическим пробам.

Задачи лабораторной работы:

1. Изучить принципы работы оборудования и оснастки.
2. Определить жидкотекучесть литейных сплавов различными способами.

Теоретические сведения

При заливке расплава, как правило, в холодную форму металл, протекая по каналам литниковой системы и полости формы, охлаждается, теряет теплоту перегрева, т.е., начав затвердевать, его поток может остановиться. При правильном выборе технологических параметров металл в момент окончания заливки должен быть жидким.

Различные сплавы при сравнимых тепловых и одинаковых гидравлических свойствах обладают разной способностью течь и заполнять литейную форму. Теоретически рассчитать процесс заполнения формы и назначить режим заливки затруднительно, хотя все шире используется трехмерное компьютерное моделирование, которое позволяет с тем или иным приближением решать задачи заполнения формы. Однако моделирование является процессом дорогостоящим и трудоемким, кроме того, важно соблюдение условия, чтобы процессы, происходящие при моделировании, соответствовали реальным.

Жидкотекучесть – способность сплава течь и заполнять стандартную литейную форму и воспроизводить самые тонкие очертания ее, а также обеспечивать хорошее питание отливок.

Если сплав обладает низкой жидкотекучестью, то для крупных тонкостенных отливок течение металла может прекратиться раньше, чем будет заполнена форма. В отливке возникает дефект «недолив». Если при низкой жидкотекучести в форме образуются встречные потоки, они могут не слиться и образуется дефект «неслитина», нарушающий сплошность отливки. Если размеры этого дефекта невелики, то он может быть вырублен до чистого металла и заварен.

Различают следующие виды жидкотекучести (рис. 1.1): практическая, условно-истинная, истинная и нулевая.

Практическая жидкотекучесть определяется в условиях постоянной температуры заливки сплава и, следовательно, неодинакового перегрева для всех сплавов данной группы. Это удобная оценка жидкотекучести, например, в зависимости от химического состава сплава, когда температура в печи поддерживается постоянной.

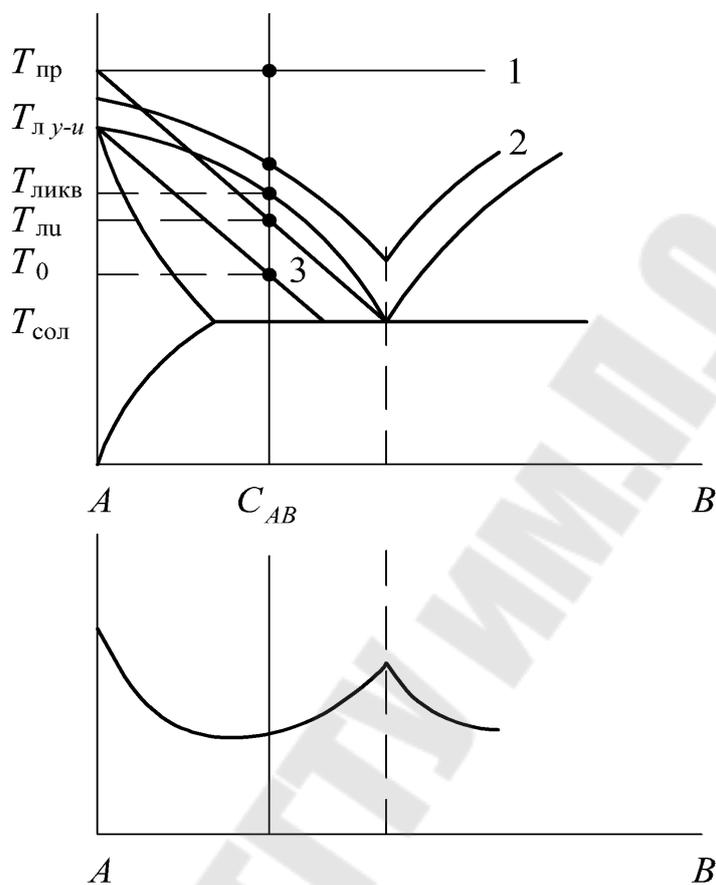


Рис. 1.1. Жидкотекучесть сплавов: 1 – практическая; 2 – условно-истинная; 3 – истинная

Истинную жидкотекучесть определяют в условиях одинакового перегрева над температурой линии нулевой жидкотекучести. Нулевая жидкотекучесть наступает при температуре, лежащей между ликвидусом и солидусом, при определенном количестве твердой фазы, когда сплав теряет свою подвижность. Однако положение линии истинной жидкотекучести трудно найти, и оценить истинную жидкотекучесть трудно. Поэтому в условиях одинакового перегрева сплавов над линией ликвидус определяют условно-истинную жидкотекучесть при одинаковом перегреве их выше температуры ликвидуса. Для различных диаграмм состояния двойных сплавов можно нанести линии жидкотекучести и определить зависимость ее от вида диаграммы.

На рис. 1.1 показана связь жидкотекучести с диаграммой состояния эвтектического типа. Наибольшей жидкотекучестью обладают эвтектические сплавы, чистые металлы и интерметаллиды, кристаллизующиеся при постоянных температурах. По мере увеличения интервала кристаллизации жидкотекучесть уменьшается. Однако минимальная жидкотекучесть наблюдается не при концентрации предельной растворимости добавки в основе сплава, где интервал кристаллизации достигает максимального значения; он соответствует точке пересечения линии нулевой жидкотекучести с линией эвтектической платформы. Разница между жидкотекучестью в этих двух точках обычно невелика. Фактически на жидкотекучесть решающее влияние оказывает область, заключенная между линиями ликвидуса и нулевой жидкотекучестью. Максимальный интервал температур в пределах этой области соответствует наивыгоднейшим условиям накопления твердых кристаллов в потоке сплава, которые за кратчайшее время образуют достаточно прочную пробку для остановки расплава. И, наоборот, в сплавах, в которых кристаллы образуются только при определенной температуре или в узком интервале, накопление твердых частиц будет происходить медленно.

Жидкотекучесть зависит от большого количества факторов, которые можно объединить в три основные группы:

- факторы, связанные со свойствами сплава (вязкость, поверхностное натяжение, теплота и интервал кристаллизации, теплопроводность, теплоемкость и др.);
- факторы, связанные со свойствами заполняемой формы (шероховатость стенок формы, теплопроводность, газопроницаемость и т.д.);
- факторы, зависящие от условий заполнения формы (металлостатический напор, избыточное внешнее давление на расплав, перегрев расплава, температура литейной формы, конструкция литниковой системы и т.д.).

При изменении условий плавки металла, состава шихты, применяемых модификаторов, при внедрении новых или изменении состава известных сплавов важно оценить соответствующее изменение жидкотекучести металла и (при необходимости) скомпенсировать снижение ее путем корректировки технологии изготовления отливки (перегрев металла, конструкция литниковой системы, сечение питателей и т.д.)

Мерой жидкотекучести во всех пробах является степень заполнения полости формы сплавом.

При исследовании жидкотекучести необходимо следить за тем, чтобы основные параметры поддерживались постоянными. Это относится,

прежде всего, к поддержанию постоянной температуры или постоянного перегрева над ликвидусом, к материалу формы, ее размерам и конфигурации заливаемой полости.

Исследования на жидкотекучесть с применением всех проб проводятся применительно к конкретным условиям литейного процесса. Поэтому формы для получения проб могут быть песчаные и металлические, при необходимости и из керамических смесей. Результаты отдельных проб могут, конечно, являться относительными и не могут взаимно сопоставляться; каждая из них подчеркивает значение различного рабочего свойства расплава (поверхностного натяжения, вязкости, характера кристаллизации).

Пробы постоянного сечения. 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. Наиболее широко распространены спиральная (рис. 1.2), комплексная (рис. 1.3) и прутковая пробы (рис. 1.4).

Спиральная проба (рис. 1.2) состоит из чаши 1, фильтра 2, стояка 3, металлоприемника 4 и спирального канала 5 трапецеидального сечения с небольшими выступами 6. О величине жидкотекучести судят по пути, пройденному металлом до затвердевания, т.е. длине прутка. Небольшие выступы 6, нанесенные через 50 мм, облегчают измерение спирали. В соответствии с ГОСТ жидкотекучесть по спиральной пробе определяют заливаемым в песчаноглинистые сырые и сухие формы, а также в металлические формы сплавом. Спиральный канал позволяет получить длинные прутки в сравнительно небольших по габаритам формах. Отклонение длины пробы от среднего значения составляет около 8 % без чаши. При установке мерной чаши со стопором отклонения могут быть уменьшены до 3,5 %.

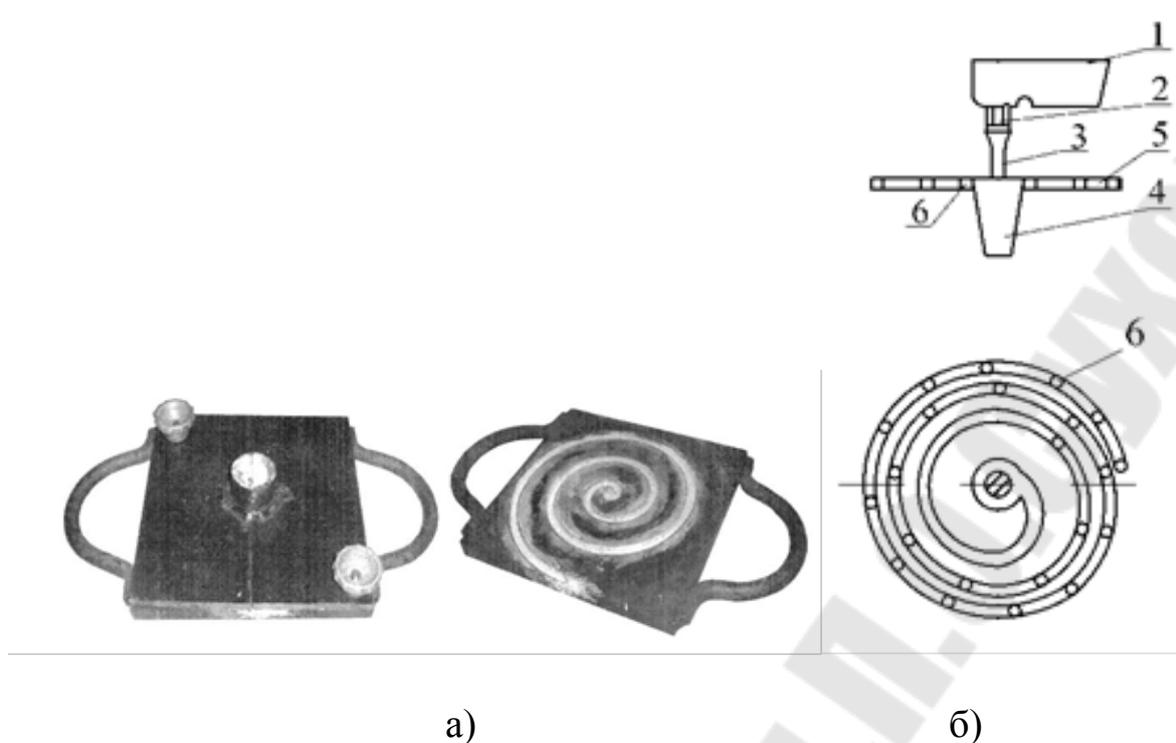


Рис. 1.2. Внешний вид (а) и схема (б) спиральной пробы

U-образная проба (рис. 1.3, проба Ю.А. Нехензи, А.М. Самарина, С.К. Кантеника) имеет вертикальное расположение канала постоянного сечения. Высота подъема металла в канале пробы является количественной характеристикой жидкотекучести. Эта проба позволяет одновременно оценивать усадку сплава и склонность к образованию трещин.

Прутковая проба (рис. 1.4) имеет обычно цилиндрический канал диаметром 5 мм, выполненный в песчано-глинистой форме. Металл поступает в канал из буферного резервуара, заполняемого из литниковой воронки. Заполнение воронки и вхождение металла в канал значительно зависят от условий заливки. Проба должна устанавливаться точно по уровню. Воспроизводимость определения жидкотекучести в этой пробе низкая (отклонения до 15 %).

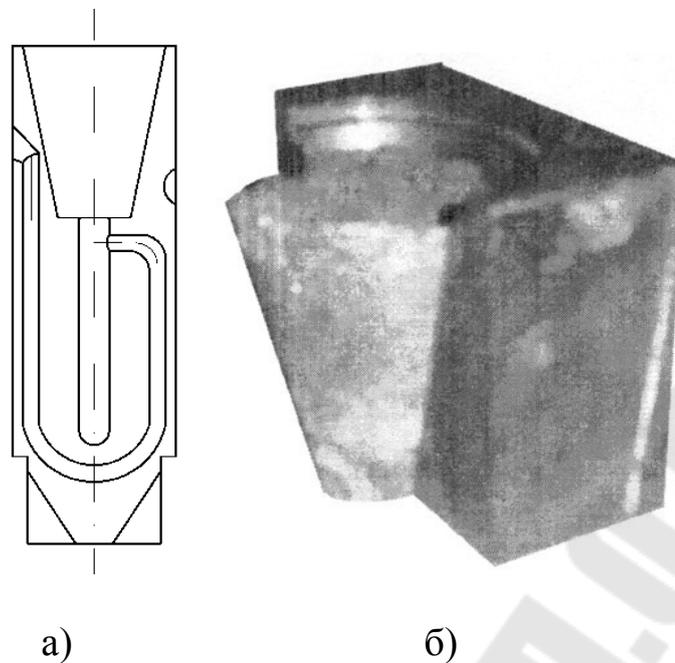


Рис. 1.3. Схема U-образной пробы (а) и общий вид огнеупорной воронки в полуформе (б)

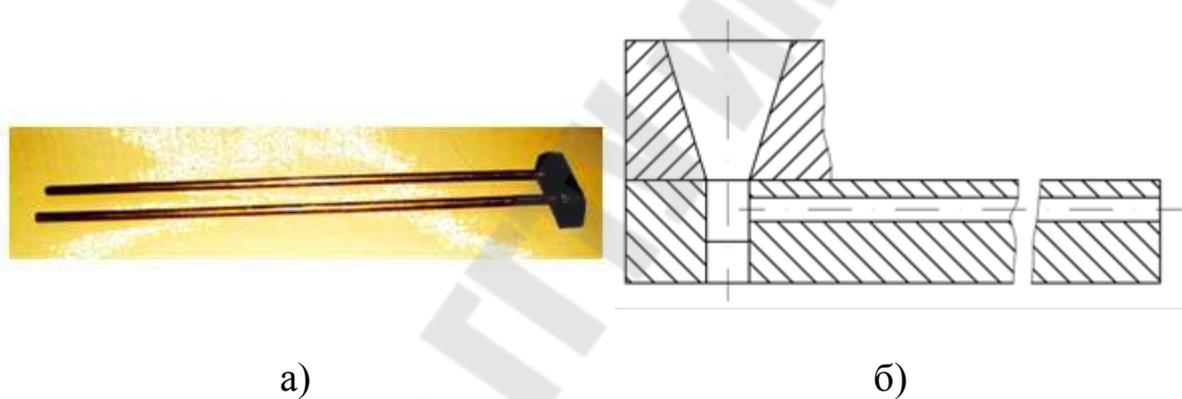


Рис. 1.4. Внешний вид (а) и схема (б) прутковой пробы

Пробы переменного сечения. 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. Наибольшее распространение получили клиновья и шариковая пробы (рис. 1.5).

В *клиновой пробе* (рис. 1.5, а) полость формы переменного сечения в виде клина заполняется жидким металлом, который проникает в зависимости от жидкотекучести сплава на определенное расстояние. Показателем жидкотекучести является зазор, образующийся между

вершиной конуса формы и вершиной затвердевшего металла: чем меньше это расстояние, тем жидкотекучесть больше.

Металлическая *шариковая проба* (рис. 1.5, б), разработанная А.Г. Спасским, имеет вертикальный разъем вставки 3, соприкасающейся с шариком 2 диаметром 20 мм, вмонтированным в одну из половинок металлической формы.

Металл подводится в нижнюю часть формы через воронку 4 и литниковый канал 5. Он подтекает в пространство между планкой 3 и шариком 2, но не заполняет всего пространства, оставляя отверстие. Жидкотекучесть характеризуется площадью отверстия или его диаметром, чем меньше эти величины, тем больше жидкотекучесть. Чем меньше площадь этого отверстия или его средний диаметр, тем более тонкостенную отливку может заполнить сплав в аналогичных условиях.

Для характеристики любой применяемой пробы наиболее важны показатели ее чувствительности и воспроизводимости.

Чем выше чувствительность пробы, тем меньшее изменение исследуемого фактора может быть зарегистрировано. Воспроизводимость пробы характеризует повторяемость результатов при неизменных условиях проведения опыта.

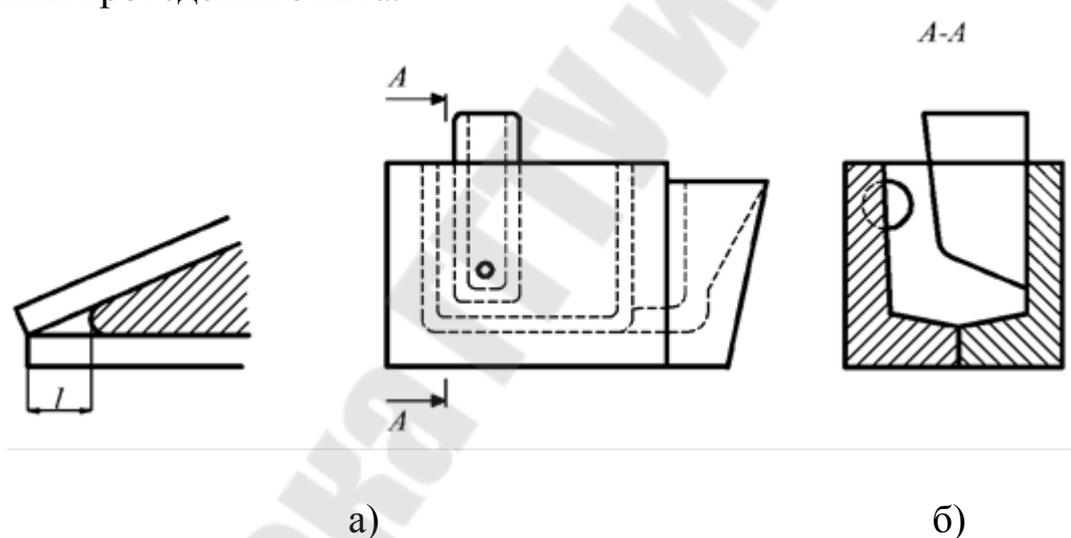


Рис. 1.5. Пробы переменного сечения: а – клиновья проба; б – шариковая проба

Практическая часть

Изучить жидкотекучесть алюминиевого сплава с помощью спиральной пробы.

Порядок проведения лабораторной работы

1. Для проведения лабораторной работы необходимы: плавильная печь, шихта, формовочная смесь, модель спиральной пробы, формовочный и заливочный инструмент, опоки.
2. Приготовить три формы для заливки спиральной пробы.
3. Алюминиевый расплав перегреть в печи до температуры 750 °С.
4. Залить формы расплавом, имеющим температуру 750, 700, 650 °С.
5. После охлаждения отливки выбить из формы, очистить и измерить длины спиралей. Результат замеров и расчет жидкотекучести занести в таблицу 1.
6. На основании результатов лабораторных опытов построить графическую зависимость жидкотекучести алюминиевого расплава от температуры перегрева и сделать выводы.

Таблица 1

Температура расплава, °С	Температура перегрева, °С	Экспериментальная жидкотекучесть, см
750	180	
700	130	
650	80	

Контрольные вопросы

1. Что такое жидкотекучесть?
2. Какие существуют основные виды для определения жидкотекучести?
3. Как определяют практическую жидкотекучесть?
4. Как определяют истинную жидкотекучесть?
5. Как определяют условно-истинную жидкотекучесть?
6. На какие группы делятся основные факторы, влияющие на жидкотекучесть?
7. Какова связь величины жидкотекучести с положением сплава на диаграмме состояния?
8. Какие сплавы обладают наибольшей жидкотекучестью?
9. На какие группы делятся пробы для определения жидкотекучести?
10. Приведите примеры проб, дайте краткое их описание.
11. Что является мерой жидкотекучести в пробах постоянного сечения?

Исследование усадки сплавов

Цель работы: Закрепление и развитие знаний о литейных свойствах сплавов; освоение методики экспериментального определения процесса усадки, исследование состава сплава и литейной формы на величину линейной и литейной усадки и образование усадочных дефектов.

Задачи лабораторной работы:

1. Изучить методики определения усадочных процессов в сплавах цветных металлов.
2. Исследовать величину усадочных дефектов при свободной и затрудненной усадке алюминиевого сплава.

Теоретические сведения

При формировании отливок происходят фазовые превращения, сопровождающиеся объемными изменениями. Большинство металлов и сплавов затвердевают с уменьшением объема. При охлаждении затвердевших отливок с некоторыми сплавами, например железоуглеродистыми, происходят полиморфные превращения с изменением удельного объема фаз.

Как известно, при охлаждении все тела уменьшают свой объем и линейные размеры. Так как температурное поле формирующейся отливки неоднородно, указанные объемные изменения в разных участках отливки развиваются в неодинаковой степени, что вызывает напряженное состояние отливки и появление в ней различных дефектов в виде пор и усадочных раковин.

Под *усадочными процессами* понимают совокупность явлений сокращения размеров и объема металла, залитого в форму, при его затвердевании и охлаждении. В отдельных случаях при кристаллизации литейных сплавов происходит выделение новых фаз с увеличенным удельным объемом, что уменьшает усадку на отдельных этапах формирования отливки.

Численные характеристики изменений размеров тел при охлаждении называют *коэффициентами усадки*, которые могут выражаться в объемных или линейных величинах, в долях единицы или в процентах.

Усадка жидкого и кристаллизующегося сплава обуславливает образование в отливках незаполненных металлом полостей (усадочных

раковин и пор). Уменьшение объема жидкого и кристаллизующегося сплава принято характеризовать коэффициентом ε_V объемного сжатия (*объемной усадки*).

Усадка твердого сплава или сплава, находящегося в твердожидком состоянии, но уже получившего и сохраняющего определенные геометрические очертания, является причиной развития внутренних напряжений в отливке и образования в ней трещин. Усадку такого сплава принято характеризовать коэффициентом ε_l линейного сжатия (*линейной усадки*).

Различают коэффициенты усадки: в жидком состоянии, при затвердевании и в твердом состоянии.

Усадка в жидком состоянии. Сразу после заливки расплава в форму начинается отвод тепла перегрева от металла в форму. Одновременно происходит усадка расплава, которая заканчивается при его затвердевании. Она проявляется снижением уровня металла, залитого в форму. Величина усадки пропорциональна степени перегрева:

$$\varepsilon_{VЖ} = \alpha_{VЖ} \cdot (t_3 - t_{сол}) \quad (2.1)$$

где: $\varepsilon_{VЖ}$ – объемная усадка в жидком состоянии, %; $\alpha_{VЖ}$ – коэффициент объемной усадки в жидком состоянии, K^{-1} ; t_3 – температура заливки, $^{\circ}C$; $t_{сол}$ – температура солидуса, до которой еще существует жидкая фаза, $^{\circ}C$.

Объемная усадка расплава происходит как выше температуры ликвидуса, так и в интервале затвердевания. В последнем случае ее внешнее проявление, естественно, заметно в меньшей степени, так как в интервале затвердевания (при понижении температуры к солидусу) качество жидкой фазы непрерывно уменьшается за счет образования твердой фазы. Это видно из рис. 2.1, из которого следует, что в интервале затвердевания представлены все виды объемных изменений металла. Здесь проявляется изменение объема, обусловленное кристаллизацией расплава, а также усадкой образовавшихся кристаллов при понижении температуры (некоторых в случаях происходит и отрицательная усадка – расширение) и усадкой оставшейся жидкой фазы.

Объемная усадка в жидком состоянии растет с увеличением перегрева. Поэтому эту усадку можно оценить в интервале понижения температуры на определенное количество градусов (например, $100^{\circ}C$).

Усадка при затвердевании. В интервале затвердевания (между температурами ликвидуса и солидуса) жидкая фаза превращается в твердую. В соответствии с теоретическими представлениями о внутреннем строении расплава можно ожидать, что образовавшаяся после

затвердевания расплава кристаллическая фаза при той же температуре будет иметь меньший объем.

В сложных литейных сплавах влияние состава сплава на усадку и твердом состоянии вблизи температуры кристаллизации связано с его положением на диаграмме состояния (рис. 2.2).

Добавки различных элементов, как правило, снижают усадку чистых металлов в твердом состоянии. Это понижение возрастает при увеличении содержания добавки до концентрации C , соответствующей точке пересечения линии температур на границе выливаемости и эвтектической платформы. В пределах эвтектических сплавов усадка изменяется либо по линейному закону (рис. 2.2. а), либо в средней части диаграммы происходит ее скачкообразное изменение (рис. 2.2, б).



Рис. 2.1. Виды объемных изменений при охлаждении и затвердевании расплава.

В каждой из двух частей «разорванной» линии усадка определяется свойствами фазы, входящей в эвтектику в преобладающем объеме. Эта зависимость проявляется на сплавах, компоненты которых имеют значительную разницу в коэффициентах усадки.

Усадка в процессе затвердевания происходит в узком интервале температур кристаллизации. Разные металлы во время кристаллизации имеют различную усадку (табл. 2.1).

Усадка в твердом состоянии. Изменение объема металлов и сплавов при изменении температуры описывается следующим уравнением:

$$V_1 = V_0 \cdot [1 - \alpha_{VT} \cdot (t_1 - t_0)] \quad (2.2)$$

где: V_1 – объем отливки при температуре t_1 , м³; V_0 – объем отливки при температуре t_0 , м³; α_{VT} – коэффициент объемной усадки в твердом состоянии, К⁻¹.

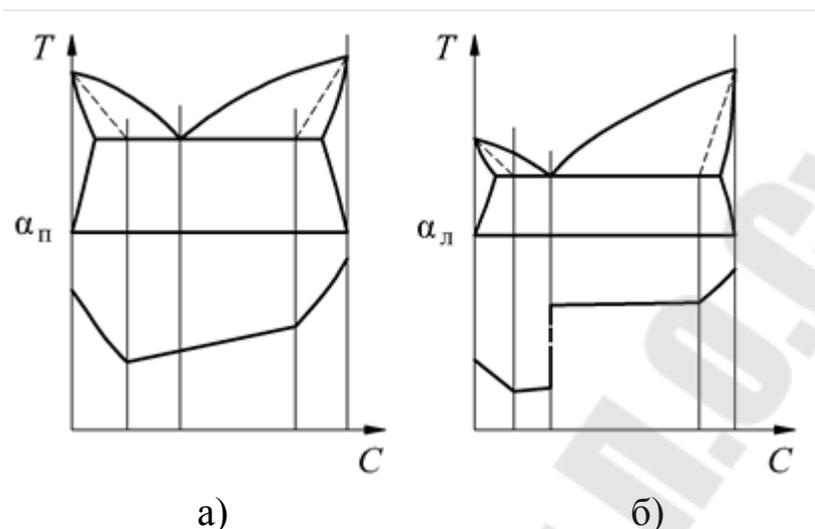


Рис. 2.2. Связь коэффициентов литейной усадки α_L с диаграммами состояния сплавов: а – при небольшой разнице коэффициентов усадки компонентов; б – при значительной разнице коэффициентов усадки компонентов

Усадка литейных сплавов при переходе из жидкого в твердое состояние в интервале температур затвердевания

Таблица 2.1

Усадка литейных сплавов при переходе из жидкого в твердое состояние в интервале температур затвердевания

Сплав	Усадка при изменении агрегатного состояния, % объемный	Сплав	Усадка при изменении агрегатного состояния, % объемный
Углеродистая сталь (0,5 % С)	2,5-3,0	Магний	4,2
Углеродистая сталь (1,0 % С)	4,0	Цинк	6,5
Белый чугун	4,0-4,5	Медь	4,9
Серый чугун	Расширение 2,5	Латунь (Cu Zn 30)	4,5
Алюминий	6,6	Силумин (Al Si 12)	3,8

Объемную усадку отливки в твердом состоянии (ε_{VT}) можно выразить формулой:

$$\varepsilon_{VT} = \alpha_{VT} \cdot (t_1 - t_0) \cdot \frac{V_1 - V_0}{V_0} \cdot 100 \quad (\%) \quad (2.3)$$

Объемная усадка ε_V равна приблизительно трехкратной линейной усадке ε_l . Это следует из рассмотрения усадки куба объемом V_0 с гранями длиной l_0 до объема V_1 :

$$V_1 = l_1^3,$$

$$l_1^3 = l_0^3 \cdot (1 - \varepsilon_l)^3 = l_0^3 \cdot (1 - 3 \cdot \varepsilon_l) = V_0 \cdot (1 - \varepsilon_V)$$

$$\varepsilon_V = \varepsilon_l$$

Величина тепловой усадки металла является физическим свойством данного металла, если считать его гомогенным (без учета влияния выделившихся газов и т.п.).

Коэффициент объемной усадки в твердом состоянии ε_{VT} в целом ниже, чем коэффициент усадки в жидком состоянии $\varepsilon_{VЖ}$ ($\varepsilon_{VT} < \varepsilon_{VЖ}$). Его абсолютная величина постепенно уменьшается при снижении температуры.

У ряда сплавов в определенных условиях усадке предшествует *предусадочное расширение*, связанное с увеличением объема при затвердевании (например, при кристаллизации серого чугуна), интенсивным выделением газов, расширением первоначально образовавшейся переохлажденной оболочки отливки и др. Величина расширения обычно не превосходит 0,05–0,3 % и может оказать существенное влияние на общую величину линейной усадки. С помощью специальных приборов, фиксирующих изменение длины охлаждающегося образца, можно получить кривую протекания линейной усадки во времени. На кривой линейной усадки (рис. 2.3) находят отражение также фазовые превращения в твердом металле, идущие с изменением объема.

Предусадочное расширение сплавов вызывает появление в отливках горячих трещин, пористости, ликвации, что снижает механические свойства, плотности и герметичность деталей. Раскрытие природы этого

явления дает возможность управлять технологическими процессами, чтобы эффективно бороться с пороками.

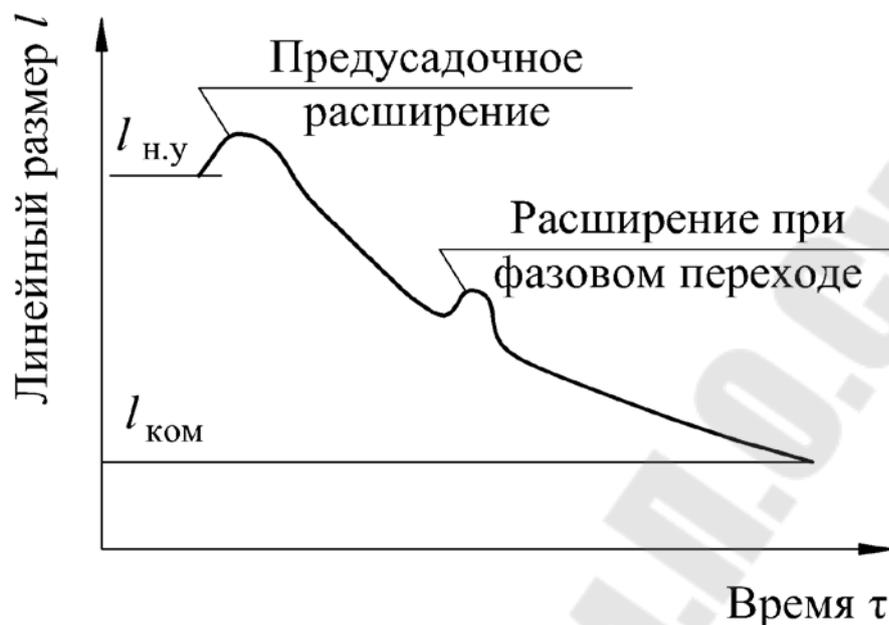


Рис. 2.3. Типовая кривая линейной усадки

Накопленный опыт экспериментальных исследований позволяет всесторонне оценить действие различных факторов на развитие предусадочного расширения. Описанные гипотезы и объяснения причин содержат ряд противоречивых и труднообъяснимых положений:

Предусадочное расширение по данным разных авторов происходит при различных температурах внутри интервала ликвидус–солидус. В одних случаях – при температуре, близкой к температуре границы жидко-твердого состояния, в других же – ближе к температуре ликвидус.

Отсутствует объяснение различного влияния небольших добавок элементов на изменение предусадочного расширения сплавов. Например, добавка 1 % Те к сплаву МЛ12 увеличивает предусадочное расширение вдвое, а добавка к этому сплаву по 1 % Cu, Nd, Pb снижает предусадочное расширение до нуля.

В большинстве случаев причиной предусадочного расширения считают газовыделение. В то же время некоторые исследователи отмечают наличие предусадочного расширения при отсутствии газов в сплаве.

Отмеченные выше противоречия и «темные пятна» получают логическое объяснения, если предусадочное расширение рассматривать с учетом особенностей формирования структуры сплавов, размеров и формы образующихся и растущих кристаллитов, с учетом механики сплавов при затвердевании.

Все экспериментальные данные свидетельствуют о том, что предусадочное расширение проявляется внутри интервала ликвидус–солидус, то есть при одновременном присутствии в сплаве твердых кристаллов и жидкой фазы. При этом следует подчеркнуть характерную особенность предусадочного расширения – оно происходит после некоторой усадки: предусадочному расширению обычно предшествует некоторая усадка. Усадка как процесс сокращения размеров сопровождается перемещением. Отсюда естественно, что предусадочное расширение необходимо связывать с особенностями поведения сплава, содержащего твердые кристаллиты, разделенные жидкой фазой. Во время движения. А основная особенность дисперсных, зернистых сред состоит в том, что при движении они увеличиваются в объеме – «разбухают». Это явление в зернистых средах объясняется тем, что во время движения нарушается плотная упаковка зерен. При наличии градиента скорости в результате трения о стенки формы соседние зерна перемещаются с различной скоростью, в результате чего происходит перемещение зерен относительно друг друга. Грани равноосных полиэдрических зерен расположены под разными углами. Поэтому движение зерен часто не совпадает с направлением действующей силы при усадке, зерна перемещаются по граням в различных направлениях, возможны и повороты зерен. В результате образуются межзеренные полости, приводящие к увеличению объема – разбуханию всех движущейся массы сплава. Это увеличение объема, фиксируемое приборами при изучении усадки, и представляет собой предусадочное расширение сплава. Величина разбухания движущейся зернистой массы в среднем совпадает с величиной предусадочного расширения – в линейном выражении до ~ 1,5 %.

При рассмотрении механизма предусадочного расширения становится явной и очевидной причина отсутствия предусадочного расширения при затвердевании чистых металлов, а также в случае формирования столбчатой структуры при затвердевании сплавов в температурном интервале. В обоих этих случаях кристаллизация носит более направленный характер, твердые кристаллиты достаточно жестко связаны и не способны перемещаться для компенсации усадки. Усадка компенсируется не за счет движения двухфазной зернистой жидкости. А за счет движения жидкой фазы между кристаллитами и их ветвями.

При больших скоростях охлаждения в отливках возникают крутые температурные градиенты, приводящие к сугубо направленному затвердеванию с узкой двухфазной зоной. Предусадочное расширение мало или совсем отсутствует.

Очень малые скорости затвердевания сопровождаются малыми скоростями усадки. При очень медленном движении чрезвычайно малую

величину имеют градиенты скоростей. Поэтому сдвиг зерен относительно друг друга маловероятен, а, следовательно, мало и предусадочное расширение. С увеличением газосодержания сплава предусадочное расширение возрастает потому, что выделение газа в молекулярной форме более благоприятно происходит в готовых межкристаллитных полостях, которые увеличиваются в объеме под давлением выделившегося газа.

Итак, предусадочное расширение происходит на стадии двухфазной массы сплава, когда концентрация твердой фазы достигает критической величины, сохраняющей способность к движению при определенном сдвиговом напряжении. В результате усадки при движении зернистой массы, состоящей из кристаллитов, разделенных жидкой фазой, происходит «разбухание» массы сплава из-за взаимного сдвига зерен и их скольжения или поворота. Величина и температура прохождения предусадочного расширения зависят от морфологии затвердевания сплавов, от размеров формирующих кристаллитов.

Сокращение линейных размеров, определяемое только свойствами самого сплава, которое протекает без торможения со стороны формы, принято называть линейной (свободной) усадкой. В реальных условиях производства отливок сокращение их размеров встречает препятствия (затруднения) со стороны формы вследствие трения отливки о ее стенки, из-за наличия стержней, выступающих частей, стояка, прибылей, выпоров и т. д. Кроме механического торможения усадки, большинство отливок испытывает также термическое торможение, связанное с различием скоростей охлаждения отдельных частей. Поэтому действительное изменение линейных размеров характеризуется не коэффициентом линейной (свободной) усадки сплава, а литейной (затрудненной) усадкой, значения которой могут быть неодинаковы в различных направлениях даже для одной и той же отливки.

Линейная (свободная) усадка – это усадка, которая развивается свободно, без каких-либо затруднений.

Литейной усадкой ($\epsilon_{\text{лин}}$) это усадка, которая протекает с определенными затруднениями (торможением).

Литейная усадка всегда меньше, чем линейная. При высоких температурах сплавы не подчиняются закону Гука и в отливках под воздействием сил, препятствующих усадке, могут развиваться значительные пластические деформации. В результате этого линейная усадка уменьшается на величину пластических деформаций.

Фактическая величина литейной усадки зависит от способности формы к пластическим деформациям, т.е. от податливости формы (механическое торможение). Если форма металлическая, то литейная усадка равна нулю. Вследствие расширения формы при ее прогреве может происходить даже увеличение размеров отливки. Однако при этом в

отливках могут возникнуть трещины из-за истощения резерва пластичности металла кокиля.

Кроме механического торможения необходимо учитывать и термическое торможение. Отливка представляет собой связанные в одну конструкцию отдельные элементы, имеющие различную конфигурацию и разные толщины стенок. Поэтому охлаждение различных элементов отливки происходит с разной скоростью и, соответственно, с разной скоростью будут развиваться усадочные процессы. Медленно охлаждающиеся части будут препятствовать усадке более быстро охлаждающихся частей. В результате литейная усадка будет меньше соответствующей свободной усадки.

На рис. 2.4 представлены четыре основные стадии усадки. На первой стадии (рис. 2.4, а) полость формы заполнена расплавом, залитым при температуре ликвидуса, так что расплав начинает затвердевать сразу же после контакта с формой, а затем затвердевает постепенно. На второй стадии (рис. 2.4, б) затвердевает корка – получается своего рода закрытый сосуд, внутри которого заключен расплав. По мере охлаждения происходит усадка расплава и затвердевшей корки, а также имеет место уменьшение объема при изменении агрегатного состояния (на плоскости кристаллизации). Усадка расплава и уменьшение объема при переходе из жидкого состояния в твердое превышают усадку корки (то есть уменьшение сечения в свету). Поэтому в определенный момент расплав отделяется под действием силы тяжести от верха затвердевшей корки и опускается (рис. 2.4, в). Над расплавом остается полость – закрытая усадочная раковина (рис. 2.4, г). В образовавшейся раковине в отливках из дегазированных сплавов создается разрежение, вследствие чего верхняя тонкая корка может прогнуться внутрь раковины, как это показано пунктирными линиями на рис. 2.4, в, г. Таким образом, усадочная раковина состоит из наружной (впадины) и внутренней частей.

Чтобы не допустить образования в отливке усадочной раковины, надо к отливке присоединить резервуар сплава – прибыль (рис. 2.4, д), из которой под действием силы тяжести расплав переместится в затвердевающую отливку. Усадочная раковина в этом случае образуется только в прибыли, которую отделяют от отливки.

Изменения объема в результате усадки целесообразнее оценивать суммарно:

$$\Delta V_{затв} = V_{н.у.} + V_{рак} + \sum V_{пор}, \quad (2.4)$$

Усадочной раковиной называют группу концентрированных пустот (или одну пустоту), образующихся в результате усадки сплава.

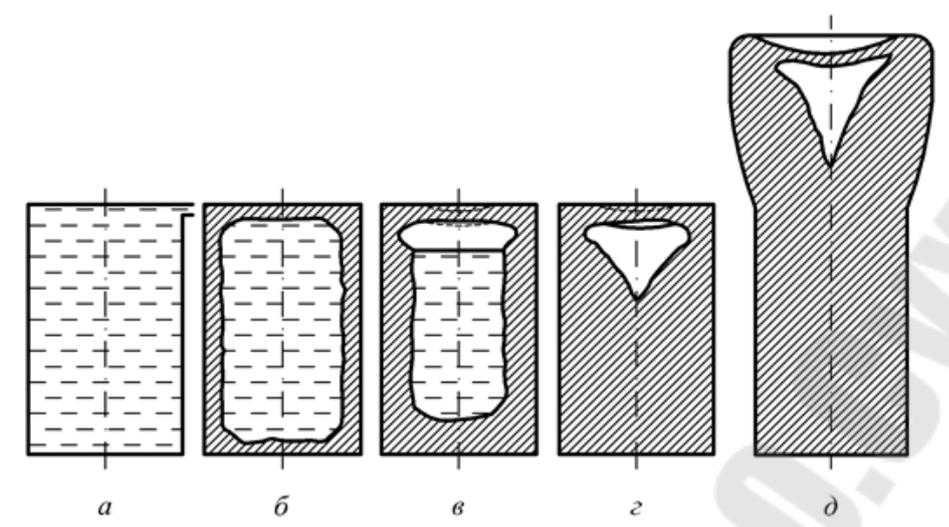


Рис. 2.4. Ход образования усадочной раковины у отливки без прибыли

Часть отливки, в которой располагаются усадочные раковины, называют *областью усадочной раковины*.

Слои металла, разделяющие пустоты усадочной раковины и закрывающие ее сверху, называют мостами. В плоских отливках мосты более развиты (рис. 2.5).

Если усадочная раковина сверху закрыта мостом, она называется *закрытой* (рис. 2.5, а – в), при отсутствии моста – *открытой* (рис. 2.5, г).

В случае опускания зеркала расплава или информации затвердевшей корки на поверхности отливки образуется утяжина (рис. 2.5, б).

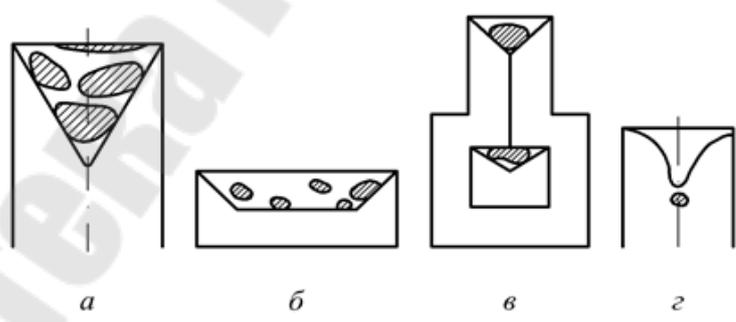


Рис. 2.5. Типы усадочных раковин

Если в процессе затвердевания отливки какая-то ее часть обособляется, в ней образуется изолированный бассейн, и возникает самостоятельная вторичная усадочная раковина.

Относительная величина усадочной раковины различна у разных сплавов. Очень широки интервалы значений и для сплавов одного типа. Так, например, объем усадочной раковины у стали составляет от 3 до 10 % начального объема расплава, у серого чугуна 1,5–2,5 %, у

модифицированного чугуна 2–3,5 %, у белого чугуна 2,5–6 %, у чугуна с шаровидным графитом 0–13 %. Большой разброс этих значений связан со сложностью процесса, который зависит от следующих факторов:

– материал отливки: сравнительно малая разница в химическом составе сплавов одного типа; разное содержание газов; у чугунов различный ход графитизации; разная температура заливки; различные теплофизические свойств;

– форма: податливость под давлением сплава; расширение формы; ее прочность и теплофизические свойства. Определенную роль играет техника формовки и заливки;

– конструкция отливки: стойкость к деформации (жесткость или податливость) и величина последней.

Приведенные три основных фактора проявляют себя одновременно, и их влияние алгебраически складывается.

Форма усадочной раковины обусловлена скоростью понижения уровня, то есть перемещения частиц жидкого сплава, и ходом нарастания затвердевшей корки (рис. 2.6). Оба эти фактора отражаются отношением между поверхностью кристаллизации F_K (причем имеется в виду простое последовательное затвердевание) и соответствующей ей поверхностью зеркала жидкого сплава F_3 :

$$\frac{F_K}{F_3} = \varphi, \quad (2.5)$$

Величины F_K и F_3 изменяются во время затвердевания, и вместе с ними изменяется и отношение φ . Чем больше φ , тем круче поверхность усадочной раковины. Усадочная раковина с меняющейся крутизной, таким образом, свидетельствует о соответствующих изменениях в процессе затвердевания (рис. 2.7). Такая раковина имеет глубокое сужение (рис. 2.7, в). Наилучшая форма раковины представлена на рис. 2.7, а. Здесь имеет место просто опускание всего уровня, когда φ в течение всего периода затвердевания понижается.

На отношение φ , а тем самым и на глубину усадочной раковины можно влиять путем охлаждения отливок за счет соответствующей комбинации формовочных материалов с разной теплопроницаемостью.

При определенных обстоятельствах φ не будет увеличиваться к концу затвердевания и может даже снижаться; при этом уменьшится и крутизна стенок усадочной раковины. Такие случаи весьма благоприятны при расширенной прибыли, потому что можно достигнуть небольшого остаточного веса прибыли после ее затвердевания, т.е. после того, как определенная часть расплава переместилась в отливку (рис. 2.7, а). При

определенных условиях усадочная раковина может получиться точно конусной (рис. 2.7, б).

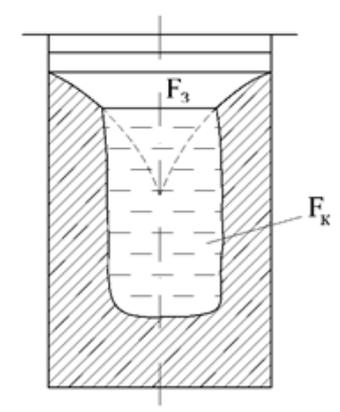


Рис. 2.6. Эскиз для определения мгновенного значения отношения φ

Если малое численное значение φ сохранится до конца затвердевания, усадочная раковина будет мелкой, а оставшаяся часть прибыли будет невелика. Таким образом, знание и использование приведенных зависимостей дают и экономические результаты.

Положение усадочной раковины зависит в основном от конструкции отливки. Отливки по конструкции можно разделить на простые, представляющие собой один термический узел, и сложные – из многих термических узлов.

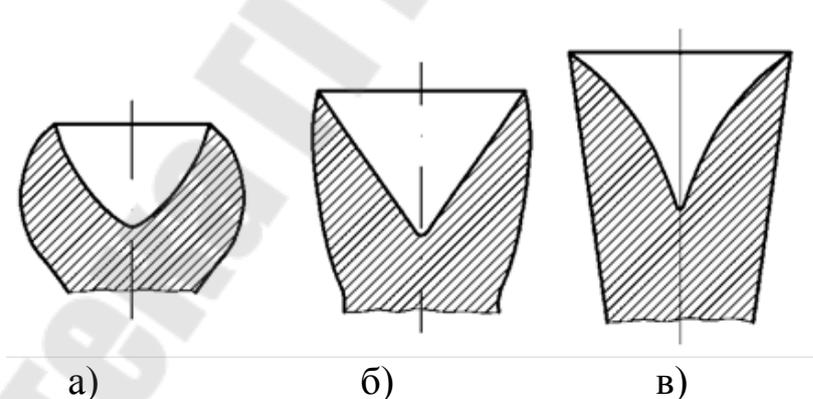


Рис. 2.7. Зависимость между формой усадочной раковины и величиной φ , а тем самым и формой прибыли: а – величина φ снижается во времени; б – $\varphi = \text{const}$; в – φ увеличивается во времени

Практическая часть.

Исследовать свободную и затрудненную усадку алюминиевого сплава.

Порядок проведения лабораторной работы.

1. Для проведения лабораторной работы необходимы: алюминиевый расплав, плавильная печь, прибор конструкции Большакова И.Ф. формовочная смесь, модель пробы с фланцами, опоки, измерительный, формовочный и заливочный инструмент.
2. Приготовить три формы для заливки проб с фланцами.
3. Залить формы расплавом, перегретым до температуры 650 С.
4. После охлаждения до комнатной температуры отливки выбить, очистить щеткой и измерить их длины между выступами.
5. Измерить расстояние между центрами отверстий на модели и определить величину литейной усадки. Результаты измерений и вычислений занести в таблицу 2.
6. Подготовить к заливке прибор для определения литейной усадки. Заливку производить при температуре алюминиевого расплава 650 С.
7. Следить за показаниями индикатора прибора на протяжении всего периода охлаждения пробы. Показания индикатора после полного охлаждения отливки занести в таблицу 2. За величину линейной усадки принимается среднее арифметическое трех определений.

Таблица 2.2

Длина отливки l_0 , мм	Длина модели L_m , мм	Коэффициент затрудненной усадки, %		Коэффициент свободной усадки, %	
		каждой пробы	среднее	каждой пробы	среднее

Для определения линейной усадки используют различные по своим размерам и конфигурации образцы и разнообразные средства регистрации линейных изменений отливок. Принципиальной особенностью обычно используемых образцов для исследования линейной усадки является неравномерное распределение температуры в объеме образца, а особенно по длине бруска, в связи с чем различные участки отливки могут одновременно претерпевать усадку и расширение, а получаемая экспериментально кривая отмечает суммарный эффект линейных изменений в отливке.

Для исследования линейной усадки можно использовать прибор И.Ф. Большакова, метод А.А. Бочвара, а также пробу в виде круглого бруска с фланцами.

Прибор И.Ф. Большакова. Линейную (свободную) усадку определяют на приборе И.Ф. Большакова и по методу А.А. Бочвара с помощью прямых прутков.

На металлическом каркасе 1 прибора (рис. 2.8) конструкции И. Ф. Большакова смонтирован диск 2 циферблата с индикаторной головкой 3. Прибор отградуирован так, что каждое деление шкалы соответствует изменению линейного размера образца длиной 200 мм на 0,001 %.

В каркас прибора устанавливают опоку 5 с формой образца 8 размером $(30 \times 25 \times 250) \cdot 10^{-3}$ м. Над опокой помещают две подвижные каретки, одна из которых штоком 6 соединяется с иглой индикатора, а другая 10 закрепляется в прорези торцевой стенки каркаса 11. В каждой из кареток перпендикулярно оси пробного образца закрепляют шпильки 7. Нижние концы шпилек входят в полость формы на глубину $(18-20) \cdot 10^{-3}$ м, а верхние выступают на $(3-10) \cdot 10^{-3}$ м.

Перед снятием контрольной планки 9 со шпилек прибор приводят в исходное положение, для этого штоком передней каретки, поддерживаемым роликом 4, нажимают на иглу индикатора так, чтобы стрелка его, сделав пять оборотов по окружности циферблата вправо, останавливалась точно на нуле шкалы. В таком положении задняя каретка 10 крепится к торцевой стенке каркаса, а передняя после снятия контрольной планки остается в свободном состоянии, фиксируя исходное положение.

После сборки прибора в полость формы заливают металл и следят за перемещением стрелки индикатора. Одновременно фиксируют температуру металла в центре образца.

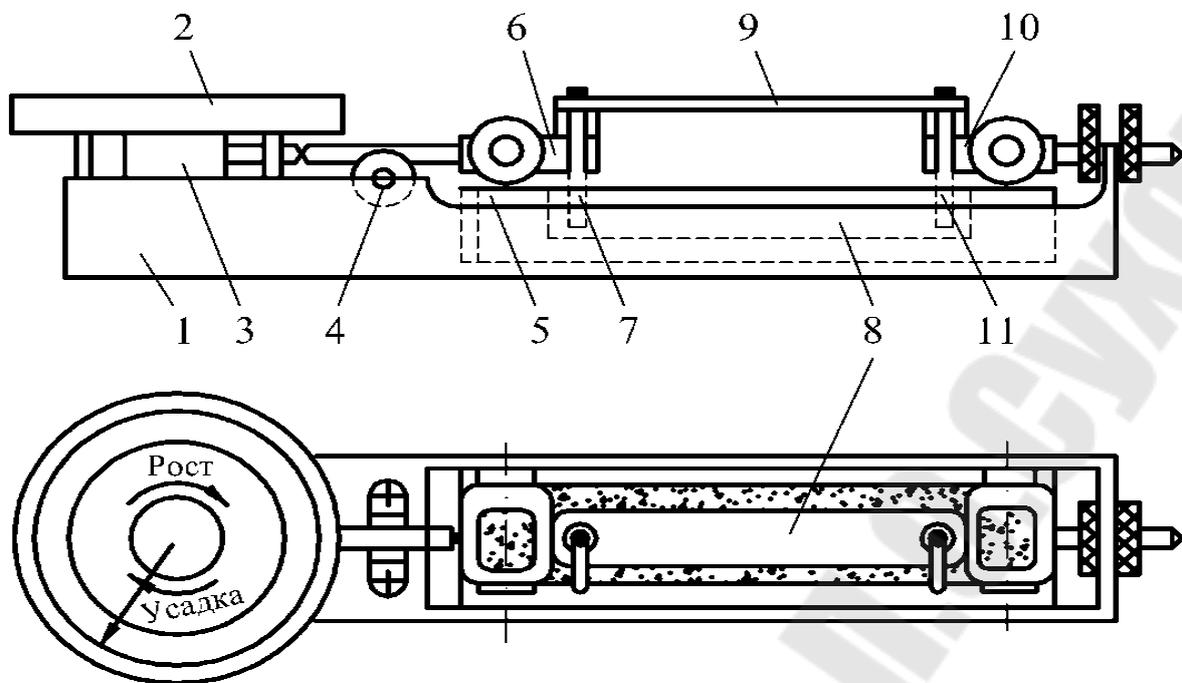


Рис. 2.8. Прибор для определения линейной усадки конструкции И.Ф. Большакова

Литейную (затрудненную) усадку отливок определяют на образцах, модели которых показаны на рис. 2.9. Концы образца для определения затрудненной усадки имеют Т-образную форму за счет поперечных полок. Эти полки препятствуют усадке образца в продольном направлении.

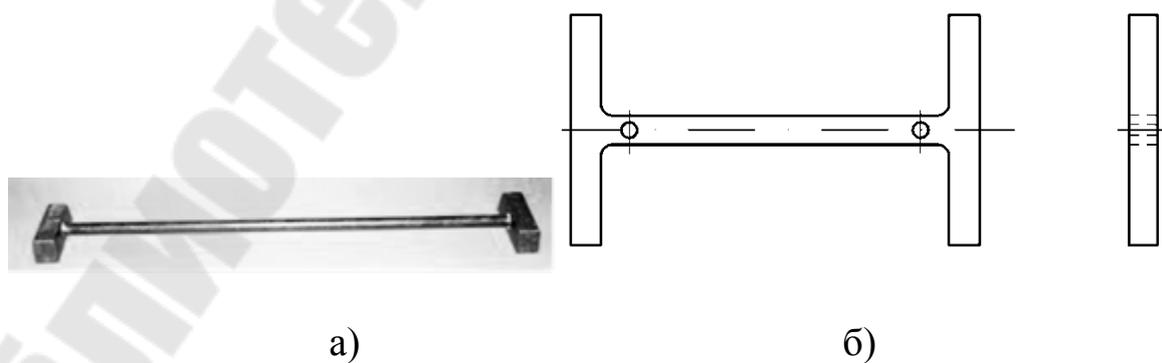


Рис. 2.9.. Общий вид (а) и схема (б) модели для определения свободной усадки сплавов

Технология изготовления такой пробы аналогична технологии изготовления пробы, предназначенной для исследования затрудненной усадки, в виде круглого бруска с фланцами.

Знание коэффициентов усадки α_T и величины усадки (расширения) по этапам необходимо для оценки условий образования горячих трещин и усадочных пустот, усадочных, термических и фазовых напряжений.

В отливках усадка сплавов проявляется в виде усадочных раковин и усадочных пустот.

Литейная усадка – выраженное в процентах изменение размеров отливки после полного охлаждения $l_{отл}$ по сравнению с начальными размерами залитой металлом полости формы (размерами модели $l_{мод}$):

Знание этой характеристики позволяет определить требуемые размеры модели $l_{мод}$ для получения отливки заданного размера $l_{отл}$.

$$\varepsilon_{лит} = \frac{l_{мод} - l_{отл}}{l_{мод}} \cdot 100, \quad (2.6)$$

Контрольные вопросы

1. Что такое усадка?
2. Какова основная причина линейной усадки?
3. В чем различие свободной и затрудненной линейной усадки?
4. Почему нельзя определять величину линейной усадки сплавов расчетным путем?
5. В чем состоит различие между линейной усадкой сплава и линейной усадкой отливки?
6. Каковы причины того, что линейная усадка отливки оказывается меньше линейной усадки сплава?
7. Может ли литейная усадка отливки оказаться больше линейной усадки сплава?
8. Как определяют линейную усадку?
9. Определение линейной (свободной) усадки на приборе И.Ф. Большакова?
10. Что такое усадочная раковина?
11. От чего зависит фактическая величина литейной усадки?

Исследование усадочных пустот в отливках

Цель работы: закрепление и развитие знаний о литейных свойствах сплавов; освоение методики экспериментального определения усадочных дефектов сплавов: раковин и пор.

Задачи лабораторной работы

1. Изучить основные понятия раздела «Усадочные процессы при затвердевании».

2. Исследовать влияние состава сплава на его характер усадочные процессов: место положение, тип, форма и размеры раковин и пор.

Теоретические сведения

Усадочная пористость - скопление мелких пустот, образующихся в результате усадки при затвердевании небольших объемов металла, изолирующихся в процессе формирования отливки от источников питания жидким металлом.

Формирование пор происходит на микроструктурном уровне и связано с фильтрацией жидкого металла между твердыми кристаллами в области затвердевания.

Скорость охлаждения характеризует кристаллизацию и соотношение между объемом концентрированных усадочных раковин и пористостью в отливке. Используя формовочные и стержневые смеси из различных материалов, применяя воздушное или водяное охлаждение, можно изменять процесс кристаллизации отливки в нужном направлении.

Если повысить интенсивность охлаждения в период кристаллизации, то сократится размер двухфазной зоны. При очень большой интенсивности охлаждения (резкий перепад температур по сечению отливки) сплавы кристаллизуются подобно чистым металлам или химическим соединениям. Увеличением интенсивности охлаждения можно добиться сосредоточения большей части объема усадочных полостей в одну концентрированную усадочную раковину или, по крайней мере, значительно сократить размеры области, пораженной усадочными порами.

На практике стремятся все полости усадочного происхождения сосредоточить в небольшом объеме металла, вывести в прибыль.

Условия охлаждения определяют место расположения усадочных полостей в отливке. Эти полости, как правило, располагаются выше теплового узла отливки, что обусловлено перемещением жидкого металла

под действием гравитационных сил вниз. Однако следует отметить, что в отдельных случаях возможно перемещение металла из нижележащих областей к верхним (атмосферное, избыточное воздушное или газовое давление и т.д.).

Усадочные пустоты образуются в отливках в период затвердевания в результате совместного протекания указанных ранее трех видов объемной усадки - $\epsilon_{VЖ}$, $\epsilon_{VЗ}$ и ϵ_{VT} .

Усадка жидкого металла $\epsilon_{VЖ}$ частично протекает до начала затвердевания, то есть до образования твердой фазы на поверхности отливки. Эта усадка $\epsilon_{VЖ} = \Delta V_{Ж}/V_0$, проявляющаяся в понижении уровня расплава, оказывается внешней по отношению к отливке и не входит в объем образующихся внутри нее усадочных пустот (рис. 3.1, а).

В момент начала затвердевания наружные слои отливки достигают температуры $t_{кр}$ (ликвидуса), а в центре жидкий металл может сохранять значительный перегрев над ликвидусом (рис. 3.1, б). Последующее охлаждение этого расплава и его усадка в жидком состоянии $\epsilon_{VЖ}$ происходит внутри отливки и, вызывая понижение уровня расплава, увеличивает суммарный объем усадочных пустот. Из сказанного выше следует, что с повышением интенсивности теплоотвода, когда перепад температур в отливке увеличивается (кривая 1 на рис. 3.1, б), слагаемое $\epsilon_{VЖ}$ возрастает до предельной величины:

$$(\epsilon_{VЖ})_{\max} = \alpha_{VЖ} \cdot (t_{зал} - t_{кр}), \quad (3.1)$$

При малой интенсивности теплоотвода, когда температура по сечению отливки выравнивается (кривая 3 на рис. 3.1, б), к моменту начала затвердевания перегрев металла во всем объеме практически полностью снимается, так что $\epsilon_{VЖ}=0$.

В общем случае:

$$(\epsilon_{VЖ})_{\max} = \alpha_{VЖ} \cdot [(t_{жс})_{cp} - t_{кр}], \quad (3.2)$$

где: $(t_{жс})_{cp}$ – средняя температура жидкого металла в момент начала затвердевания отливки.

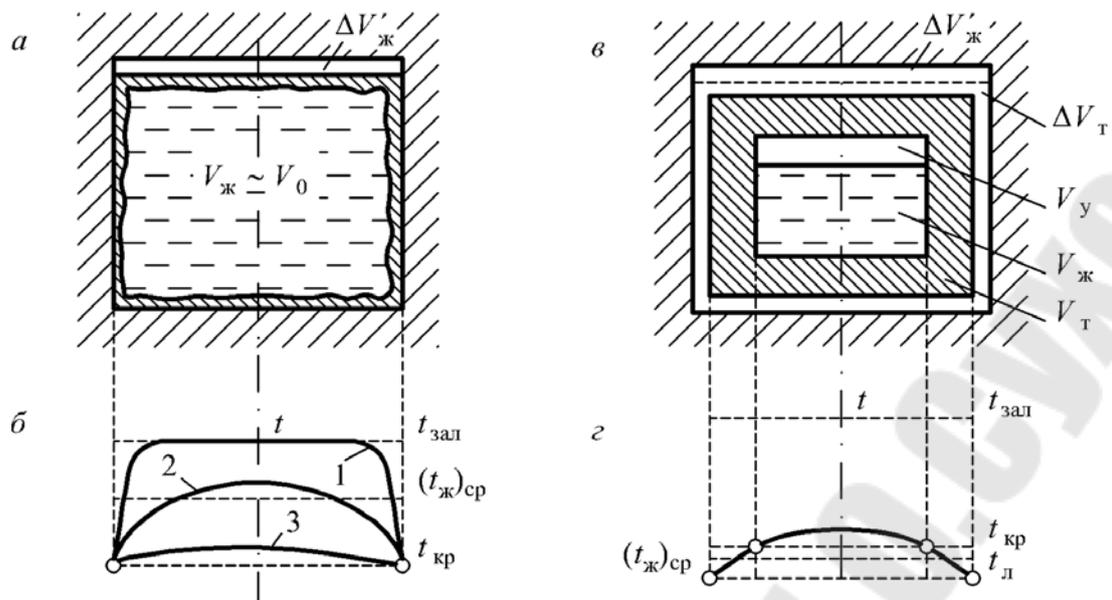


Рис. 3.1. Взаимосвязь образования усадочных пустот (а, в) и распределения температур (б, г) при затвердевании отливки при малой (1); средней (2) и высокой (3) интенсивности теплоотвода

Для получения высококачественных отливок из сплавов, образующих большие усадочные полости, необходимо принимать такой режим охлаждения, при котором отливка затвердевает последовательно по направлению к прибыли.

Изменение агрегатного состояния металла при переходе из жидкого состояния в твердое связано с изменением его объема. Полное изменение объема жидкого металла при охлаждении обычно выражают как сумму объемных изменений в жидком, твердом состоянии и в период затвердевания. Образование усадочных раковин и пористости объясняется тем, что усадка в жидком состоянии и во время затвердевания внутри отливки оказывается обычно больше, чем усадка наружных размеров за тот же период времени.

В зависимости от характера кристаллизации сплавов, условий заполнения формы, образующиеся в отливках, усадочные раковины могут быть концентрированными и рассеянными, открытыми и закрытыми. Распределение суммарного объема усадочных полостей между концентрированными раковинами и усадочной пористостью определяется положением сплава на диаграмме состояния и находится в прямой зависимости от интервала кристаллизации.

Эвтектические сплавы, характеризующиеся малым интервалом затвердевания и высокой жидкотекучестью, образуют концентрированные раковины, а сплавы с большим интервалом затвердевания и низкой жидкотекучестью образуют преимущественно рассеянные поры.

На рис. 3.2, а показана схема связи развития усадочных пустот с диаграммой состояния двойной системы сплавов, построенная впервые акад. А. А. Бочваром на основе обобщения экспериментальных исследований. В чистых металлах и эвтектиках (составы 1 и 4) формируются полноценные раковины, и пористость почти не имеет развития. При увеличении интервала кристаллизации (составы 2 и 3) существенная часть усадочных пустот представлена порами. Пористость получает максимальное, а усадочная раковина минимальное развитие для сплава 3, соответствующего концентрации в точке пересечения линии температур на границе выливаемости и эвтектической платформы.

На рис. 3.2, б показана схема перераспределения усадочных пустот между раковиной и порами в зависимости от положения границ выливаемости и питания (1-3 – составы сплавов). При смещении этих технологических границ к ликвидусу зона осевой пористости сужается, но рассеянная пористость может увеличиваться. При смещении технологических границ к солидусу зона осевой пористости может расширяться, но общий объем всех видов пористости должен уменьшаться.

Усадочная пористость делится на следующие виды:

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

2) зональная, сосредоточенная в определенных зонах или частях отливки: в осевых частях плоских и призматических элементов отливок; в утолщениях и сопряжениях стенок; в зонах местных разогревов при подводе литников. Развитие пористости в утолщениях и зонах местных разогревов зависит от размера изолированного бассейна жидкого металла. Если их размеры велики, усадочные пустоты приобретают характер раковин.

Рассеянная пористость образуется 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 (рис. 8.3) и повышают в них давление; считается, что газы могут вытеснять металл из района поры.

Для повышения плотности и улучшения свойств сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур, применяется

затвердевание в автоклаве под повышенным газовых давлением – 5-10 атм. Кроме непосредственного воздействия на питание, давление может подавлять выделение газов, увеличивая их растворимость. Это, в свою очередь, сокращает развитие пористости.

Наиболее широко развитие в отливках имеет осевая пористость, которая образуется в плоских и призматических элементах. При затвердевании осевой части отливки опускание зеркала жидкого металла, вызванное усадкой, непрерывно ускоряется. Это вызывается тем, что поверхность зеркала жидкого металла сокращается гораздо быстрее, чем периметр границы затвердевания, на которой сосредоточивается усадка.

В начале затвердевания жидкий металл движется внутри твердой корки беспрепятственно. Однако по мере сокращения расстояния между растущими навстречу друг другу фронтами кристаллизации, начинает возрастать значение трения потока о стенки канала. Поток питающего жидкого металла может нести с собой частицы кристаллов, и его вязкость должна быть существенно больше, чем обычного металла, имеющего температуру кристаллизации. При достаточном сужении канала режим движения питающего металла становится ламинарным, а затем структурным.

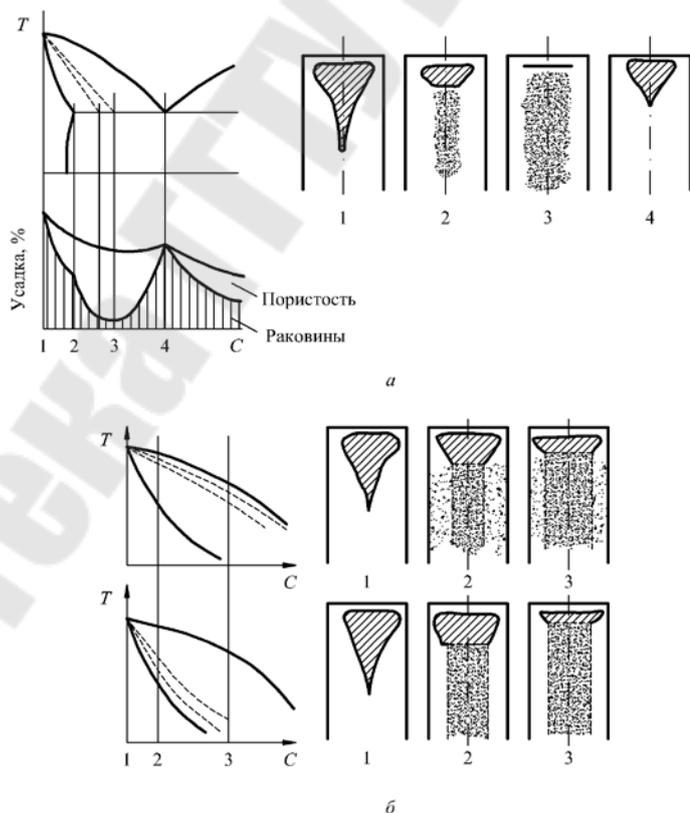


Рис. 3.2. Связь развития усадочных пустот с диаграммой состояния (а) и положения технологических границ (б)

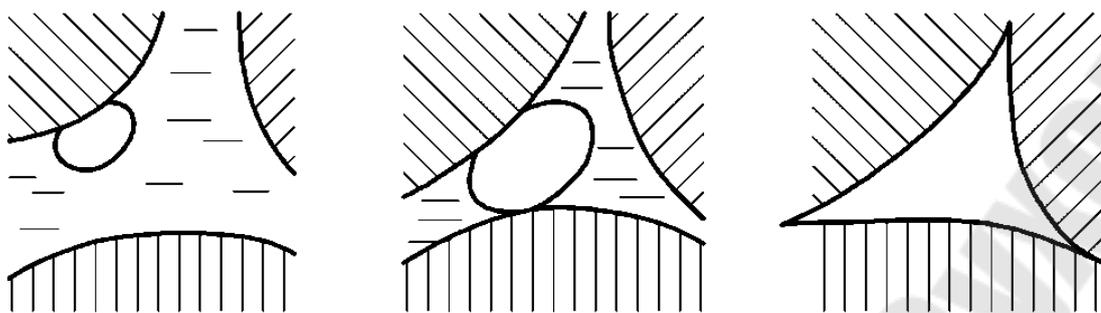


Рис. 3.3. Схема формирования газоусадочной поры.

При увеличении скорости затвердевания относительное развитие осевой пористости будет возрастать

Затвердевание в вакууме будет способствовать развитию осевой пористости, а кристаллизация, наоборот, под давлением будет ее подавлять.

При уменьшении толщины и увеличении длины стенки относительное развитие пористости будет существенно возрастать. Причем толщина имеет большее значение, чем длина.

Развитие зон пористости вблизи места подвода литника зависит от степени его разогрева жидким металлом.

Усадочные перемещения в осевых частях отливок связаны с развитием зональной V-образной ликвации. Поскольку ликват имеет пониженную температуру затвердевания по сравнению с основным металлом, поры образуются в его выделениях в больших количествах. Это подтверждается прямыми рентгенографическими исследованиями. Таким образом, осевая пористость и осевая ликвация сопутствуют друг другу и взаимно усиливают отрицательное влияние на качество отливки.

Развитие зон пористости вблизи места подвода литника зависит от степени его разогрева жидким металлом. Особенно интенсивно развивается пористость при подводе литника в тонкую часть отливки.

Для борьбы с усадочной пористостью применяются следующие мероприятия:

- кристаллизация под повышенным газовым давлением;
- создание направленного затвердевания от отдаленных частей отливки к источнику питания. Это мероприятие направлено на сокращение усадочных перемещений и резко уменьшает развитие осевой пористости. Эффект может быть достигнут путем применения напусков, т.е. придания уклона стенкам отливок, направленных к источнику питания. Второй, более сложный, но более эффективный путь заключается в предварительном нагреве формы с градиентом температур,

повышающимся к источнику питания. Способ применяется при получении ответственных изделий из дорогих сплавов;

- уменьшение длины элементов отливки, в которых развивается осевая пористость. Это может достигаться путем установки прибылей на небольших расстояниях друг от друга;

- использование холодильников, что применяется для борьбы с пористостью в утолщениях и сопряжениях. При больших размерах утолщениях возможна установка прибылей. Возможно и введение напусков, соединяющих утолщение в стенке с более массивной частью таким образом, чтобы при затвердевании отливки не образовывалось изолированного бассейна;

- рациональный выбор места подвода металла (в массивную часть без перепуска больших объемов металла через один литник), а также понижение температуры заливки. Мероприятие применяют для борьбы с пористости в зонах местных разогревов.

Для выявления и исследования усадочной пористости применяются следующие методы.

1. Просвечивание проникающими излучениями. В качестве проникающих излучений применяются рентгеновские или гамма-лучи. Проходя через слой металла, имеющий пустоты, эти лучи ослабляются в меньшей мере, чем, проходя через сплошной слой металла. Попадая на фотопленку, расположенную с противоположной поверхности, они дают теневую проекцию зон пористости. Метод имеет распространение как средство контроля ответственных отливок.

2. Определение плотности. В этом случае из различных частей отливки вырезают серии образцов. Обычно они представляют собой пластинки толщиной 2-3 мм. Образцы взвешиваются в воде и на воздухе. По этим данным определяют их плотность. Для определения абсолютной величины пористости необходимо знать плотность данного сплава без пор. Для этого изготавливаются специальные образцы, заливаемые в пробу в виде клина, получаемую обычно в металлической форме. Сопоставляя плотность образцов из конкретных отливок с плотностью сплава без пор, можно количественно оценить пористость в данной зоне.

Основное назначение проб для изучения усадочной пористости – получение открытой концентрированной усадочной раковины. С этой целью в пробе созданы условия направленного затвердевания металла. Проба имеет коническую форму (рис. 3.4), в ней устанавливают два холодильника (верхний 3, нижний 1) и сухой стержень 4.

Верхний холодильник в виде тонкого чугунного кольца способствует образованию сверху корки твердого металла, который фиксирует уровень, до которого заливается усадочная раковина при измерении ее объема.

Стержень 2 из песчано-масляной смеси с добавлением опилок обеспечивает замедленный теплоотвод от верхней поверхности пробы.

Для определения общего объема пустот V_y необходимо найти разность между объемом пробы (отливки) V_0 и объемом плотного металла V_m в пробе:

$$V_y = V_p + V_l = V_0 - V_m, \quad (3.4)$$

Определение V_0 проводят на основе закона Архимеда методом гидростатического взвешивания пробы в жидкости $P_{ж}$ с известной плотностью $\rho_{ж}$ и на воздухе $\rho_{в}$:

$$V_0 = \frac{P_v - P_{ж}}{\rho_{ж}}, \quad (3.5)$$

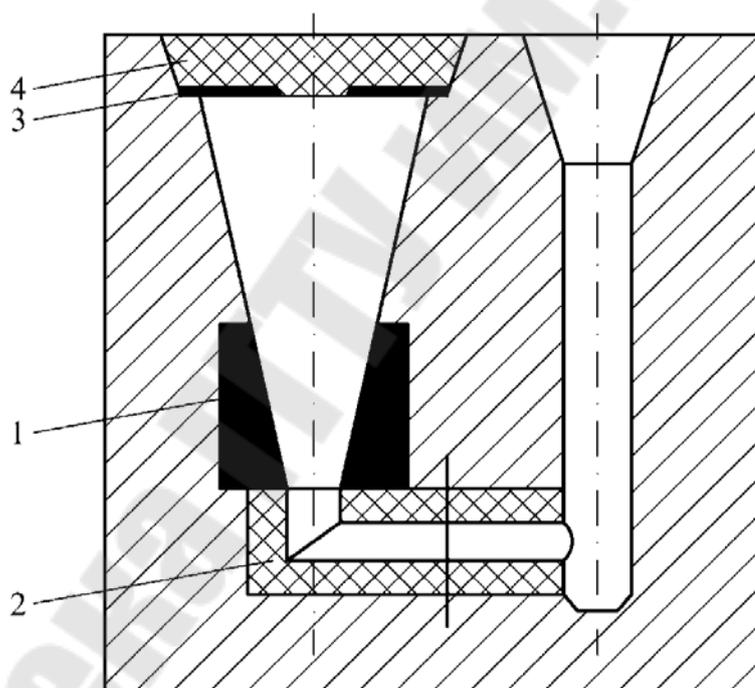


Рис. 3.4. Проба для определения усадочных раковин и пористости

Из нижней, наиболее плотной, части пробы отрезают образец для определения плотности металла ρ_m не содержащего усадочных пустот (также методом гидростатического взвешивания), после чего находят величину V_m :

$$V_m = \frac{P_v}{\rho_m}, \quad (3.6)$$

Откуда получим:

$$V_v = \frac{P_e - P_{жс}}{\rho_{жс}} - \frac{P_e}{\rho_m} \text{ и } V_n = V_v - V_p, \quad (3.7)$$

Результаты измерений приводят в относительных единицах (%):

$$V_v = \frac{V_v}{V_0}; \quad V_p = \frac{V_p}{V_0}; \quad V_0 = \frac{V_n}{V_0}.$$

На практике для исследования усадочных пустот используют форму (рис. 3.5), в которой одновременно формуют два образца. Для создания различных условий охлаждения во время формовки на модели устанавливается вставка из чугуна 3, шамота 2 и формовочной смеси 1.

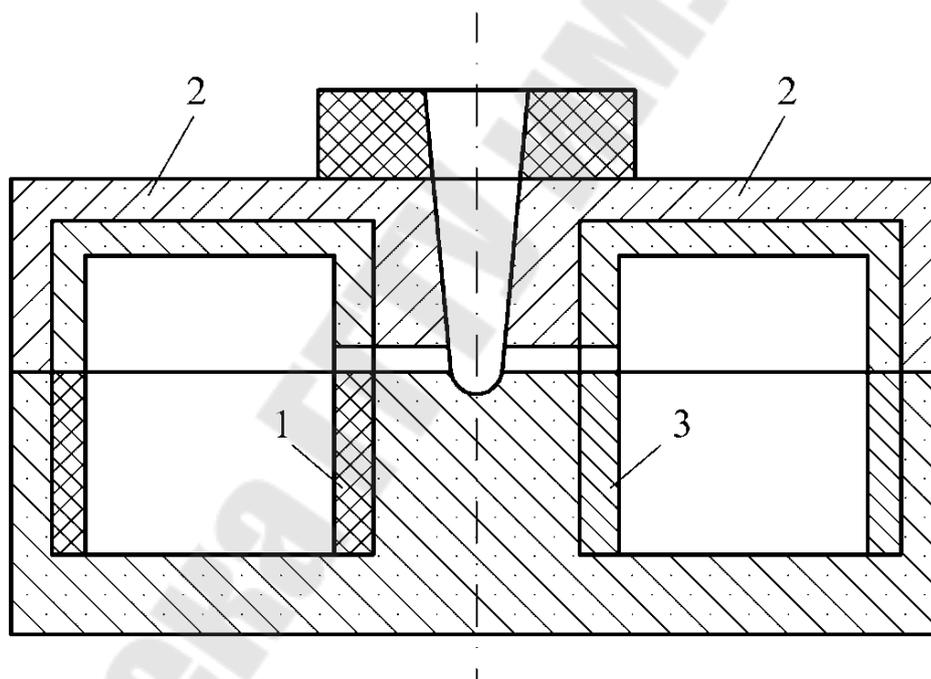


Рис. 3.5. Форма для создания различных условий охлаждения отливки

Практическая часть

Исследовать усадочные дефекты алюминиевого сплава: раковин и пор.

Порядок выполнения лабораторной работы

1. Ознакомиться с порядком выполнения работы.
2. Изготовить форму для отливки образцов диаметром $70 \cdot 10^{-3}$ м и длиной $150 \cdot 10^{-3}$ м.
3. Выплавить сплав заданного состава и перегреть его выше температуры ликвидуса на 70–120 °С. Залить форму металлом.
4. Охладить металл, извлечь отливки и разрезать их по осевой плоскости.
5. Определить характерные зоны отливки, пораженные концентрированной усадочной раковинной и пористостью при различных режимах охлаждения.
6. Установить влияние теплофизических материалов вставок на размеры пористой зоны в отливке.
7. Определить места расположения усадочных раковин в отливках.
8. Вычислить объем жидкого расплава по размерам полученного слитка, с учетом сплава. Определить физическую плотность твердого расплава, используя найденные значения веса образца на воздухе и в воде, размеренность получаемого значения плотности (кг/м^3). Взвесить слиток на воздухе и по весу слитка и плотности металла вычислить объем плотного металла в слитке (без усадочных пустот) при 20 °С. Вычисления производить в системе СИ. Найти общий объем усадочных пустот и объем усадочной пористости, используя формулу (3.1). Результаты занести в табл. 3.

Таблица 3

Сводная таблица полученных результатов

Температура сплава, °С	Материал вставки		
	из чугуна	шамота	формовочной смеси

Контрольные вопросы

1. Какие физические явления лежат в основе явления объемной усадки отливок?
2. В каком виде проявляется объемная усадка отливок?
3. Как влияет интервал кристаллизации сплава на проявление объемной усадки отливки?
4. Как влияют условия охлаждения отливки на проявление объемной усадки?
5. Какой порядок величины объемной усадки сплавов?

6. Какие условия влияют на ширину пористой зоны в отливке?
7. Как повлияет на общую объемную усадку отливки увеличение температуры заливки сплава?
8. Что такое усадочная пористость?
9. Расскажите о методах определения усадочной пористости в отливках?
10. Какие меры борьбы с усадочной пористостью применяют?

Исследование литейных напряжений в отливках

Цель работы: изучение методики определения величины термических напряжений, возникающих в различных сечениях алюминиевой отливки.

Задачи лабораторной работы:

1. Изучить основные понятия раздела «Напряжения и трещины».
2. Изучить методику определения термических напряжений в отливках из различных сплавов.
3. Определить величину термических напряжений в различных сечениях алюминиевой отливки.

Теоретические сведения

Отливки, как правило, состоят из более или менее простых элементов различной конфигурации с разной толщиной стенок. Отдельные части отливки свободно и одновременно не охлаждаются и не сокращаются. Благодаря неодновременному охлаждению и усадке между отдельными частями отливки возникают различия в размерах, которые вызывают либо появление напряжений в отливке.

Трещины - это частичное или полное разрушение сечения отливки, вызванного достижением предела прочности сплава растягивающими напряжениями, развивающимися в результате противодействия тех или иных сил усадке в твердом состоянии.

Внутренние напряжения могут быть остаточными или временными.

Остаточные напряжения всегда являются внутренними, которые не зависят от внешних сил, связей отливки и уравниваются в ее объеме.

При охлаждении отливки в ее твердой части развиваются усадочные процессы и возникают деформации. Если деформации тормозятся - возникают напряжения; если напряжения достигают предела прочности - возникают трещины. Напряжения, действующие в некоторый момент времени, называют *временными*.

Если напряжения таковы, что вызывают только упругие деформации, то после охлаждения и выравнивания температур они полностью снимаются.

Если в отливке при некотором распределении температур происходят пластические деформации, то после охлаждения и выравнивания температур возникают остаточные напряжения обычно

обратного знака, по сравнению с теми временными, которые были при высоких температурах.

Остаточные напряжения в литой заготовке могут совпадать с рабочими напряжениями в конструкции и вызвать ее разрушение при условиях, когда номинальные напряжения значительно меньше предела прочности материала. Кроме того, остаточные напряжения при длительном действии могут вызывать недопустимые для нормальной работы конструкции деформации (например, в деталях станков).

По физической природе и размерам области уравнивания различают *напряжения I рода* - зональные напряжения, возникающие в макрообъемах, с градиентом по всей отливке или отдельным частям ее; *напряжения II рода* - в макрообъемах, в пределах микрзерна или группы зерен; *напряжения III рода* - в субмикроскопических областях, в пределах кристаллической решетки.

В зависимости от сил, препятствующих сокращению размеров отливки (или ее элементов) внутренние временные напряжения, возникающие при охлаждении отливки, подразделяют на усадочные (σ_y), фазовые (σ_ϕ) и термические или температурные (σ_T). Перечисленные виды напряжений сосуществуют в отливках и выделяются условно.

Сумма всех видов напряжений составляет *литейные напряжения*:

$$\sigma_l = \sigma_T + \sigma_\phi + \sigma_y \quad (4.1)$$

Усадочные напряжения вызывают механическим торможением со стороны формы при высоких температурах.

Усадочные напряжения всегда растягивающие. Их величина зависит от сопротивления формы и стержней.

По размерам области уравнивания - это в основном напряжения I рода. При высоких температурах происходит релаксация усадочных напряжений вследствие пластической деформации. С переходом сплава в упругое состояние напряжения накапливаются и достигаются максимума к моменту выбивки отливки из формы: после выбивки напряжения частично снимаются.

Механическое торможение усадки возникает в отливках, имеющих внутренние полости и выступающие части (рис. 4.1), так как сокращение наружных размеров отливок встречает сопротивление формы. В зависимости от материала формы (песчаная смесь, металлический кокиль и т.д.) это сопротивление приблизительно характеризуют коэффициентом жесткости μ : для абсолютно податливых форм $\mu = 0$, для абсолютно жестких $\mu = 1$, в общем случае $0 < \mu < 1$. Способность формы к деформированию под влиянием усилий, развиваемых отливкой при

усадке, обратная ее жесткости, определяет действительную усадку отливки $\varepsilon_{отл}$ в отличие от свободной усадки $\varepsilon_{св}$, которую можно получить только в абсолютно податливой форме:

$$\varepsilon_{отл} = \varepsilon_{св} \cdot (1 - \mu), \quad (4.2)$$

В податливых формах ($\mu \approx 0$) деформация отливки минимальна ($\mu \approx 0$), в жестких формах ($\mu \approx 1$) деформация численно равна нереализованной (потенциально возможной) свободной усадке $e \approx \varepsilon_{св}$.

В области высоких температур, когда металл находится в пластическом состоянии, деформации e , превышающие предельную пластичность материала δ , вызывают появление трещин, называемых горячими, или кристаллизационными. Это связано с тем, что в температурном интервале кристаллизации $t_i \dots t_c$ когда дендритные кристаллиты частично разделены прослойками жидкой фазы, пластичность металла резко снижается до 0,1-0,5 %; при этом даже незначительное торможение линейной усадки способно вызвать появление деформаций e , превышающих пластичность δ и при этом образуется горячая трещина.

$$e = \mu \cdot \varepsilon_{св} > \delta, \quad (4.3)$$

Нереализованная усадка металла, подавленная сопротивлением формы, является деформацией отливки e :

$$e = \varepsilon_{св} - \varepsilon_{отл} = \mu \cdot \varepsilon_{св}, \quad (4.4)$$

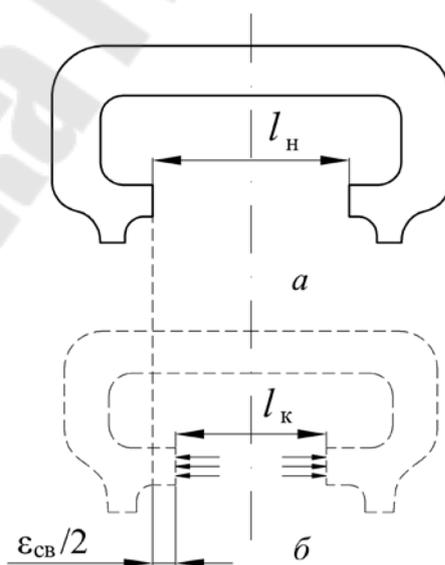


Рис. 4.1. Сопротивление усадке отливки в результате деформации формы на величину $l_n - l_k$

В области низких температур, когда металл переходит в упругое состояние, деформации. Напряжения, вызванные торможением усадки, способствуют появлению так называемых *усадочных напряжений*:

$$\sigma_y = e \cdot E = \mu \cdot \varepsilon_{св}^* \cdot E = \alpha_T \mu E \cdot (t^* - t), \quad (4.5)$$

где: E – модуль упругости, t – текущая температура, $\varepsilon_{св}^*$ – потенциальная свободная усадка отливки с момента условного перехода металла из чисто пластического в идеально упругое состояние при температуре t^* .

По мере понижения температуры отливки усадочные напряжения $\sigma_y(t)$ нарастают и достигают максимума после полного охлаждения.

$$(\sigma_y)_{\max} \cdot E = \alpha_T \cdot \mu \cdot t, \quad (4.6)$$

Если величина $\sigma_y(t)$ в какой-то момент превысит предел прочности σ_s , произойдет разрушение, и образуется так называемая холодная трещина.

Для уменьшения σ_y в отливках сложной конфигурации, испытывающих значительное механическое торможение усадки, важно не только снижать жесткость формы μ , но также извлекать отливку из формы при такой температуре выбивки t_s , когда σ_y не достигает σ_s , т.е.

$$t_s > t^* - \frac{\sigma_s}{\alpha_T \mu E}, \quad (4.7)$$

Очевидно, что усадочные напряжения не возникают, если выбивку производить при $t_s > t^*$, однако при этом могут достигать опасной величины термические напряжения, поэтому необходимо выдерживать отливки в форме до некоторой оптимальной температуры.

Термическое торможение усадки возникает в результате взаимных деформаций при неравномерном охлаждении различных частей отливки сложной конфигурации. Массивные и тонкие части отливки затвердевают не одновременно и охлаждаются с различной скоростью, в результате чего между ними возникают перепады температур, величина которых сначала возрастает, достигает максимума, а затем снижается до нуля при полном охлаждении отливки. В зависимости от изменения температуры обе части отливки сокращают свои размеры на величину $(\varepsilon_{св})_{1,2} = \alpha_T \Delta t_{1,2}$, где

индексы 1 и 2 относятся к тонкой и массивной частям соответственно. Если бы они были не связаны и их усадка не зависела друг от друга, тогда она была бы равна свободной: $(\varepsilon_{отл})_{1,2} = (\varepsilon_{св})_{1,2}$. В связанной системе более интенсивное сокращение размеров одной части вызывает деформации сжатия в другой и, наоборот, приводит к появлению деформаций растяжения в первой.

Эти деформации равны разнице между потенциальной свободной усадкой и действительной усадкой отливки как единого целого:

$$e_{1,2} = (\varepsilon_{св})_{1,2} - \varepsilon_{отл}, \quad (4.8)$$

Особенно большое развитие усадочные напряжения получают при литье в металлические формы.

Схема отливки для исследования усадочных напряжений показана на рис. 4.2.

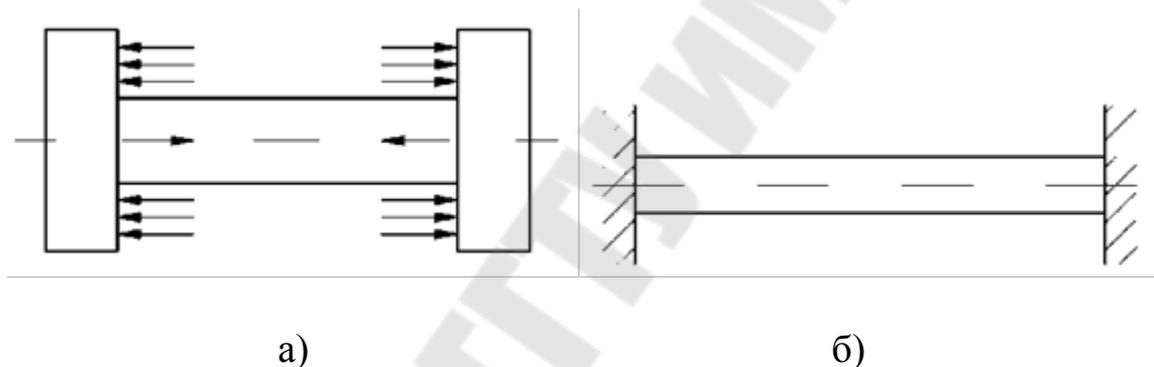


Рис 4.2. Схема отливки для исследования усадочных напряжений: а - частичное торможение формой; б - полное торможение специальными захватами

Фазовые напряжения вызываются выделением или исчезновением различных фаз или структурных составляющих при охлаждении отливки, имеющей удельный объем, отличный от матрицы. Эти напряжения могут усилить или ослабить термические напряжения (превращение может протекать с уменьшением или увеличением объема).

Фазовые напряжения в наибольшей степени зависят от свойств сплава (точнее, от свойств фаз и структурных составляющих).

Возникновение и уровень напряжений определяется:

- различием удельных объемов фаз;
- упругими и пластическими свойствами матрицы сплава (то есть основной структурной составляющей);

- последовательностью протекания фазового превращения в объеме отливки (из-за наличия градиента температур фазовые превращения протекают, как правило, не одновременно).

Из сказанного, очевидно, что по размерам области уравнивания это напряжения I и II рода.

Большое значение имеет температура, при которой происходит фазовое превращение, так как с повышением температуры свойства матрицы и избыточных фаз сильно изменяются: снижается прочность и повышается пластичность. Поэтому при высокотемпературных превращениях, даже в случае большого различия удельных объемов фаз, происходит релаксация напряжений в результате микропластических сдвигов и не возникает больших остаточных напряжений. Превращения при температурах в зоне упругости сплава и пониженной пластичности вызывают больших временные напряжения, релаксация которых может осуществляться только путем микроразрушений - образования микротрещин. Наиболее опасны с этой точки зрения фазовые превращения в высоколегированных сталях с мартенситной матрицей, в отбеленных чугунах с ледебуритной матрице и в жаропрочных сплавах, содержащих большое количество интерметаллидов.

В табл. 4.1 представлены данные об удельных объемах и плотностях структурных составляющих железо-углеродистых сплавов.

Таблица 4.1

**Плотность и удельный объем структурных составляющих
железо-углеродистых сплавов**

Составляющие	Плотность, г/см ³	Удельный объем, см ³ /г
Феррит	7,864	0,1271
Цементит	7,670	0,1304
Аустенит с 0,9% С	7,843	0,1275
Перлит с 0,9% С	7,778	0,1286
Мартенсит с 0,9% С	7,633	0,1310
Графит	2,250	0,4450

При различных скоростях охлаждения и в различных частях отливок фазовые превращения протекают в разное время; это и вызывает фазовые напряжения в отливке в целом.

При медленном охлаждении стальной отливки распад аустенита с образованием перлита происходит при высоких температурах. Происходящее при этом увеличение удельного объема с 0,1275 до 1286 см³/г может компенсироваться пластическими деформациями. При более быстром охлаждении превращение будет происходить при более низких температурах в упругой зоне и может вызвать ощутимые напряжения. При

еще более быстром охлаждении образуется мартенсит, обладающий значительной разницей удельных объемов с аустенитом. Если мартенсит в поверхностном слое образуется, а в средней части нет, то это вызовет растягивающие напряжения в центре и сжимающие на поверхности.

В случае чугуновых отливок выделение графита будет происходить в массивных частях с существенным возрастанием удельного объема. При этом растягивающие напряжения возникнут в поверхностном слое, а сжимающие - в середине сечения.

Термические (или температурные) напряжения вызываются различной скоростью охлаждения и равномерным протеканием усадочных процессов в различных частях отливки.

Эти напряжения обычно имеют наибольшую величину. Проблема внутренних напряжений в отливках и их расчеты были впервые поставлены Н.В. Калакуцким в 1887 г.

Термические напряжения возникают в момент условного перехода отливки в упругое состояние, возрастают по мере охлаждения и достигают максимального значения после полного выравнивания температур. Величина Δt^* определяется перепадом температур, то есть неравномерностью охлаждения различных частей отливки, а распределение напряжений зависит от соотношения площадей сечения отливки f_1 и f_2 . Абсолютная величина напряжений будет тем больше, чем больше различия сечений брусков и соответственно температур к некоторому моменту времени. Если сечения брусков будут одинаковы, различия их температур не возникнет и напряжений в них не будет. При этом в толстых сечениях развиваются растягивающие напряжения, в тонких - сжимающие.

Для определения величины термических напряжений в отливках используются технологические пробы типа решетки (прямоугольные, кольцевые, треугольные). Несмотря на различные формы, пробы имеют два основных элемента - толстые и тонкие бруски, соединенные перемычками.

Все пробы основаны на том, что при охлаждении в их определенных частях возникают остаточные напряжения, которые после разрезки реализуются в виде деформаций, возникающих при неравномерном охлаждении разных элементов отливки в период перехода от пластического состояния материала к упругому. Измеряя деформации, можно определить величину напряжений, действовавших до разрезки. Однако в этом случае должно учитываться фазовое превращение, которое в зависимости от охлаждения элементов может усиливать или ослаблять термические напряжения вплоть до противоположного знака, что часто вносит недоразумения при определении упругих деформаций.

При выбивке отливок из формы усадочные напряжения, как правило, исчезают, поэтому их считают временными, а термические и фазовые, связанные с взаимодействием отдельных элементов отливки, остаточными.

При охлаждении реальной отливки в ней могут одновременно действовать все виды внутренних временных напряжений. В табл. 4.2 показаны, по данным Н.Г. Гиршовича, направления их действия (+ – растяжение; – сжатие).

Таблица 4.2

Направление действия внутренних напряжений, вызываемых различными причинами

части отливок	Виды напряжений					температурные
	усадочные		фазовые			
	до выбивки	после выбивки	$\gamma \rightarrow \alpha$		графит	
перлит			мартенсит			
тонкие	+	0 или +	+	–	+	–
толстые	+	0 или –	–	+	–	+

В зависимости от преобладания того или иного процесса они могут взаимно усиливаться или ослабляться в различных частях отливок.

Радикальное устранение внутренних и остаточных напряжений достигается при создании равностенных конструкций или при охлаждении всех частей отливки с одинаковыми скоростями. При выбивке отливок резко возрастает различие скоростей охлаждения частей отливок не одинакового сечения, а, следовательно, возрастают внутренние напряжения. Для снятия напряжений обычно используют термическую обработку различных видов. При отжиге I рода температура нагрева не связана с температурой фазовых превращений. Отжиг стальных и чугунных отливок обычно производится при температуре 450-650 °С в течение 2-10 ч. Отливки из алюминиевых сплавов отжигают при 250-350 °С. С повышением температуры нагрева скорость релаксации напряжений резко возрастает, и, следовательно, сокращается необходимая длительность отжига. Отжиг II рода связан с фазовой перекристаллизацией сплава, поэтому он наиболее полно снимает напряжения в отливках и одновременно исправляет крупнозернистую зернистую структуру в сталях и некоторых сплавах. Крупногабаритные чугунные отливки (базовые детали станков и т.п.) для частичного снятия остаточных напряжений и предотвращения коробления иногда подвергаются длительному вылеживанию в течение нескольких месяцев при температуре окружающей среды. Этот процесс обычно называют *естественным старением*.

Если внутренние напряжения, возникающие в затвердевающей и охлаждающейся отливке, не превзойдут предел прочности сплава, то эти напряжения релаксируются пластической деформацией отливки и ее линейные размеры окажутся большими, чем в том случае, когда внутренние напряжения не возникали. Если напряжения в отливке превзойдут предел прочности сплава, то в ней образуются трещины.

Трещины, вызванные усадочными напряжениями, называют горячими, так как они образуются при высоких температурах; а трещины, вызванные фазовыми напряжениями - *холодными*.

Горячие трещины возникают в интервале температур затвердевания сплава. Они проходят по границам макрозерна и имеют неровную окисленную поверхность, на которой иногда видны дендриты. В крупных дендритах горячие трещины могут образовываться по периферии дендритных ячеек.

Холодные трещины - сравнительно редкое явление. Они возникают вследствие высоких внутренних напряжений в отливке. Они обычно имеют гладкую светлую или зернистую поверхность с цветами побежалости.

Зарождение и развитие трещин в отливках определяются четырьмя группами факторов:

- податливостью формы, а также ее теплофизическими свойствами и конструкцией;

- конструкцией отливки (наличием тепловых узлов и сочетанием различных сечений, способом подвода металла и т.д.);

- условиями формирования отливки, определяющими последовательность затвердевания ее частей, а также возможность получения определенной макро- и микроструктуры сплава;

- усадочными, механическим и теплофизическими свойствами, а также характером его кристаллизации. Технологические условия литья влияют путем изменения кинетики формирования отливки.

В настоящее время проблема трещинообразования в отливках приобретает особое значение, так как широко используются неподатливые формы (кокили, пресс-формы для литья под давлением, керамические формы), а также высоколегированные специальные сплавы, содержащие большое количество хрупких интерметаллидных фаз и имеющие повышенную склонность к трещинообразованию.

Наиболее характерны для отливок горячие трещины, кинетика образования которых изучалась А. А. Бочкаревым, Г. Т. Гудковым и их учениками. Было установлено, что горячие трещины начинаются с момента перехода сплава в твердожидкое состояние при температуре ниже температуры образования твердого скелета $t_{ск}$ и начала свободной линейной усадки, то есть в эффективном интервале затвердевания.

Горячие трещины образуются вследствие торможения свободной усадки со стороны формы или стержней и локализации возникающей при этом деформации растяжения. В то же время при температурах, близких температуре солидуса, сплавы обладают низким комплексом механических свойств: малой прочностью (примерно 1-2 МПа) и пониженной пластичностью. Явление резкого падения пластичности вблизи t_s получило название *высокотемпературной хрупкости* или *горячеломкости*, а опасный интервал температур между $t_{ск}$ и t_s был назван Н. Н. Прохоровым *температурным интервалом хрупкости* (ТИХ). В этом же интервале температур наблюдается наибольшая усадочная деформация. Такое неблагоприятное сочетание факторов приводит к повышенной вероятности образования трещин в зоне горячеломкости.

Зарождение и развитие трещин связаны с наличием некоторого количества жидкой фазы - «жидких прослоек» - по границам дендритов (порядка 5 - 15 %). Разрывы по стыкам дендритов образуются в том случае, когда усадочная деформация превосходит некоторую критическую величину, допустимую для интервала хрупкости. Если количество жидкой фазы более 20 - 25 %, то возможно «залечивание» возникающих разрывов поступающим расплавом. Это объясняется снижением горячеломкости при температуре, близкой к $t_{ск}$ или концентрации компонентов более $C_{ск}$. Таким образом, можно говорить о некотором критическом количестве жидкой фазы, наиболее опасном с точки зрения образования горячих трещин.

Склонность сплавов к образованию трещин связана с шириной температурного интервала кристаллизации. Формирование усадочных напряжений $\sigma_{ус}$ происходит в период прохождения сплавом эффективного интервала затвердевания, причем максимум $\sigma_{ус}$ соответствует максимуму $\Delta t_{затв}^{эф}$. В то же время из-за образования жидких прослоек по границам зерен запас пластичности (ψ) в этих сплавах минимален (рис. 3.3). В связи с этим сплавы склонны к образованию горячих трещин и имеют минимальную трещиностойкость.

Как следует из рис. 4.3, эти сплавы располагаются между точками C'_p - C_p , так как затвердевание сплавов в реальных условиях завершается при температуре неравновесного солидуса.

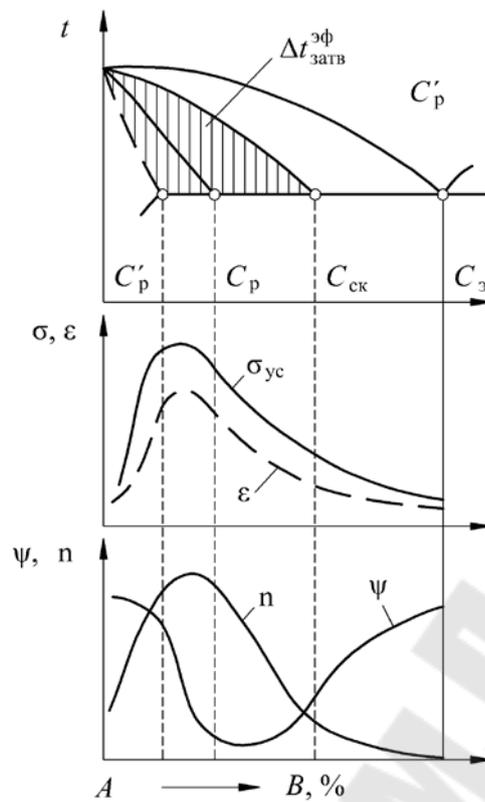


Рис. 4.3. Изменение усадочных свойств сплавов в эвтектической системе: $\sigma_{ус}$ – усадочные напряжения; ε – деформация; ψ – запас пластичности; n – склонность к образованию горячих трещин

Борьба с горячими трещинами большей частью осуществляется технологическим путем (увеличением податливости форм, изменением конструкции отливки и т.д.), так как марка сплава обусловлена технологическими условиями и не может произвольно изменяться. Однако нельзя недооценивать роль структуры и свойств сплава. Незначительные изменения химического состава (в пределах допуска), снижение содержания вредных примесей, введение небольших технологических добавок, модифицирование – все это может значительно увеличить трещиностойкость сплава и резко снизить брак по горячим трещинам без изменения технологии изготовления формы и конструкции отливки или тепловых условий ее формирования.

Изучение термических напряжений. На рис. 9.4 показана форма и размеры прямоугольной решетки, состоящая из двух тонких брусков сечениями 10×15 мм и одного толстого сечением 20×20 мм, связанных перекладинами в жесткую конструкцию. Вследствие того, что тонкие бруски охлаждаются быстрее, чем толстые, и усадка происходит больше, в них возникают растягивающие напряжения, а в толстых – сжимающие. Первоначально это вызывает в брусках упругие, а затем – пластические

деформации. После полного охлаждения температура тонких и толстого брусков выравнивается. Достигнутые пластические сжимающие деформации в толстом и растягивающие – в тонких брусках не дают им возможность вернуться к первоначальным размерам. В результате в толстом бруске образуются растягивающие, а в тонких – сжимающие остаточные напряжения. После охлаждения на среднем толстом бруске делают две отметки, расстояние между которыми измеряется. Далее, между отметками, брусок разрезается. В результате остаточных растягивающих напряжений концы толстого бруска после разрезки расходятся. Измеряя расстояния между отметками после разрезания, можно определить заторможенную упругую деформацию. Зная модуль упругости и размеры пробы, по деформации можно вычислить остаточное напряжение.

Для упрощения расчета, чтобы не учитывать изгибающий момент в перекладинах, несколько усилено их сечение. Без учета напряжений в перемычке (что вносит незначительную погрешность в окончательные результаты) расчет растягивающих и сжимающих напряжений в толстых и тонких брусках сводится к следующему: в условиях равновесия, установившегося в объеме всей решетки:

$$2\sigma_1 f_1 = \sigma_2 f_2, \quad (4.9)$$

Откуда:

$$\sigma_1 = \frac{\sigma_2 f_2}{f_1}, \quad (4.10)$$

где: σ_1, σ_2 - напряжения в тонком и толстом брусках, соответственно, МПа; f_1, f_2 – площадь сечения тонкого и толстого брусков, соответственно, мм²

Если разрезать толстый брусок, то напряжения снимутся и брусок перейдет в ненапряженное состояние, размеры его сократятся. Абсолютное изменение размера будет соответствовать величине упругих деформаций Δ_1 и Δ_2 , т.е.

$$\Delta = \Delta_1 + \Delta_2 = \frac{\sigma_1 \cdot l}{E} + \frac{\sigma_2 \cdot l}{E}, \quad (4.11)$$

Выразив σ_1 через σ_2 , получим:

$$\Delta = \frac{\sigma_2 \cdot l \cdot f_2}{2f_1 \cdot E} + \frac{\sigma_2 \cdot l}{E}, \quad (4.12)$$

Откуда:

$$\sigma_2 = \frac{\Delta E}{l} \cdot \left(\frac{2f_1}{f_2} + 1 \right), \quad (4.13)$$

При расчете по данной формуле площади сечения, длину и величину деформаций брусков измеряют на отливке.

Для измерения величины деформаций на толстом или тонком, предварительно защищенном бруске с помощью керны наносят отметки, расстояние между ними измеряется с точностью до $\pm 0,01$ мм. После разрезки бруска между отметками вновь измеряется расстояние. Разница дает величину деформации.

Модуль упругости может быть взят для данного материала из справочника. В табл. 4.3 приведены некоторые справочные данные для расчета температурных напряжений в отливках.

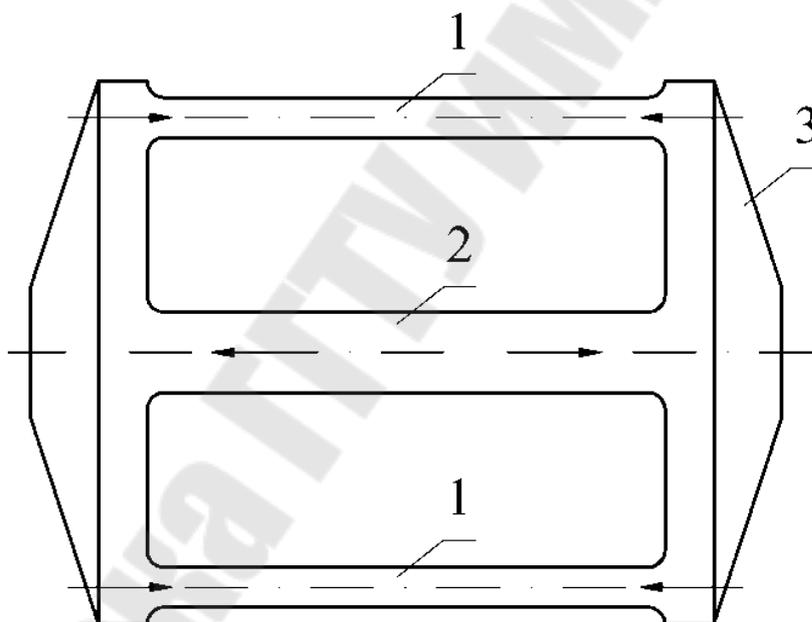


Рис. 4.4. Проба для изучения термических напряжений: 1 – тонкие элементы; 2 – массивный элемент; 3 – перемычки, создающие жесткость конструкции

Данные для расчета температурных напряжений

Материал	Температура затвердевания, °С	Модуль упругости, $E \cdot 10^2$ МПа
Сталь 0,15% 0,4%	1500	21,3
Алюминий	659	7,3-6,6
Медь	1083	12,0-13,2
АЛ2	575	7,2
АЛ9	575	7,2

Практическая часть

Исследовать влияние толщины стенки алюминиевой отливки на величину термических напряжений.

Порядок выполнения лабораторной работы

1. По неразъемной модели (рис. 9.3) изготовить две формы для отливки типа решетки, подвод металла осуществляется в торцевую часть толстого центрального бруска, т.е. в перемычку, создающую жесткость конструкции (элемент 3).
2. Подготовить алюминиевый сплав и залить его в формы при заданной температуре (710–740 °С). Целесообразно определить величину внутренних напряжений в решетках, залитых из различных сплавов, с различным модулем упругости, теплопроводностью и т.д.
3. Охладить отливки в форме до комнатной температуры, извлечь их из формы и очистить от пригоревшей формовочной смеси.
4. Зачистить поверхность соответствующих участков толстого бруса на наждачном станке. С помощью керн нанести отметки на зачищенных участках (на одной решетке – на тонком сечении; на второй – на толстом), измерить расстояние между ними с точностью до $\pm 0,01 \cdot 10^{-3}$ м. Отметки рекомендуется наносить на расстояние $(8-10) \cdot 10^{-3}$ м. Определить площадь сечения брусьев.
6. Разрезать брусья между нанесенными отметками и повторно измерить расстояние между отметками.
7. Рассчитать величину остаточных напряжений в сечениях решетки. Для этого вначале необходимо рассчитать величину деформации в тонком Δ_1 и в толстом Δ_2 брусках. Далее найти общую величину деформации: $\Delta = \Delta_1 + \Delta_2$. По формуле (4.9) определить величину напряжений в толстом сечении, а затем по формуле (4.10) величину напряжений в тонком сечении. Анализ результатов экспериментов занести в табл. 4.4.

Таблица 4.4

Сплав	Т _{зал} , °С	Толщина сечения, 10 ⁻³ м		Расстояние между отметками керна, 10 ⁻³ м		Деформация, мм	Модуль Упругости МПа	Внутренне напряжение, МПа	
		тонкое	толстое	До заливки	После заливки			В тонком	В толстом

Контрольные вопросы

1. Причина возникновения напряжений в отливках?
2. Что такое термическое напряжение?
3. Что такое фазовые напряжения?
4. Что является причиной возникновения усадочных напряжений?
5. Как определяют величину внутренних напряжений в отливке?
6. Какие напряжения развиваются в тонком и толстом сечении отливки?
7. Как зависят литейные напряжения от температуры заливаемого сплава?
8. Какие применяют меры борьбы с литейными напряжениями?
9. Чему равен модуль упругости алюминия?
10. Чему равен модуль упругости чугуна и стали?

Исследование параметров затвердевания отливки

Цель работы: закрепить знания теории затвердевания отливки, овладеть навыками экспериментального изучения процесса затвердевания, изучить влияние теплофизических свойств формовочных материалов на кинетику затвердевания методом «жидкого остатка».

Задачи лабораторной работы

1. Изучить методику определения параметров затвердевания отливок.
2. Исследовать влияние теплофизических свойств материалов формы на кинетику затвердевания алюминиевого сплава.

Теоретические сведения

Особенности тепловых процессов, в первую очередь, их интенсивность, оказывают решающее влияние на протекание всех других процессов при формировании отливок и соответственно на качество литого металла.

Затвердевание отливки представляет собой очень сложный процесс.

В то время как под понятием «кристаллизация» понимаем образование зародышей, рост дендритов и образование первичной структуры отливок, под понятием «затвердевание» понимаем образование сплошного металлического слоя и его нарастание по направлению к тепловой оси отливки.

При затвердевании увеличивается количество твердой фазы и уменьшается количество жидкой фазы. Затвердевание оканчивается в тот момент, когда полностью исчезнет жидкая фаза.

При затвердевании и охлаждении отливки в системе отливка-форма происходят следующие нестационарные тепловые процессы: переход тепла через жидкий металл; переход тепла через твердый металл; передача тепла от расплава в форму; передача тепла от твердого металла в форму; передача тепла от твердого металла в форму через зазор между затвердевшей корочкой металла и формой; переход тепла через форму; излучение тепла открытыми прибылями.

Условия теплопередачи от металла в форму постоянно меняются - температура отдельных точек системы отливка-форма изменяются во времени.

Определение скорости и времени затвердевания - важнейшая задача теории затвердевания, и она положена в основу различных методов исследования затвердевания металлов.

Металлический расплав, залитый в литейную форму, постепенно охлаждается. Достигнув, температуры ликвидуса он начинает кристаллизоваться. Первые кристаллы появляются на поверхности, затем кристаллизация начинается в более глубоких слоях. Толщина затвердевшего слоя постепенно возрастает, пока кристаллизация не завершится в центре отливки.

В случае чистых металлов и сплавов, кристаллизующихся при постоянных температурах, в затвердевшей отливке имеется четкая граница между твердой и жидкой фазой и жидким расплавом.

При затвердевании жидкого металла в литейной форме образуются различные типы литых структур в зависимости от количества и свойств растворенных веществ, содержащихся в металле, свойств, размера и конфигурации используемой литейной формы, температуры разлива и технологии. Различные типы ликвации формируются во время затвердевания вследствие особенностей поведения равноосных кристаллов в форме, например прямая и обратная F-образная ликвация, отрицательная ликвация.

Процесс формирования структуры в реальных отливках зависит от многих факторов, которые определяются свойствами каждого конкретного сплава, формы и конструкции отливки. На затвердевание влияют теплофизические свойства сплава и формы, температура заливки сплава и формы перед заливкой, металлоемкость формы и средняя толщина стенки отливки. Начинается кристаллизация всегда у стенок формы по гетерогенному типу. Величина структурных зон в отливке, от которой зависят эксплуатационные свойства готовой литой детали, зависит от технологических процессов по регулированию кристаллизационных процессов.

Механизм протекания процесса затвердевания сильно влияет на характер фронта кристаллизации, от которого, в свою очередь, зависят количество расплава, изолируемого в процессе затвердевания от остального объема жидкой фазы, и склонность к образованию некоторых характерных пороков отливок (микроусадочной пористости).

Морфология затвердевания - это изменение характера движения, когда сплав начинает затвердевать. Свободная конвекция в затвердевающем сплаве практически подавляется, так как значительно возрастает вязкость и структурная жесткость сплава. Возникают новые условия для движения сплава, и, прежде всего усадка - сокращение объема сплава при затвердевании и охлаждении. Величина усадки в период затвердевания зависит от природы сплава и составляет около 6 %

относительно объема сплава. Движение сплава для компенсации усадки может носить различный характер, что зависит от формы, строения, расположения формирующейся твердой фазы, то есть от формы, размеров, взаимного расположения растущих кристаллитов. Эту характеристику кристаллизующегося сплава называют *морфологией затвердевания*.

Морфология затвердевания зависит от вида диаграммы состояния, от положения сплава на этой диаграмме и от интенсивности теплообмена, которая характеризуется различной скоростью затвердевания и различной величиной температурного градиента в затвердевающем сплаве.

Качественно разницу в характере движения сплава можно оценить в зависимости от морфологии затвердевания. При плоском фронте затвердевания, характерном для высокочистых металлов существует четкая поверхность раздела между твердой и жидкой фазами и компенсация усадки осуществляется путем перемещения всего жидкого объема, всей не затвердевшей массы сплава (*жидкое питание*). При объемном затвердевании сплава, когда растущие кристаллиты не связаны друг с другом или прочность межкристаллитных связей мала, сокращение объема при затвердевании будет компенсироваться движением двухфазной массы металла, состоящей из твердых кристаллитов, окруженных жидкой фазой (*суспензионное питание*). Если при объемном затвердевании сплава кристаллиты прочно связаны друг с другом и образуют общую жесткую систему, компенсация усадки будет осуществляться течением жидкой фазы по междендритным и внутريدендритным каналам, образованным не затвердевшим сплавом.

Естественно, что закономерности и эффективность жидкого, суспензионного и фильтрационного питания имеют большие различия, так как различен характер движения сплава.

Все многообразие форм и взаимного расположения кристаллитов можно свести к ряду специфичных морфологических схем, определяющих различный характер питания, разную специфику и способность сплава к движению. Основные морфологические схемы затвердевания изображены на рис. 5.1: схемы а-г - характеризуют направленную кристаллизацию сплава, д-з - формирование равновесной, т.е. безразлично ориентированной структуры сплава.

В случае сплавов, кристаллизующихся в интервале температур, затвердевание отливки происходит с образованием двухфазной области, которая по мере охлаждения перемещается от поверхности к центру отливки. Ширина двухфазной области зависит от градиента температур по сечению отливки и величины интервала кристаллизации сплава. Интенсивность теплового взаимодействия формы и металла отливки определяет скорость перемещения фронта кристаллизации или двухфазной области и нарастания твердой корки.

В начальной стадии затвердевания температурный градиент между отливкой и формой и скорость охлаждения максимальны. Поэтому скорость нарастания слоя твердого металла имеет наибольшее значение. В последующие моменты вследствие прогрева литейной формы скорости охлаждения и соответственно затвердевания постепенно убывают.

Кинетику затвердевания обычно характеризуют изменением толщины слоя затвердевшего сплава во времени.

При затвердевании плоских отливок в песчаных формах эта зависимость характеризуется законом квадратного корня:

$$\chi = k\sqrt{\tau}, \quad (5.1)$$

где: χ – толщина слоя затвердевшего металла, см; τ – время с момента начала затвердевания, с; k – коэфф. затвердевания, см /с^{1/2}

Коэффициент затвердевания k зависит от теплофизических свойств сплава и литейной формы. В случае заливки сплава в литейную форму без перегрева он может быть вычислен по формуле:

$$k = \frac{2 b_{\phi}(t_{кр} - t_{\phi})}{\sqrt{\pi} \rho_{ж} L}, \quad (5.2)$$

где: b_{ϕ} – коэффициент аккумуляции теплоты формы, (Вт·с^{1/2})/(м²·К); L – удельная теплота кристаллизации металла, Дж/кг; ρ – плотность жидкого металла, кг/м³; $t_{кр}$ – температура кристаллизации, К; t_{ϕ} – начальная температура формы, К.

На рис. 5.2 показана зависимость коэффициента затвердевания стали K от теплоаккумуляционной способности материала формы b_{ϕ} .

Из рис. 5.2 видно, что при интенсивном охлаждении (формы из металлов, шамота, магнезита) величина K изменяется на 1 порядок, а b_{ϕ} – на три порядка, то есть замедлить затвердевание довольно легко, а ускорить сложно.

Введение в ПГС металлических частиц (до 80 % по массе) повышает ее λ вдвое, а b_{ϕ} и, следовательно, $K \sim$ на 40 %: эффективность невысока, причем резко ухудшаются условия формовки.

Возможно создание направленного затвердевания при использовании стенок формы с разным b_{ϕ} , т.е. из разных материалов, не только для особо ответственных отливок, так как трудно изготавливать такие формы.

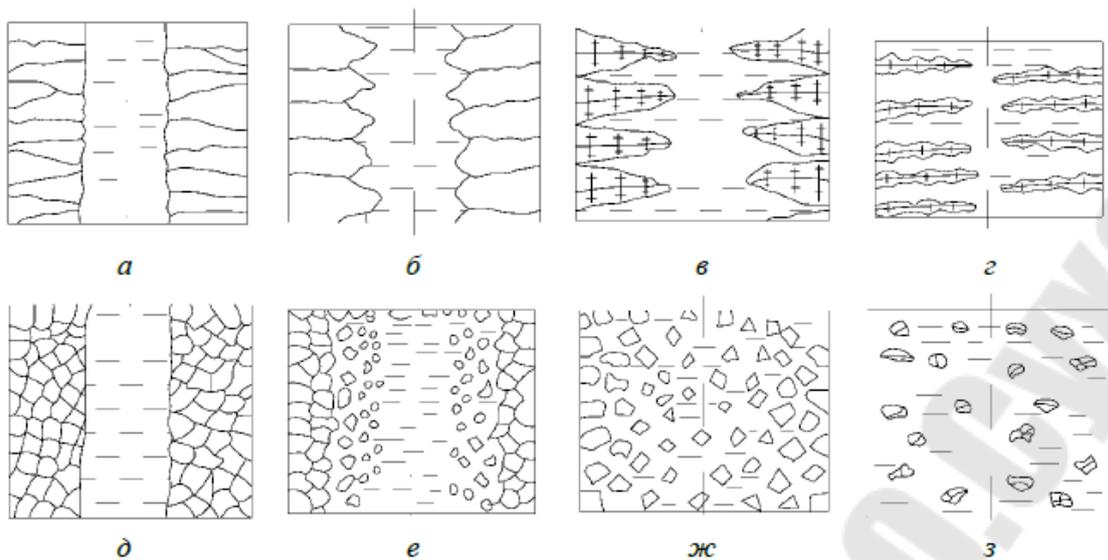


Рис. 5.1. Типовые морфологические схемы затвердевания: а, д – плоский фронт затвердевания; б – шероховатый фронт затвердевания; в – направленно-объемное затвердевание; г – объемно-направленное затвердевание; е – полужатвердевшая корка; ж – кашеобразный сплав; з – суспензия с низким процентом твердой фазы

Применение металлических форм взамен песчаных увеличивает скорость затвердевания вдвое, однако, их изготовление много дороже.

В песчаных формах возможна замена в порах естественного газового состава на водород или гелий, так как $\lambda_{\text{He}} = 5,8$ в сравнении с азотом ($\lambda_{\text{He}} = 7,8$) ($\lambda = 1$), затвердевание при этом ускоряется на $\sim 25\%$.

При повышении давления газов скорость затвердевания повышается, а в вакууме, естественно, понижается.

Коэффициент аккумуляции тепла материалом формы вычисляется по формуле:

$$b_{\Phi} = \sqrt{\lambda_{\Phi} C_{\Phi} \rho_{\Phi}}, \quad (5.3)$$

где: λ_{Φ} – теплопроводность материала формы, Вт/(м*К); C_{Φ} – теплоемкость материала формы, Дж/(кг*К); ρ – плотность материала формы, кг/м³.

В табл. 5.1 приведены значения коэффициента теплоаккумулирующей способности некоторых материалов.

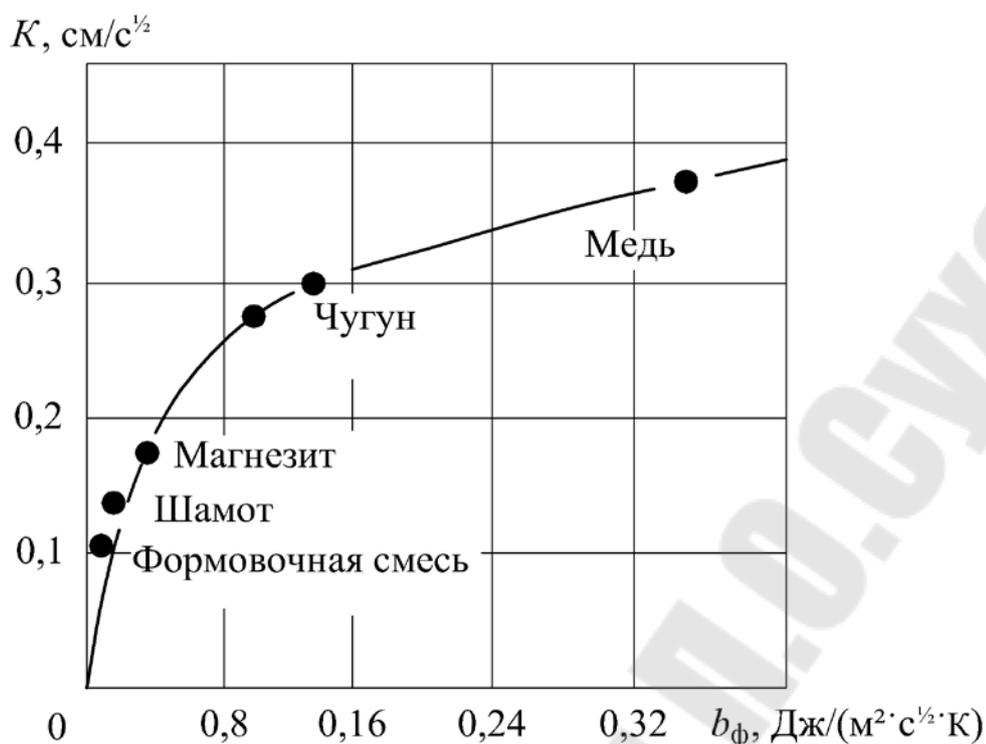


Рис. 5.2. Зависимость коэффициента затвердевания стали K от теплоаккумуляционной способности материала формы b_{ϕ}

Таблица 5.1

Материал	Температура, °С	Теплоаккумулирующая способность, $\text{Вт} \cdot \text{с}^{1/2}$
ПГС с добавкой 20% асбестового порошка, сухая	20 – 1500	840 – 1050
ПГС, сухая, 10% глины	20 – 1500	1400 – 1700
Шамотная смесь	20 – 1500	2100 – 3850
Хромомагнезит с добавкой жидкого стекла	20 – 1500	3500 - 3850
Железо	100 – 1535	22964 – 27222
Сталь углеродистая	100 – 1500	14518 – 12784
Чугун – 3 % С	100 – 1300	14518 – 13400
Медь	100 – 1083	36714 – 37203
Латунь – 10 Zn	100 – 1050	19753 - 25616

В реальных условиях расплав заливается форму с некоторым перегревом, и затвердевание отливки может происходить со скоростью, которая существенно отличается от определяемой уравнениями (5.1) и (5.2).

Наиболее распространенные методы можно разбить на четыре группы: экспериментальные методы исследования; математические методы; приближенные методы; моделирование процессов.

Экспериментальные методы. Экспериментальные методы основаны на прямом измерении скорости перемещения твердого слоя металла в зависимости от времени (τ). По измеренным величинам рассчитывается константа затвердевания K и затем по закону квадратного корня высчитывают величину затвердевшего слоя металла (χ):

$$\chi = K\sqrt{\tau}, \quad (5.4)$$

где: K – константа затвердевания

Практически применяют следующие методы: метод выливания жидкого остатка; метод исследования по макроструктурным слоям путем добавления в расплав специальных добавок; метод прямого измерения температурного поля отливки и формы.

Метод выливания жидкого остатка. Из форм, залитых одним и тем же сплавом при постоянной температуре, через разные промежутки времени выливают жидкий остаток, и измеряется толщина затвердевшего слоя металла. Метод непригоден для широкоинтервальных сплавов.

Метод исследования по макроструктурным слоям путем добавления в расплав специальных добавок. Метод исследования по макроструктурным слоям путем добавления в расплав серы, радиоактивных веществ или путем вибрации формы получают для изучения четкие выделенные границы твердой фазы.

Метод прямого измерения температурного поля отливки и формы с помощью термопар, вмонтированных как в отливку, так и в форму на различных расстояниях от поверхности «металл–форма». Каждая термопара регистрирует изменение температуры в элементарном объеме (в какой-то точке). По достижении границы затвердевания горячего слоя термопары на температурной кривой появляются перегибы. Температурные кривые представлены на рис. 5.3. Для различных точек можно получить температурные кривые для металла (рис. 5.3, а). На рис. 5.3, б кривая 1 фактически сразу поднимается от T_k до $T_{зал}$ сплава. Резкий перепад температур связан с аллотропными превращениями в кварце, низкой теплопроводностью формы. Постепенно температура металла и формы на их границе выравниваются, и начинается процесс охлаждения.

Располагая температурными кривыми можно построить температурно-временное поле (рис. 5.4) в координатах T – X (расстояние от поверхности раздела формы и отливки). Поле показывает (рис. 5.4, а)

распределение температур в последовательные моменты времени. На границе «металл–форма» существует скачок температур, связанный с тепловым сопротивлением зазора между ними.

Математические методы (аналитические) основаны на решении дифференциального уравнения Фурье для теплопереноса в системе отливка-форма (для теплоотвода в одном направлении χ):

Однако уравнение выведено на основе общих физических законов. Для каждого конкретного случая к данному уравнению необходимо добавить математически выраженные особые условия этого случая (краевые условия).

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = \alpha \frac{\partial^2 t}{\partial \chi^2}, \quad (5.5)$$

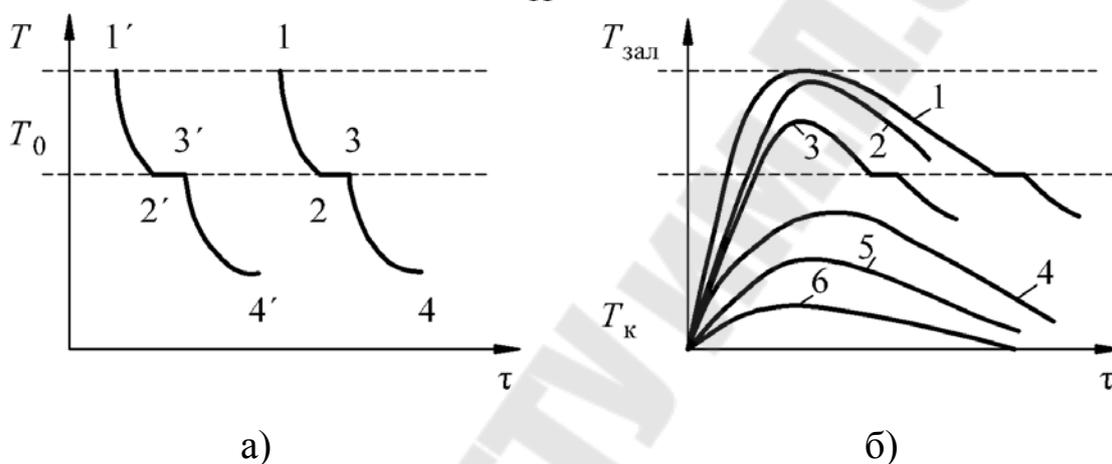


Рис. 5.3. Температурные кривые

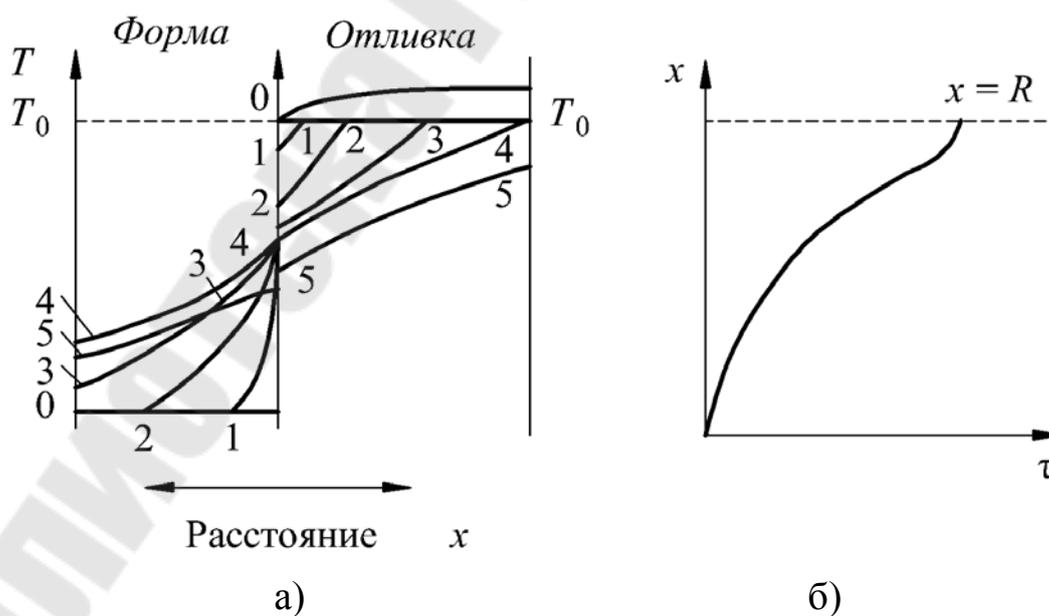


Рис. 5.4. Способы изображения процесса затвердевания: а – температурно-временное поле отливки и формы (цифры обозначают моменты времени после заливки); б – кривая затвердевания

Краевые условия учитывают: геометрические условия (форму и размер тела); физические условия (физические свойства тела и окружающей среды); граничные условия; временные условия.

Для различных краевых условий (временные несколько упрощаются за счет введения упрощающих условий) результаты могут отличаться.

Приближенные методы – это более простые решения на основе расчетов и предположений, позволяющих получать довольно точные результаты.

К приближенным относятся:

- полуэмпирические (инженерные) расчеты используют отдельные параметры в виде безразмерных критериев, что упрощает расчеты;

- численные методы трудоемки, основой их является метод элементарных (тело разбивается на элементарные объемы) тепловых балансов. Эти методы не требуют упрощающих допущений, применяются для расчета температурного поля и процесса затвердевания конкретных отливок. При этих методах из-за трудоемкости применяют ЭВМ.

- аналоговые методы используют подобие процесса теплопереноса другим теплофизическим процессам. Например, на подобии явления теплопереноса ламинарному течению жидкости разработан метод гидротепловой аналогии и т.д.

Следующая группа методов: *моделирование тепловых процессов*, применяют теорию подобия, согласно которой два процесса подобны, если они могут быть выражены одинаковой системой дифференциальных уравнений и имеют подобные условия однозначности (геометрические, физические, временные и краевые условия). Процесс затвердевания изучается на моделях (растворах солей, даже на стеарине), а затем результаты измерений переносятся на процесс затвердевания реальных отливок.

Кроме перечисленных групп методов, можно использовать *графические методы*, которые позволяют по графикам, номограммам, построенным на основании опытных данных, подтвержденных аналитически, определить время затвердевания для конкретных отливок, установить зависимость времени от температуры и другие зависимости.

Исследование процесса заливки. Модельный комплект для исследования процесса затвердевания методом жидкого остатка включает в себя куб со стороной 10·10-2 м и металлические опоки.

В верхней опоке заформовывают куб, который образует соответствующую полость. Боковые стенки полости (вставки) выполнить из материалов с различными теплофизическими свойствами – металлического холодильника, сухих стержней и сырой формовочной смеси. В нижней опоке изготовить вспомогательную часть формы, в которой выполнить полость размером 100×100×80 мм, служащую впоследствии резервуаром для слива жидкого металла из верхней части формы (рис. 5.5).

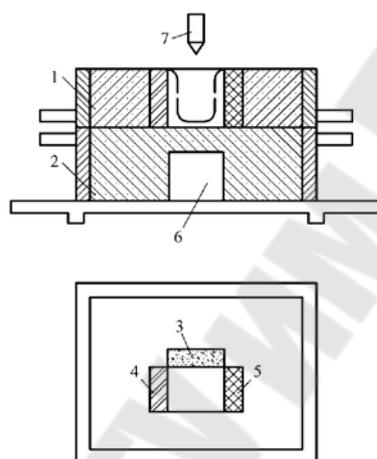


Рис. 5.5. Литейная форма для исследования затвердевания отливки: 1 – верхняя полуформа;

2 – нижняя полуформа; 3-5 вставки; 6 – резервуар; 7 – штырь

С момента окончания заливки отсчитывают заданное время выдержки, по истечении которого штырем пробивают перегородку из сырой формовочной смеси, отделяющей полость формы от резервуара под ней. Не затвердевшая часть металла стекает вниз и нарастание стенок отливки прерывается. Слой затвердевшего металла замеряется, а по результатам нескольких экспериментов строится зависимость толщины слоя металла от времени охлаждения.

Практическая часть

Определить теплофизические свойства форм из различных материалов, заливаемых алюминиевым сплавом, методом «жидкого остатка».

Порядок выполнения лабораторной работы

1. Изготовить форму в двух одинаковых опоках высотой $10 \cdot 10^{-2}$ м.
2. В электрической печи приготовить расплав алюминия (АК12). Расплав перед разливкой нагреть до температуры $700\text{--}720$ °С, прорафинировать хлористым марганцем или гексахлорэтаном.
3. Залить формы расплавом, перегретым на $10\text{--}15$ °С выше температуры кристаллизации (температура заливки должна составлять $720\text{--}740$ °С). После окончания заливки через заданный промежуток времени ($1/6$, $1/4$, $1/3$ ч) слить не затвердевший жидкий металл из верхней полости во вспомогательный резервуар. Для этого предварительно подогретым в тигле с расплавом металлическим стержнем пробить дно полости формы.
5. Затвердевшую отливку из верхней части формы выбить и охладить. Затем измерить толщину стенки отливки χ в центре каждой грани и занести результаты в таблицу. Пробивку дна в полости формы для слива жидкого остатка производить только прогретым стальным стержнем.
4. Обработать полученные экспериментальные данные. Экспериментальные данные определение толщины затвердевшего слоя металла свести в табл. 5.3 и построить соответствующие графические зависимости $\chi = f(\tau)$ для различных материалов формы.
5. По экспериментальным результатам вычислить ряд значений коэффициента затвердевания, определить среднее значение. Вычислить коэффициенты затвердевания для разных материалов по формуле (5.2) и сравнить с экспериментальными значениями. При расчетах принять плотность жидкого алюминия $\rho_{\text{ж}} = 2400$ кг/м³, удельную теплоту кристаллизации алюминия $L = 400$ кДж/кг и коэффициент аккумуляции теплоты формы $b_{\text{ф}}$ (табл. 5.2), равным соответственно для следующих материалов, ($\text{Вт} \cdot \text{с}^{0,5} / \text{м}^2 \text{К}$).
7. Полученные данные свести в таблицу (табл. 5.3) и построить графические зависимости $\chi = f(\tau)$.

Таблица 5.2

Коэффициент аккумуляции теплоты различных материалов

Сырая форма	Сухой стержень	Магнезит	Чугун
1150	950	3600	13800

Таблица 5.3

Результаты экспериментальных данных

Экспериментальное время	Толщина затвердевшей корочки алюминиевого сплава, м			
	Сырая	Сухая	Хромомагнезит	Металл
10				
15				

Контрольные вопросы

1. От чего зависят различные типы литых структур при затвердевании жидкого металла в литейной форме?
2. Что понимается под законом квадратного корня в учении о затвердевании отливок?
3. Что такое теплоаккумулирующая способность формы?
4. При каких условиях затвердевания строго выполняется закон квадратного корня?
5. Как экспериментально определяют коэффициент затвердевания?
6. В чем сущность метода жидкого остатка, предназначенного для расчета процесса охлаждения расплава и затвердевания отливок?
7. Как устроена литейная форма для исследования кинетики затвердевания методом жидкого остатка?
8. На какие группы делятся методы исследования процессов затвердевания?
9. На чем основаны экспериментальные методы исследования процессов затвердевания?
10. На чем основаны математические методы?

Оценка структуры чугуна отливок

Цель работы: Изучение микроструктуры чугунов разных марок в равновесном состоянии.

Задачи лабораторной работы: Исследовать структурно-фазовый состав чугунов.

Теоретическая часть

Чугун — это многокомпонентный сплав железа с углеродом, характеризующийся эвтектическим превращением. Его строение, а следовательно, и механические свойства определяются многочисленными факторами. Наибольшее влияние оказывает состав сплава, т. е. содержание элементов, постоянно присутствующих в чугуне (С, Si, Mn, S, Р), легирующих элементов, случайных примесей. Однако для формирования структуры чрезвычайно важны скорость охлаждения, термовременная обработка (перегрев и время выдержки), модифицирование и другие виды внепечной обработки сплава. Связь структуры и механических свойств чугуна наглядно отражена на структурных диаграммах, характеризующих, как правило, неравновесные условия формирования внутреннего строения сплава (микроструктуру).

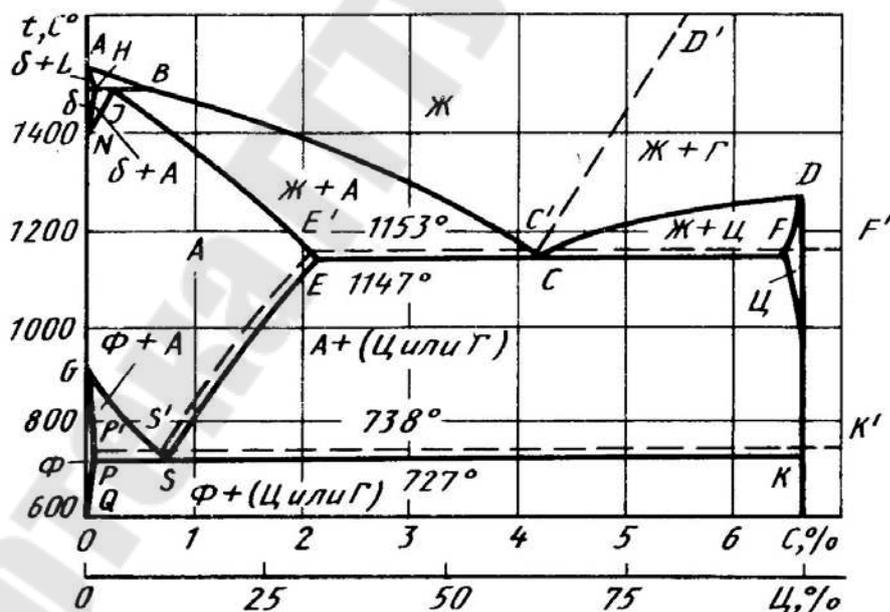


Рис. 6.1. Диаграмма состояния железо—углерод

Возможность формирования разнообразных структур при кристаллизации и последующем охлаждении вытекает уже из рас-

смотрения диаграмм фазового равновесия железо—графит и железо—цементит (рис. 6.1). Характер эвтектического превращения определяет формирование высокоуглеродистой фазы. Распад эвтектической жидкости на аустенит (А) и графит (Г) или на аустенит и цементит (Ц) определяет получение качественно разных сплавов: серого и белого чугунов соответственно. Возможно также формирование половинчатых чугунов, когда часть высокоуглеродистой фазы представляет графит, а часть цементит. Ход эвтектической реакции, главным образом ее продолжительность, определяет количество, размеры, форму и взаимную ориентацию графита, размеры эвтектической ячейки. Форма и взаимная ориентация графита не могут быть изменены никакими видами термической обработки.

Характеристики и методы определения структуры чугуна конструкционного назначения приведены в ГОСТ 3443—77 (табл. 6.2).

На высоколегированный чугун стандарт не распространяется.

Для описания графита на нетравленном шлифе при стократном увеличении оценивают форму, распределение, размеры и количество графита (табл. 6.1, 6.3).

Таблица 6.1

Количество графита в структуре чугуна

Обозначение	Площадь, занятая графитом, %
Г2	До 3
Г4	Св. 3 до 5
Г6	Св. 5 до 8
Г10	Св. 8 до 12
Г12	Св. 12

Таблица 6.2

Структурные составляющие и их особенности

Структурная составляющая	Оцениваемый параметр	Условное обозначение
Графит	Форма включений Размер включений	Гф Граз и средний размер (длина или диаметр) включений графита, мкм
	Распределение включений Количество	Ер Г и средняя площадь,

	включений	занятая графитом на микрошлифе, %
Металлическая основа	Вид структуры: Феррит перлит пластинчатый перлит зернистый троостит бейнит	Фе Пт1 Пт2 Т Б
Перлит (или феррит)	Мартенсит Количество	М П (или Фе) и средняя площадь, занятая этими составляющими на микрошлифе, %
Перлит	Дисперсность	Пд и среднее расстояние между пластинами цементита, мкм
Цементит (или цементит ледебурита)	Количество включений Площадь включений	Ц и средняя площадь, занятая цементитом на микрошлифе, % Цп и средняя площадь изолированных включений цементита, мкм ²
Фосфидная эвтектика	Строение: псевдодвойная — фосфид и феррит псевдодвойная — фосфид и цементит тройная мелкозернистая тройная игольчатая тройная и пластины цементита Размер ячеек сетки Площадь включений	Ф1 Ф2 Ф3 Ф4 Ф5 Фраз и средний диаметр ячеек и сетки, мкм Фп и средняя площадь изолированных

	Распределение	включений, мкм Фр
--	---------------	----------------------

Необходимость и важность предусматриваемой ГОСТом классификации графита обусловлены значительным его влиянием на прочность и пластичность сплава. Это влияние сказывается на ослаблении поперечного сечения металлической основы и надрезающего эффекта. Отрицательное влияние графита тем ниже, чем меньше его количество, размеры отдельных включений и чем больше их форма приближается к шаровидной. Чугун, характеризующийся высокой циклической вязкостью, менее чем сталь чувствителен к надрезам.

Таблица 6.3

Размер включений графита в структуре чугуна

Обозначение	Длина включений графита, мкм	Диаметр включений графита, мкм
$\Gamma_{\text{раз}}15$	До 15	До 15
$\Gamma_{\text{раз}}25$	Св. 15 до 30	Св. 15 до 30
$\Gamma_{\text{раз}}45$	» 30 » 60	» 30 » 60
$\Gamma_{\text{раз}}90$	» 60 » 120	» 60 » 120
$\Gamma_{\text{раз}}180$	» 120 » 250	» 120 » 250
$\Gamma_{\text{раз}}360$	» 250 » 500	» 250 » 500
$\Gamma_{\text{раз}}750$	» 500 » 1000	—
$\Gamma_{\text{раз}}1000$	» 1000	—

Таблица 6.4

Металлическая основа структуры чугуна

Обозначение	Площадь, занятая перлитом, %	Обозначение	Площадь, занятая перлитом, %
П	Св. 98	Фе0	До 2
П96	» 94 до 98	Фе4	Св. 2 до 6
П92	» 90 » 94	Фе8	» 6 » 10
П85	» 80 » 90	Фе15	» 10 » 20

П70	» 60 » 80	Фе30	» 20 » 40
П45	» 30 » 60	Фе55	» 40 » 70
П20	» 10 » 30	Фе80	» 70 » 90
П6	» 2 » 10	Фе94	» 90 » 98
П0	» 2	Фе	» 98

Структура чугуна окончательно формируется при эвтектоидном превращении. В сером чугуне к этому моменту сохраняются аустенит и графит, образовавшийся при эвтектическом превращении, а также выделившийся из аустенита вследствие уменьшения растворимости углерода при охлаждении. Эвтектоидное превращение (распад аустенита) также зависит от вида высокоуглеродистой фазы (графит или цементит) и определяет строение металлической матрицы (основы) чугуна.

Таблица 6.4

Степень дисперсности пластинчатого перлита в структуре чугуна

Обозначение	Расстояние между пластинами цементита, мкм
Пд0,3	До 0,3
Пд0,5	Св. 0,3 до 0,8
Пд1,0	» 0,8 » 1,3
Пд 1,4	» 1,3 » 1,6
Пд1,6	» 1,6

Таблица 6.5

Размер ячеек сетки фосфидной эвтектики

Обозначение	Диаметр ячеек сетки, мкм
Фраз250	До 250
Фраз400	Св. 250 до 500
Фраз^50	» 500 » 750
Фраз Ю00	»750 » 1250
Фраз 1250	» 1250

Площадь включений фосфидной эвтектики

Обозначение	Площадь наибольших включений, мкм ³
Ф _п 2000	До 2 000
Ф _п 6000	Св. 2 000 до 10 000
Ф _п 13000	» 10 000 » 16 000
Ф _п 20000	» 16 000 » 25 000
Ф _п 25000	» 25 000

В случае образования ферритно-графитного эвтектоида общая степень графитизации возрастает. Если же эвтектоид представляет смесь феррита и цементита (перлит), вторая стадия графитизации не протекает. Режим охлаждения отливки после ее затвердевания в форме, а также в процессе термической обработки обуславливает природу металлической матрицы, которая может представлять перлит разной дисперсности: зернистый перлит, троостит, бейнит, мартенсит. Металлическую матрицу согласно ГОСТ 3443—77 описывают по травленным шлифам (табл. 6.4—6.6).

Практическая часть

Изучить методики определения структур и структурных включений чугунов.

Порядок проведения работы

1. Изучить оборудование и приборы, необходимые для выполнения работы, инструкции по их эксплуатации, технику безопасности.
2. Из отливок, приливов к ним или из специально отлитых брусков, используемых при изготовлении образцов для механических испытаний, изготовить образцы для приготовления шлифов и определения структуры. Они должны быть таких размеров и сечений, чтобы представление о структуре чугуна было полным.
3. Приготовить шлифы, изучить форму, размер, характер распределения графитовых включений (на нетравленных шлифах) с помощью микроскопа при увеличении в 100 раз. Поверхность шлифа должна быть зеркальной, без следов (рисок) от

промежуточных операций шлифования и полировочного материала, оксидов и других загрязнений.

4. Изучить микроструктуру металлической основы после травления шлифа 4 %-ным раствором азотной кислоты в спирте. Определить количество перлита и феррита, дисперсность перлита и описать структуру металлической основы по ГОСТ 3443—77. Количество перлита или феррита определять не менее чем в трех полях зрения и оценивать по среднему значению площади, занятой этими структурными составляющими на шлифе (см. табл. 6.4).
5. Определить дисперсность пластинчатого перлита по среднему расстоянию между пластинами цементита (см. табл. 6.5). Измерять это расстояние нужно в зернах перлита наибольшей дисперсности, где пластины цементита расположены перпендикулярно к плоскости шлифа.

Экспериментальные сведения (форма, размер, распределение и количество графита), а также металлическая основа чугуна определяются и оцениваются в соответствии с ГОСТ 3443—77. Полученные данные занести в таблицу.

Таблица 6.7

Графит				Металлическая основа			
Форма	Размер включений, мкм	Распределение	Количество, %	Количество перлита, %	Количество феррита, %	Дисперсность перлита, мкм	Вид сплава

Контрольные вопросы

1. При каком увеличении можно изучить форму, количество, распределение и размер графита?
2. Какова методика определения микротвердости структурных составляющих?
3. Каково устройство прибора для определения микротвердости структурных составляющих?
4. Как классифицируется графит по ГОСТ 3443—77?

5.Какие задачи можно решить посредством измерения микротвердости?

6.При каком увеличении можно определить дисперсность перлита? Каково значение этой характеристики матрицы?

7.Какую форму могут иметь включения графита?

8.Какова роль эвтектического превращения в формировании структуры и свойств чугуна?

9.Что представляет собой феррит в промышленных чугунах?

10.Что такое перлит? Каковы его состав, строение, свойства?

11.Как влияют размеры и количество графитовых включений на механические свойства чугуна?

Влияние величины углеродного эквивалента на линейную усадку и жидкотекучесть чугуна

Цель работы: Изучить влияние величины углеродного эквивалента на основные литейные свойства чугуна.

Задачи лабораторной работы: Освоить методику определения углеродного эквивалента.

Теоретические сведения

Усадка и жидкотекучесть сплавов являются наиболее важными технологическими характеристиками. Литейные свойства серого чугуна значительно лучше, чем других железоуглеродистых сплавов. Это позволяет применять его для изготовления тонкостенных отливок и определяет сравнительную простоту технологических процессов.

Известно, что чугуны являются многокомпонентными сплавами с содержанием углерода более 2 %. Кремний наряду с углеродом оказывает наиболее существенное влияние на литейные свойства. Кремний и фосфор понижают концентрацию углерода в эвтектике и эвтектоиде. Поэтому влияние этих элементов (С, Si, P) принято рассматривать совместно, так как действие их одинаково, хотя интенсивность различна. Это характеризуется соответствующими коэффициентами в формуле для подсчета величины углеродного эквивалента $CE = C + 0,3 (Si + P)$.

Линейная усадка сплавов начинает появляться в интервале кристаллизации после образования достаточно прочного скелета из соприкасающихся кристаллов, способного противостоять давлению жидкого металла. Обычно это соответствует температуре, при которой процесс первичной кристаллизации чугуна прошел примерно на 75—95 %.

Содержание углерода в чугуне и характер кристаллизации оказывают большое влияние на величину объемной и линейной усадки. Увеличение содержания углерода в доэвтектическом чугуне приводит к заметному уменьшению объема усадочных раковин за счет увеличения количества графита, выделяющегося при кристаллизации эвтектики. Если количество эвтектического графита составляет 1,8 %, то усадка чугуна не наблюдается. Дальнейшее увеличение количества эвтектического графита приводит к увеличению объема чугуна. Кремний в чугуне влияет на образование усадочных дефектов в период формирования графитовых кристаллов. Процесс графитизации в чугуне существенно уменьшает

доперлитную усадку, но не влияет на послеперлитную усадку, которая остается неизменной и составляет около 1 %.

С увеличением углеродного эквивалента жидкотекучесть доэвтектических чугунов возрастает. В отличие от других сплавов максимальной жидкотекучестью обладают не эвтектические, а заэвтектические чугуны, в которых графит кристаллизуется в качестве первичной фазы. Этот процесс сопровождается выделением теплоты. Одновременно следует отметить, что первичная фаза не образует непрерывного каркаса.

Учитывая значительное влияние углеродного эквивалента на жидкотекучесть и линейную усадку промышленных чугунов, требуется оперативно определять его по ходу плавки.

Углеродный эквивалент определяют по результатам химического или спектрального анализа чугуна на содержание углерода, кремния и фосфора или термографическим методом, основанным на определении температур ликвидуса и солидуса чугуна. Температура ликвидуса и интервал кристаллизации сплава определяют величину углеродного эквивалента.

Для определения температур ликвидуса и солидуса применяют бесконтактный пирометр ТАП-4, в котором в качестве температурного элемента используется фотодиод. Основными узлами прибора являются: измерительный элемент, форма для пробы чугуна, регистрирующий прибор (ЭПП-09 или КСП-4). Пирометр направляют на дно кварцевой трубки, имитирующей модель абсолютно черного тела в центре кристаллизующейся пробы. Использование фотодиодного пирометра вместо термопары в условиях производства позволяет фиксировать температуры ликвидуса и солидуса с точностью не ниже, чем в случае применения платинородиевых термопар.

Для четкой фиксации температуры ликвидуса на диаграмме регистрирующего прибора чугун следует заливать в форму при температуре не ниже $-1350\text{ }^{\circ}\text{C}$. В этом случае время охлаждения чугуна в стержневой форме до температуры ликвидуса составляет 30—40 с, а до конца затвердевания ~ 4 мин. Данные с диаграммы потенциометра посредством градуировочной линейки переводятся непосредственно в значение углеродного эквивалента, соответствующего измеренной температуре ликвидуса.

Практическая часть

Оборудование, инструмент и материалы:

Индукционная печь для плавки чугуна, прибор для определения температур ликвидуса и солидуса сплава, технологические пробы для определения линейной усадки и жидкотекучести чугуна, модельная и опочная оснастка, набор плавильного и формовочного инструмента, шихтовые и формовочные материалы, защитные очки, спецодежда.

Порядок проведения работы

1. Ознакомиться с оборудованием и приборами, необходимыми для выполнения работы. Изучить инструкции по эксплуатации оборудования и технике безопасности при работе на нем.

2. Рассчитать шихту для выплавки исходного сплава, подготовить необходимые шихтовые материалы.

3. Подготовить и установить для заливки технологические пробы для определения жидкотекучести, линейной и литейной усадки. Подготовить к работе измерительную аппаратуру для определения линейной усадки и углеродного эквивалента.

4. Выплавить 40 кг сплава с более низким углеродным эквивалентом. Плавку чугуна в индукционных печах выполняют лаборанты, имеющие специальный допуск.

5. Выдать из печи в ковш первую порцию (~8 кг) металла и залить технологические пробы.

6. Привести состав оставшегося в печи расплава по кремнию или углероду в соответствии с полученным заданием, перегреть сплав и залить технологические пробы второй бригады студентов. Затем операции с подшихтовкой и заливкой технологических проб повторить каждой следующей бригадой студентов.

7. Измерить линейную и литейную усадку, углеродный эквивалент, жидкотекучесть. Обработать результаты.

8. Обобщить и обработать полученные данные.

9. Результаты наблюдений и их обработка

Результатом работы являются значения жидкотекучести, линейной и литейной усадки, углеродного эквивалента, полученные экспериментальными методами для чугунов различных составов. Первичная обработка результатов экспериментов заключается в определении среднего значения литейных свойств, в оценке точности измерений с учетом класса точности приборов и датчиков.

Результаты измерений линейной и литейной усадки, жидкотекучести, углеродного эквивалента занести в таблицу.

Таблица 7.1

Углеродный эквивалент, %	Предусадочное расширение, %	Жидкотекучесть, мм	Усадка, %			
			линейная	литейная	До перлитная	после перлитная

Контрольные вопросы

1. Как определяют углеродный эквивалент чугуна?
2. Какие технологические пробы используют для определения жидкотекучести и линейной усадки?
3. Какова методика определения линейной усадки?
4. Как влияет изменение концентрации углерода и интервала кристаллизации на жидкотекучесть чугуна?
5. Как можно увеличить жидкотекучесть чугунов заэвтектического состава?
6. Каким образом учитывается литейная усадка при изготовлении моделей?
7. Как влияет увеличение СЕ на жидкотекучесть и линейную усадку?
8. Что такое доперлитная и послеперлитная усадка, какие параметры влияют на ее величину?
9. Какие виды жидкотекучести вы знаете?

Модифицирование чугуна графитизирующими добавками

Цель работы: Изучить технологию модифицирования и его влияние на механические свойства чщугуна.

Задачи лабораторной работы: Исследовать влияние модифицирующей добавки на механические свойства чугуна

Теоретические сведения

Из литейных сплавов чугун является самым распространенным конструкционным материалом в машиностроении. Широкое применение чугуна обусловлено многими ценными его качествами: хорошими литейными, антифрикционными и прочностными свойствами, износостойкостью, хорошей обрабатываемостью, высокой усталостной прочностью, невысокой стоимостью и т. д. Требования к качеству чугуна, его прочностным и служебным характеристикам с каждым годом повышаются. Их разнообразие обуславливает создание и применение большого числа типов и марок чугуна.

Механические свойства чугуна в значительной степени зависят от количества, формы и размеров графита. В обычном сером чугуне графит имеет форму розеток с крупными лепестками, оказывающими сильное надрезающее действие на металлическую основу. Поэтому такой чугун обладает невысокими механическими свойствами. Повышение механических свойств чугуна достигается главным образом за счет управления процессом кристаллизации в целях изменения количества, формы, размеров и характера распределения графитовых включений. Одним из наиболее распространенных методов воздействия на процессы графитизации чугунов является модифицирование расплавов. Его проводят графитизирующими или стабилизирующими модификаторами. К графитизирующим модификаторам относятся ферросилиций, силикокальций, графит, алюминий и др. Стабилизирующие модификаторы обычно содержат марганец, хром, медь, олово, сурьму и др. Модифицирование стабилизирующими добавками способствует формированию перлитной основы, уменьшению размеров графитных включений и их количества, что обеспечивает повышение механических и эксплуатационных свойств чугуна. Такое модифицирование, применяемое в основном для чугунов с высокой степенью эвтектичности, по сравнению с графитизирующим модифицированием распространено в производстве меньше.

Модифицирование серого чугуна графитизирующими добавками уменьшает склонность его к отбелу, устраняет междендритный графит, уменьшает размеры лепестков графита.

Модифицирование наиболее эффективно для доэвтектических чугунов при высоком перегреве расплава, использовании большого количества стального лома в шихте и повышенных скоростях охлаждения отливки. Практически же модифицированию можно подвергнуть чугуны любых химических составов. Чугуны, подвергаемые графитизирующему модифицированию, в общем случае имеют следующий состав, %: 2,8—3,4 C; 0,6—1,5 Mn, до 3 P, до 0,12 S и 1,0—2,5 Si.

Графитизирующее модифицирование чугунов с низкой степенью эвтектичности является обязательной технологической операцией, в противном случае в структуре формируется цементитная составляющая, не позволяющая получать высокие литейные и механические свойства.

Модифицировать чугуны, по химическому составу близкие к эвтектическому, следует при производстве тонкостенных и разностенных отливок, а также в условиях быстрого охлаждения. Модифицированный чугун имеет практически такие же литейные свойства, как и немодифицированный. Модифицирование графитизирующими добавками гарантирует получение высоких и устойчивых результатов только при соблюдении определенных технологических условий. На результат модифицирования существенно влияют природа используемых шихтовых материалов, химический состав исходного сплава, температура перегрева, предварительная обработка исходного чугуна, тип и количество вводимого модификатора, режимы заливки чугуна после ввода в него модификаторов, вид литейной формы и многие другие факторы.

Например, эффект модифицирования при прочих равных условиях проявляется тем сильнее, чем ниже степень эвтектичности чугуна. Снижение содержания углерода или кремния в чугуне повышает эффективность модифицирования графитизирующими добавками.

Графитизирующие модификаторы в зависимости от содержания кремния можно условно подразделить на два класса: кремнистые (>15 % Si) и бескремнистые (<15 % Si). Наиболее распространенными модификаторами серого чугуна с пластинчатым графитом являются ферросилиций ФС75 (74—80 % Si; 1,5 % Al) и силикокальций СК-30 (62 % Si, 30 % Ca, 2 % Al, >6 % Fe). В настоящее время находят применение и другие модификаторы, в состав которых наряду с кремнием, кальцием, алюминием входят барий, цирконий, стронций и другие элементы.

Модификаторы вводят в жидкий чугун при выпуске его из печи в ковш, а иногда непосредственно в литейную форму. Перед вводом в чугун модификаторы дробят и просеивают до размера кусков 2—15 мм. Количество вводимого модификатора зависит от химического состава

чугуна, его назначения, толщины стенок отливки, материала формы. Обычно вводят 0,1—1 % массы чугуна. Модифицирование проводят при температурах 1350—1420 °С. Более высокий уровень прочности чугунов достигается при снижении углеродного эквивалента и повышении перегрева чугуна. Каждый из этих факторов способствует уменьшению количества графита, его измельчению, увеличению количества и повышению дисперсности перлита. Однако при этом увеличивается и склонность чугуна к отбелу, междендритной кристаллизации графита. Например, доэвтектический чугун с низким углеродным эквивалентом (3,3—3,4 %), затвердевающий с большим переохлаждением, имеет структуру белого или половинчатого чугуна с неблагоприятным междендритным расположением графита. Подобная структура делает чугун хрупким и снижает его прочностные свойства. Графитизирующее модифицирование позволяет в определенных пределах предотвратить эти отрицательные явления.

Введение графитизирующего модификатора способствует формированию большого количества центров кристаллизации графита, что приводит к уменьшению переохлаждения и увеличению степени графитизации. В структуре серого чугуна образуются мелкие, равномерно распределенные графитовые включения.

После введения модификатора чугун должен определенное время выдерживаться в ковше. Уменьшение или увеличение этого периода в равной мере уменьшает эффект модифицирования.

При недостаточной выдержке модификатор не успевает равномерно распределяться по всему объему металла, при длительной выдержке происходит, очевидно, растворение или ошлакование зародышей, образованных модификатором. Оптимальная продолжительность выдержки определяется емкостью ковша, размером кусков модификатора и т. п. Можно считать, что наибольший эффект модифицирования наступает в среднем через 8—12 мин, а при более длительной выдержке действие модификатора ослабевает.

С учетом необходимого времени выдержки, затрат теплоты на нагрев и растворение модификатора, потерь теплоты при переливах металла разница между температурой выпуска чугуна из печи и температурой заливки составляет ~80 °С. Чтобы исключить большое снижение температуры чугуна при выпуске, ковши должны подаваться под заливку прокаленными и хорошо подогретыми.

Практическая часть

Оборудование, инструмент и материалы:

Индукционная печь, прибор для определения углеродного эквивалента, модельная оснастка для изготовления стержневых форм проб на отбел (см. рис. 35), модельно-опочная оснастка и набор формовочного инструмента для изготовления цилиндрических образцов размером 0 30 x 350 мм, микроскоп 7, а также шихтовые материалы для выплавки чугуна, модификаторы, фотопластинки, фотобумага, реактивы, спецодежда.

Порядок проведения работы

1. Ознакомиться с оборудованием, приборами, оснасткой, необходимыми для выполнения работы. Изучить инструкции по эксплуатации оборудования и технике безопасности.

2. Рассчитать шихту для плавки базового сплава, подготовить необходимые шихтовые материалы, модификаторы.

3. Изготовить формы для образцов и установить их для заливки, подготовить к работе прибор для определения углеродного эквивалента. Подготовить формы для заливки двух цилиндрических образцов размером 0 30x350 мм и две формы проб на отбел чугуна в соответствии с индивидуальным заданием.

4. Выплавить исходный чугун, перегреть его до заданной температуры, залить в формы первую порцию (~8 кг) немодифицированного чугуна.

5. Осуществить модифицирование сплава заданным количеством модификатора и залить формы.

6. Охладить отливки в формах, выбить их и очистить.

7. Разрушить пробы на отбел по пережиму, измерить глубину зоны чистого отбела и переходной зоны h_2 и определить общий отбел h . На расстоянии ~20 мм от низа цилиндрической отливки отрезать образцы для исследования микроструктуры (0 30 мм, толщиной ~15 мм) и подготовить шлифы.

8. Из цилиндрических отливок изготовить образцы для проведения механических испытаний.

9. Изучить нетравленные шлифы на микроскопе. По ГОСТ 3443—77 определить количество графита, форму и размеры его включений и характер распределения.

10. Провести травление шлифов в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты по ГОСТ 3443—77. Измерить на приборе ПМТ-3 микротвердость перлита и феррита, измерить твердость чугуна по Бринеллю. Сфотографировать (зарисовать) структуру чугуна.

11. Обобщить полученные экспериментальные данные. Результаты измерений температуры металла, углеродного эквивалента, глубины

отбела и другие данные записать в рабочую тетрадь. В случае использования модификатора одного состава, но в разных количествах, построить графические зависимости влияния количества вводимого модификатора на глубину отбела и размеры графитных включений.

Результаты наблюдений и их обработка

Результаты определений количества, формы и размера графитовых включений, глубины отбела, микротвердости структурных составляющих, твердости и прочностных свойств немодифицированного и модифицированного чугунов свести в таблицы 8.1.

Оценить истинные значения результатов определений, их надежность при вероятности 0,95, а также относительные и абсолютные погрешности измерений.

Таблица 8.1

Состав чугуна, %	СЕ, %	Модификатор		Глубина отбела, мм			твердость		Прочность, МПа
		тип	Кол-во, %	Чистая h1	Переходная h2	Общая h1+h2	Диаметр отпечатка, мм	МПа	
Состав чугуна, %	СЕ, %	Модификатор		Графит			Перлит		
		тип	Кол-во, %	Кол-во, %	Форма	Размер, мкм	Кол-во, %	Дисперсность мкм	Микротвердость, МПа

Контрольные вопросы

1. Какие цели преследуют при модифицировании расплавов?
2. В чем заключается механизм графитизирующего модифицирования?
3. Какие модификаторы применяют в промышленности для модифицирования серых чугунов с пластинчатым графитом?

4. Какие модификаторы относятся к графитизирующим?

5. Как определяют углеродный эквивалент чугуна?

Назовите оптимальные для осуществления модифицирования температуры чугуна.

6. Как оценивается эффект модифицирования?

7. Сколько времени модификаторы не теряют своих свойств?

8. Какие компоненты входят в состав ферросилиция ФС75?

9. Какие пробы используют для определения склонности чугунов к отбелу?

10. Чем отличаются технологические варианты модифицирования чугуна с разной степенью эвтектичности?

11. В каком виде вводят в расплав модифицирующие добавки?

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 9

Изучение зависимости формирования ликвации серы в чугуне от температуры заливки и условий охлаждения

Цель работы: Изучить зависимости формирования ликвации серы в чугуне от температуры заливки и условий охлаждения

Задачи лабораторной работы: Исследование влияния температуры заливки и скорости охлаждения на формирование ликвации серы в чугуне.

Теоретические сведения

Ликвацией называется неоднородность химического состава в различных частях отливки или слитка.

Наличие ликвации характеризует степень качества отливки. Неоднородность структуры или состава отливки снижает её эксплуатационную надёжность. В условиях реального производства отливок образование ликвации предопределяется двумя главными факторами: природой сплава и условиями кристаллизации.

Различает два основных вида ликвации: дендритную и зональную. Дендритная ликвация характеризуется наличием химической неоднородности металла в объёме кристалла. Дендритная ликвация является следствием избирательного затвердевания сплава - расплава, ограниченности диффузии и недостаточности времени для установления равновесия между кристаллами твёрдого раствора и жидкой фазой. Она определяется отношением скорости кристаллизации к скорости диффузии и оценивается коэффициентом распределения

$$\omega = \frac{G_T}{G_J}$$

где: G_T - концентрация примесей в твёрдой фазе;

G_J - концентрация примесей в жидкой фазе.

$$(1 - \omega) = \frac{G_T}{G_J}$$

Наибольшей склонностью к дендритной ликвации в железоуглеродистых сплавах отличаются углерод, фосфор, сера, кислород.

Диффузия и выравнивание состава кристаллов происходят с определенной скоростью, поэтому дендритная ликвация будет тем сильнее выражена, чем меньше коэффициент диффузии элемента и больше скорость, охлаждения.

Ликвация, создающая разницу в составе различных слоев или частей отливки, называется зональной. Зональная ликвация - это скопление примесей углерода или легирующих элементов в определенных локализованных участках - зонах. Зональная ликвация вызывается различными причинами в разные периоды охлаждения и затвердевания сплава: а) расслоением в жидком состоянии; б) перемещением твердых фаз под влиянием разницы в удельном весе; в) перемещением жидких фаз в процессе кристаллизации.

Зональная ликвация бывает прямая и обратная. В том случае, когда наблюдается обогащение примесями центральной части отливки, зональную ликвацию называют прямой. Если повышенная концентрация примесей обнаруживается в периферийных зонах, зональную ликвацию называют обратной. На развитие зональной ликвации значительное влияние оказывает температура заливки.

В данной лабораторной работе ставится задача исследовать влияние температуры заливки и скорости охлаждения на формирование ликвации серы в чугуне.

МЕТОД ЛАБОРАТОРНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА

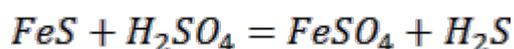
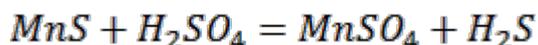
Основными методами выявления и оценки ликвации являются:

а) химический (непосредственный анализ стружки, взятой из различных мест отливки);

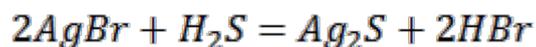
б) металлографический (выявление микроструктуры путем травления, снятие отпечатков шпательным измерением размеров неметаллических включений на шлифах);

в) вспомогательные (введение радиоактивных элементов и изучение их распределения, определение микротвердости в различных точках).

При проведении работы для вдавления в чугуне ликвации серы применяется метод Баумана. Суть метода состоит в снятии серных отпечатков. Для этого на подготовленный для работы микрошлиф накладывается эмульсионной стороной лист глянцевой фотографической бумаги, вымоченной на свету в течение 5 -10 мин в 5%-ом водном растворе серной кислоты. Сера в металле находится в связанном состоянии в виде FeS и MnS. Методу этими соединениями и серной кислотой произойдет реакция:



Образовавшийся сероводород ваянию действует с бромистым серебром эмульсионного слоя, образуя сернистое серебро темно-коричневого цвета



По расположению участков коричневого цвета на фотобумаге после промывки и фиксации в 25%-ном растворе гипосульфита находятся места обогащенные серой.

Практическая часть

Порядок выполнения работы

1. Для проведения работы необходимы: плавильная печь, жидкий чугун, формовочная смесь, опоки, модель образца, металлические формы, переносной гальвонометр с платино-платинородиевой термопарой, формовочный и заливочный инструмент, спирт, 5%-ный раствор серной кислоты, 25%-ный раствор гипосульфида, глянцевая бромосеребристая фотобумага, наждачный, шлифовальный и полировочный круг для приготовления микрошлифа, промывочные ванночки.
2. Приготовить две металлические и две песчано-глинистые формы.
3. Довести температуру чугуна в плавильной печи до 1380 °С и залить металлическую и песчано-глинистую формы.
4. В заливочном ковше охладить чугун до 1260 °С и произвести заливку в песчано-глинистую и металлическую формы.
5. После охлаждения образцы выбить, очистить и разрезать по центру.
6. Поверхность разреза каждого образца отшлифовать.
7. Приготовленные макрошлифы тщательно протереть ватой, смоченной в спирте, и положить на стол шлифовальной поверхностью вверх.
8. Вымочить на свету в течении 5-10 мин в 5%-ном водном растворе серной кислоты листы бромосеребряной фотографической бумаги.
9. После просушки между листами бумажного фильтра фотобумагу наложить эмульсионной стороной на шлифы проб и сверху пригладить с целью удаления пузырьков воздуха.
10. После выдержки в течении 2-3 мин осторожно снять фотобумагу с образцов.
11. Полученные отпечатки промыть в воде, зафиксировать в 25%-ном растворе гипосульфида, снова промыть в воде и просушить.
12. Зарисовать полученные отпечатки. Характер ликвации каждого образца зафиксировать в таблице 9.1.

Таблица 9.1

№ Образца	Температура заливки, °С	Характер охлаждения	Характеристика ликвации
1	1380	Песчано-глинистая форма	
2	1380	Кокиль	
3	1260	Песчано-глинистая форма	
4	1260	Кокиль	

1. Что такое ликвация?
2. Виды ликвации и их характеристики?
3. Причины возникновения ликвации?
4. Способы устранения ликвации?
5. Какие методы выявления и оценки ликвации вы знаете?

**Оценка эффективности различных способов рафинирования
алюминиевых сплавов от растворимых газов и твердых
неметаллических включений**

Цель работы: Изучить способы очистки от неметаллических включений цветных сплавов.

Задачи лабораторной работы: Исследовать влияние методов очистки на структуру и свойства алюминиевых сплавов.

Теоретические сведения

Алюминиевые сплавы, применяемые в технике, делят на литейные и деформируемые. Первые из них предназначены для изготовления фасонных отливок, вторые — для производства полуфабрикатов (листов, лент, профилей, труб, штамповок и поковок) методами холодной или горячей обработки давлением. Основными компонентами алюминиевых сплавов являются: кремний, медь, магний, марганец и цинк.

Для изготовления фасонных отливок в промышленности используют пять групп литейных алюминиевых сплавов:

- сплавы на основе системы алюминий—кремний (АЛ2, АЛ4, АЛ9, АЛ 34, АК7, АК9);
- сплавы на основе системы алюминий—кремний—медь (АЛ3, АЛ5, АЛ6, АЛ32, АК5М2, АК5М7, АК7М2, АК4М4);
- сплавы на основе системы алюминий—медь (АЛ7, АЛ 19, АЛ 33);
- сплавы на основе системы алюминий—магний (АЛ8, АЛ 13, АЛ22, АЛ23, АЛ27, АЛ28);
- сложнoleгированные сплавы (АЛ1, АЛ11, АЛ21, АЛ25, АЛ 30).

Химический состав некоторых из литейных сплавов по ГОСТ 2685 — 75 приведен в табл. 25.

Чаще других для изготовления отливок применяют сплавы системы алюминий—кремний (силумины). Сплавы этой системы обладают лучшими, по сравнению с другими сплавами, литейными свойствами — малой линейной усадкой, хорошей жидкотекучестью, не склонны к образованию трещин при затрудненной усадке. Отливки из силуминов получают литьем в песчаные и металлические формы.

Химический состав алюминиевых сплавов

Сплав	Массовая доля компонента, %			(А1 — остальное)	
	Mg	Si	Mn	Si	Прочие
	Литейные сплавы (ГОСТ 2685—75)				
АЛ2	0,17—0,30	13,0	0,2—0,5	1,5—3,0	2,2—2,8
АЛ4	0,20—0,40	10,5	0,6—0,9	2,3—3,0	Ni,
АЛ 9	0,35—0,60	8,0	0,2—0,4		0,1—0,3
АЛ3	9,50-10,00	4,5—5,5			Ti,
АЛ8	0,20—0,50	22,0			0,2—0,4
АК21М2,5Н2,5					Cr
	Деформируемые сплавы (ГОСТ 4734—74)				
Д16	1,2—1,8	0,7-1,2	0,3—0,9	4,9	0,02—0,10
АМгб	5,8— 6,8		0,5—0,8	2,6	Ti
АК6	0,4—0,8		0,4—0,8		0,005 Be

Наиболее вредной примесью в сплавах I группы является железо, образующее с компонентами сплава тройную фазу Р ($Al_xFe_ySi_z$), кристаллизующуюся в форме грубых иглообразных кристаллов, резко снижающих пластические свойства силуминов. Для нейтрализации вредного влияния железа вводят марганец или кобальт. Для повышения прочности в процессе термической обработки двойные сплавы алюминия с кремнием легируют 2—0,5 % магния.

При изготовлении толстостенных отливок сплавы I группы применяют только в модифицированном состоянии, так как немодифицированные сплавы имеют низкие пластические свойства, обусловленные грубыми выделениями эвтектического кремния.

Сплавы системы алюминий—кремний—медь (II группа) содержат 4—8 % кремния и 1—8 % меди. Их широко используют для изготовления отливок с повышенными прочностью и твердостью, сохраняющих постоянство размеров в процессе эксплуатации (корпуса приборов, автомобильные и тракторные поршни, детали двигателей воздушного охлаждения). Сплавы этой группы более жаропрочны, чем силумины; они обладают хорошей жидкотекучестью, малой линейной усадкой, но более склонны к образованию усадочной пористости и трещин при затрудненной усадке, чем сплавы I группы. Сплавы упрочняются термической обработкой.

Сплавы системы алюминий—медь (III группа) отличаются высокими механическими свойствами и низкой коррозионной

стойкостью; они хорошо обрабатываются резанием. Обладая широким интервалом кристаллизации, сплавы системы алюминий—медь склонны к образованию усадочных трещин и рассеянной усадочной пористости; они менее жидкотекучести, чем сплавы I и II групп. Для измельчения зерна и повышения механических свойств, сплавы легируют марганцем, титаном или цирконием. Сплавы III группы упрочняют термической обработкой.

Сплавы системы алюминий—магний (IV группа) отличаются низкой плотностью, высокими прочностными свойствами и коррозионной стойкостью, их используют для изготовления отливок, несущих большие вибрационные нагрузки. Эти сплавы имеют низкие литейные свойства — они обладают повышенной склонностью к окислению и образованию усадочных трещин и рыхлот, взаимодействуют с влагой литейных форм, имеют низкую жидкотекучесть. Для повышения механических свойств и снижения газовыделения при кристаллизации эти сплавы легируют цирконием, а для предохранения от загорания в них вводят 0,02—0,2 % бериллия.

Сложнолегированные сплавы V группы применяют для изготовления отливок с повышенной стабильностью размеров, работающих при повышенных температурах и давлениях, а также для изготовления сварных конструкций. Они имеют сложную многофазную структуру, определяющую их высокую склонность к горячим трещинам. Одним из представителей этой группы является сплав АК21М2,5Н2,5, который называют заэвтектическим силумином.

Заэвтектические сплавы (14—22 % кремния) отличаются жаропрочностью и имеют небольшой коэффициент термического расширения.

Алюминиевые сплавы выплавляют в открытой атмосфере в печах различных типов: тигельных и отражательных, работающих на электроэнергии, жидком и газообразном топливе. Применяют высокоглиноземную или магнезитовую футеровку. Футеровка с повышенным содержанием кремнезема не пригодна при плавке алюминиевых сплавов, так как оксид кремния восстанавливается алюминием. В лабораторных условиях для плавки алюминиевых сплавов применяют графитошамотные тигли. Часто используют чугунные тигли, покрытые огнеупорным покрытием.

Легирующие компоненты, за исключением магния, цинка и иногда меди, вводят в сплав в виде лигатур.

При плавке на воздухе алюминиевые сплавы окисляются и насыщаются водородом. Для предохранения от окисления и насыщения водородом плавку ведут под слоем флюса в слабо-окислительной атмосфере. В качестве покровного флюса при плавке сплавов, содержащих не более 2 % магния, используют смесь хлоридов натрия и

калия (45 % NaCl и 55 % KCl) в количестве 1—2 % массы шихты. Чем больше в шихте содержится мелких отходов, тем больше берется флюса. Рекомендуют также флюсы, в состав которых, кроме указанных хлоридов, вводят фтористые соли (39 % NaCl, 50 % KCl, 6,6 % Na₃AlF₆, 4,4 % CaF₂). Для алюминиево-магниевых сплавов в качестве покровного флюса используют карналлит (MgCl₂·KCl) и смесь карналлита с хлористым барием и фтористым кальцием. В тех же случаях, когда применение флюса невозможно, защиту от окисления осуществляют введением в расплав 0,03—0,05 % бериллия.

Особенно вредно взаимодействие алюминиевых расплавов с парами воды, так как оно способствует одновременному загрязнению их оксидами и водородом. Для предотвращения этого принимают меры по удалению влаги из футеровки плавильных печей и различных разливочных устройств, покровных, рафинирующих и модифицирующих флюсов; прокаливают и окрашивают плавно-разливочный инструмент; очищают и сушат шихтовые материалы. Однако как бы тщательно ни проводилась плавка на воздухе, алюминиевые расплавы всегда оказываются загрязненными оксидами, нитридами, водородом, включениями шлака и флюса. Поэтому сплавы подвергают рафинированию.

Неметаллические включения присутствуют в алюминиевых расплавах как в виде неравномерно распределенных по объему макроскопических крупных частиц и плен, так и в виде тонкодисперсных взвесей, распределенных по объему относительно равномерно.

Крупные неметаллические включения и пленки с локальным характером распределения наиболее вредны, так как в местах их нахождения ослабляется сечение отливки, образуются несплошности, приводящие к появлению течи, очагов коррозии, снижаются пластические свойства сплавов. Эти включения, являясь концентраторами напряжений, способствуют растрескиванию отливок. В слитках крупные включения и пленки являются очагами образования расслоений при пластической деформации. Тонкодисперсные неметаллические включения оказывают влияние на структуру отливок и облегчают образование газовых пузырей при охлаждении газонасыщенных расплавов.

Наличие в отливках растворенных газов — причина образования газовой пористости. Предельно допустимое содержание водорода в алюминиевых сплавах 0,1—0,3 см³/100 г. Пористость деформируемых сплавов опасна тем, что при обработке слитков давлением она способствует развитию расслоений в зонах течения металла. Расслоения резко снижают пластичность изделий и поэтому совершенно недопустимы в нагруженных деталях.

Технология рафинирования. Очистку алюминиевых сплавов от взвешенных неметаллических включений и растворенного водорода осуществляют продувкой расплавов инертными и активными газами, обработкой хлористыми солями и флюсами, вакуумированием и фильтрованием через сетчатые и зернистые фильтры.

Очистка расплавов продувкой инертными или активными газами основана на просекании двух процессов — диффузии растворенного газа в пузырьки продуваемого рафинирующего газа и флотации ими неметаллических включений. Рафинирование осуществляется тем успешнее, чем меньше размер пузырьков продуваемого газа и равномернее их распределение по объему расплава. В этой связи заслуживает особого внимания способ обработки расплавов инертными газами с использованием пористых керамических вставок.

Для продувки алюминиевых расплавов используют азот, аргон и их смесь с 5—10 % хлора или фреона. Газы должны быть очищены от влаги и кислорода. Наибольший эффект рафинирования достигается при использовании хлора. Продувку азотом или аргоном ведут при 720—730 °С. Длительность продувки зависит от объема расплава и задается в пределах 5—20 мин, расход газа составляет 0,3—1 м³ на тонну расплава.

Обработка расплавов хлористыми солями основана на их летучести, термической диссоциации и способности вступать в обменные реакции с компонентами сплава с выделением парообразных и газообразных продуктов реакции, оказывающих рафинирующее действие на расплав, аналогичное продувке хлором. Для рафинирования применяют хлористый цинк, хлористый марганец, гексахлорэтан и другие хлориды. Ввиду гигроскопичности, хлористые соли перед рафинированием подвергают сушке (MnCl₂) или переплавке (ZnCl₂). В расплав их вводят с помощью «колокольчика». Хлористый цинк и хлористый марганец вводят в количестве 0,05—0,2 % при температуре расплава 700—730 °С; гексахлорэтан — в количестве 0,3—0,7 % при температуре 740—750 °С в несколько приемов. «Колокольчик» с солью погружают на дно расплава и для более полной очистки непрерывно перемешивают до прекращения выделения газообразных продуктов реакции. При этом хлористые соли взаимодействуют с алюминием по реакции $3MeCl_2 + 2Al \rightarrow AlCl_3 + 3Me$.

Пузырьки хлористого алюминия, поднимаясь на поверхность расплава, увлекают взвешенные неметаллические включения; внутри пузырьков диффундирует растворенный в металле водород — происходит очистка расплава. По окончании перемешивания расплаву дают отстояться в течение 10—15 мин при температуре 720—730 °С для удаления мелких пузырьков газа. Рафинирование хлоридами ведут в печах

или ковшах с малой удельной поверхностью расплава. В печах с небольшим по высоте слоем расплава рафинирование введением хлоридов малоэффективно. Лучшие результаты в таких случаях дает рафинирование флюсами.

Очистка флюсами основана на удалении взвешенных включений из расплава в результате адгезии, растворения или химического взаимодействия с расплавленными солями. Главную роль в процессе флюсового рафинирования играют поверхностные явления. Флюсы уменьшают адгезию включений к металлу и под действием межфазных сил включения самопроизвольно переходят во флюс. Рафинирующие свойства флюса характеризуются работой адгезии включений к металлу в среде флюса, которая выражается соотношением:

$$W_{\phi}^{M-B} = \sigma_M \cos \theta_M - \sigma_{\phi} \cos \theta_{\phi} + \sigma_{M-\phi}$$

где σ_M , σ_{ϕ} — поверхностное натяжение соответственно металлического расплава и флюса, мДж/м²; θ_M , θ_{ϕ} — краевые углы смачивания включений соответственно металлом и флюсом, градусы; $\sigma_{M-\phi}$ — межфазовое натяжение на границе металл—флюс, мДж/м².

Рафинирующие свойства флюса возрастают с уменьшением работы адгезии. Следовательно, эффективность очистки тем выше, чем лучше расплавленный флюс смачивает неметаллические включения, чем больше краевой угол смачивания включений металлическим расплавом, и тем выше, чем меньше межфазное натяжение на границе металлический расплав—флюс.

В практике плавки большей части алюминиевых сплавов для рафинирования используют флюс, состоящий из 47 % KCl, 30 % NaCl, 23 % Na₃AlF₆. Для очистки сплавов алюминия с магнием применяют флюсы на основе карналлита с 10—20 % CaF₂ или K₃AlF₆. Предварительно переплавленные и высушенные флюсы в количестве 0,5—1 % массы металла засыпают на поверхность расплава при температуре 700—750 °С. Затем флюс в течение 3—5 мин энергично замешивают в расплав, удаляют шлак и дают расплаву отстояться 10—15 мин. После повторного удаления шлака расплав используют для заполнения литейных форм. При обработке больших объемов металла флюс вводят с помощью «колокольчика» на дно расплава.

Более высокий уровень дегазации расплавов получают при вакуумировании. Сущность этого вида рафинирования состоит в том, что выплавленный по обычной технологии сплав переливают в ковш, который затем помещают в вакуумную камеру, где выдерживают при остаточном давлении 102—103 Па в течение 10—30 мин. Температура расплава при этом поддерживается на уровне 720—740 °С.

Общим недостатком перечисленных способов рафинирования является то, что они осуществляются на такой стадии технологического процесса, которая не исключает последующего загрязнения расплава во время литья.

В последние годы для очистки алюминиевых сплавов все в больших масштабах применяют фильтрование. Сущность метода состоит в пропускании расплавов через сетчатые, зернистые или жидкие фильтры. Сетчатые фильтры (стеклоткань, металлическая сетка) широко применяют для очистки расплавов от крупных включений и плен. Они отделяют те включения, размер которых больше размера ячейки сетки. Фильтры из стеклоткани устанавливают в раздаточных тиглях (рис. 10.1, б), литниковых каналах (рис. 10.1, в), распределительных устройствах и кристаллизаторах машин непрерывного литья слитков (рис. 10.1, а).

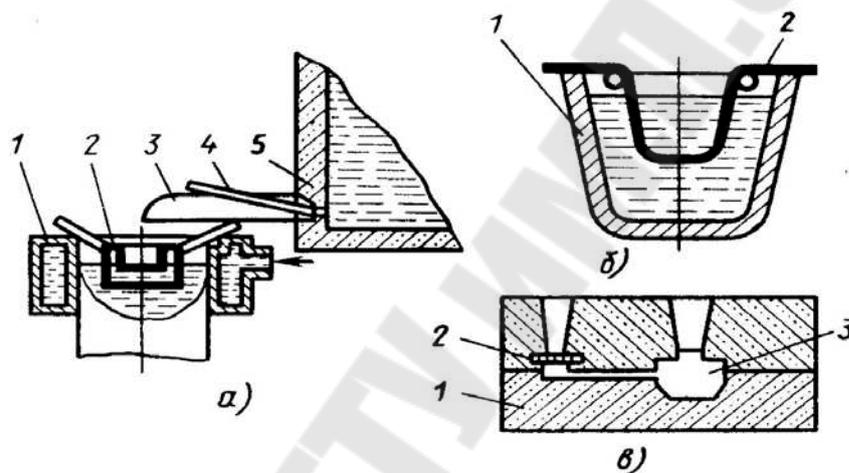


Рис. 10.1. Схемы расположения сетчатых фильтров:

а — в кристаллизаторе машины непрерывного литья слитков: 1 — кристаллизатор; 2 — фильтр из стеклоткани; 3 — желоб; 4 — пика; 5 — миксер; *б* — в раздаточном тигле: 1 — тигель; 2 — фильтр из стеклоткани; *в* — в литниковой форме: 1 — литниковая форма; 2 — фильтр из стеклоткани; 3 — полость литниковой формы.

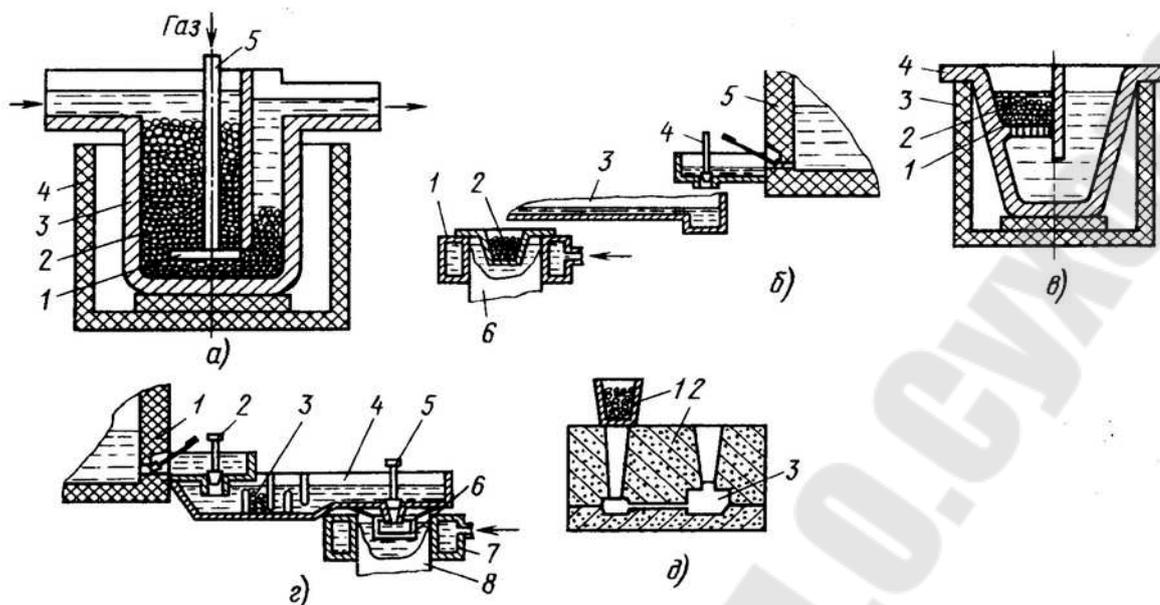


Рис. 10.2. Схемы расположения зернистых фильтров:

a — на участке перелива металла из миксера в кристаллизатор машины непрерывного литья: 1 — пористая графитовая плита; 2 — зернистый фильтр; 3 — тигель; 4 — печь для подогрева фильтра; 5 — трубка для подачи инертного газа;

б в кристаллизаторе машины непрерывного литья слитков: 1 — кристаллизатор; 2 зернистый фильтр; 3 — распределительная коробка; 4 — стопор; 5 — миксер; 6 — слиток;

в — в раздаточном тигле: 1 — зернистый фильтр; 2 — перфорированная плита; 3 — печь; 4 — чугунный тигель;

г — в распределительной коробке: 1 — миксер; 2 — стопор; 3 — зернистый фильтр; 4 — распределительная коробка; 5 — стопор; 6 — распределительная воронка; 7 — кристаллизатор; 8 — слиток;

д — в литниковой чаше: 1 — фильтр; 2 — литейная форма; 3 — полость литейной формы.

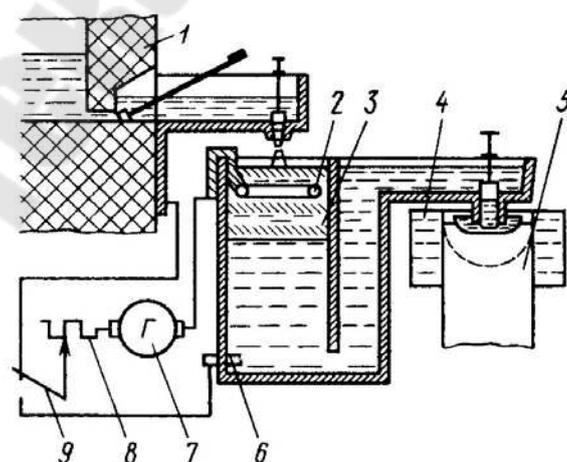


Рис. 10.3. Схема установки для электрошлакового рафинирования:

1 — миксер; 2 — кольцевой электрод; 3 — флюс; 4 — кристаллизатор; 5 — слиток; 6 — пробка сливного отверстия; 7 — генератор тока; 8 — регулятор напряжения; 9 — переключатель

Фильтры в 1,5—2 раза снижают содержание неметаллических включений в изломах технологических проб.

Значительно больший эффект очистки от неметаллических включений дают зернистые фильтры (рис. 10.2), представляющие собой слой фильтрующего материала из зерен размером 5—10 мм в поперечнике, высотой 110—150 мм. Отличительной особенностью таких фильтров является большая поверхность соприкосновения с металлом и наличие длинных тонких межзеренных каналов переменного сечения. Металл в таких фильтрах перемещается с переменной скоростью, что усиливает эффект очистки.

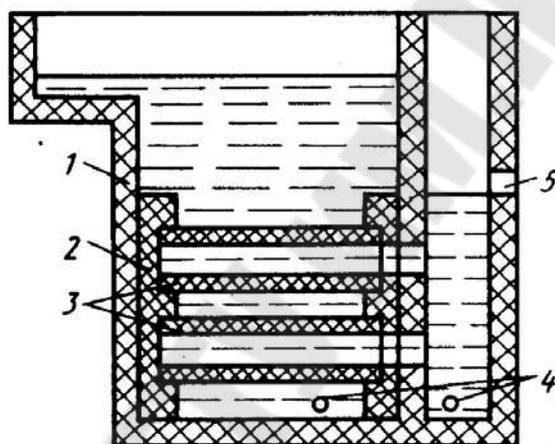


Рис. 10.4. Схема расположения трубчатых керамических фильтров: 1 — футерованная коробка; 2 — корундовая плита; 3 — керамические трубки; 4 — сливные отверстия; 5 — отверстие для выдачи фильтрованного металла

Очистка металлических расплавов от взвешенных включений при фильтровании через зернистые фильтры обусловлена механическими и адгезионными процессами. Первым из них принадлежит решающая роль при отделении крупных включений и плен, вторым — при отделении тонкодисперсных включений. Зернистые фильтры задерживают лишь те включения, размер которых превышает эффективный диаметр межзеренных каналов. Чем меньше диаметр зерен фильтра и плотнее их укладка, тем выше уровень очистки расплавов от включений и плен. С увеличением толщины слоя фильтра эффективность очистки увеличивается.

Очистка расплавов от тонкодисперсных включений и их переход из расплава на поверхность зерен фильтра обусловлены убылью свободной

энергии системы, пропорциональной работе адгезии включения к фильтру, величина которой может быть оценена уравнением

$$W_M^{B-\Phi} = W_{\Gamma}^{B-\Phi} - \sigma_M \cos \theta_B - \sigma_M \cos \theta_{\Phi}$$

где W_M — работа адгезии включений к фильтру в среде расплавленного металла, мДж/м²; W_{Γ} — работа адгезий включений к фильтру в газообразной среде, мДж/м²; σ_M — поверхностное натяжение расплава, мДж/м²; θ_B и θ_{Φ} — краевые углы смачивания расплавом соответственно материала фильтра и включений, градусы.

Эффективность очистки зернистыми фильтрами возрастает по мере ухудшения смачивания фильтра и включений расплавом.

Для изготовления фильтров используют шамот, магнезит, алунд, кремнезем, сплавы хлористых и фтористых солей и другие материалы. Полнота удаления взвешенных неметаллических включений зависит от природы материала фильтра, размера зерна, толщины фильтрующего слоя и металлостатического.

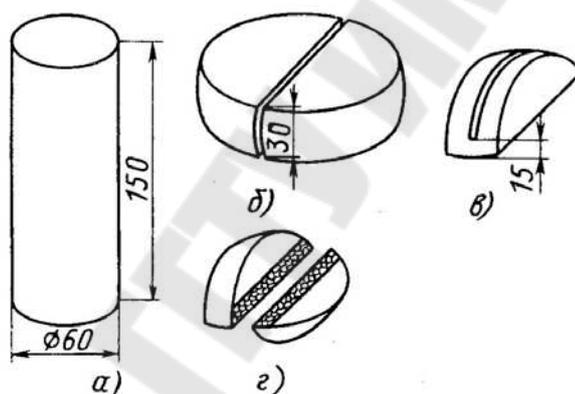


Рис. 10.5. Технологическая проба Добаткина — Зиновьева для определения наличия неметаллических включений и оксидных плен: а — литая заготовка; б — осаженная заготовка; в — расположение надреза; г — излом

Пора, определяющего скорость фильтрации. Максимальный эффект очистки получают при использовании мелкозернистых (4—6 мм в поперечнике) фильтров из материалов, характеризующихся наиболее высокой работой адгезии к неметаллическим включениям. Зернистые фильтры, так же как и сетчатые, устанавливают на пути перелива металла из миксера в форму (см. рис. 10.2). Заливку ведут таким образом, чтобы верхний уровень фильтра был покрыт слоем металла толщиной 10—15 мм, а истечение металла после фильтра происходило под затопленный уровень. В последние годы широкое применение нашли корундовые фильтры в виде плит толщиной 50 мм с фиксированным размером

межзеренных каналов и трубчатые керамические фильтры с диаметром пор около 200 мкм, обеспечивающих глубокую очистку алюминиевых расплавов от тонкодисперсных неметаллических включений (рис. 10.3).

Самым эффективным методом очистки алюминиевых расплавов от плен и крупных неметаллических включений является электрофлюсовое рафинирование (рис. 10.4). Оно предусматривает пропускание струй металла диаметром 5—7 мм через слой расплавленного хлоридно-фторидного флюса толщиной 100—150 мм с наложением поля постоянного тока силой 600—800 А и напряжением 6—12 В с катодной поляризацией металла.

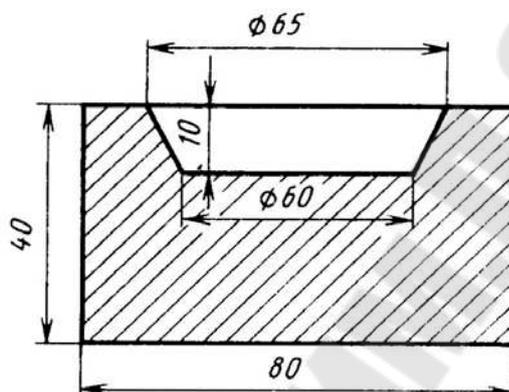


Рис. 10.6. Изложница для отбора структурной пробы А. Г. Спасского и Е. Н. Кулагиной

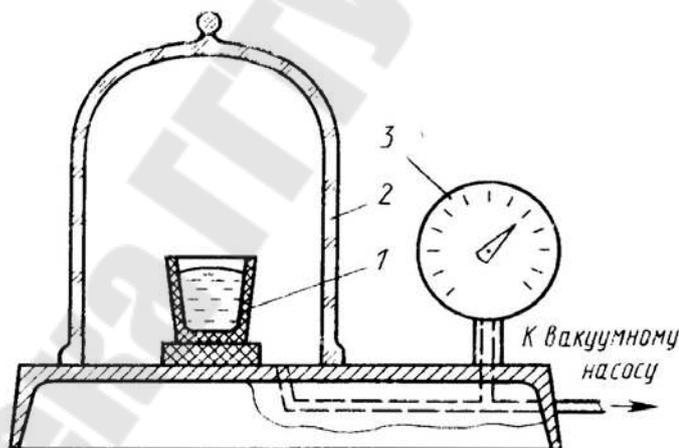


Рис. 10.7. Схема установки для получения вакуум-пробы:

1 — тигель с металлом; 2 — стеклянный колпак; 3 ■ — манометр

Контроль рафинирования. Содержание неметаллических включений определяют методами химического анализа и отбором технологических проб. Ввиду сложности и трудоемкости химического метода количественного определения неметаллических включений для текущего контроля в цеховых условиях его не применяют. Наличие крупных включений и плен определяют по пробе Добаткина—Зиновьева (рис.

10.4). Для этой цели из исследуемого расплава отливают (или вырезают из слитка) заготовку диаметром 50 мм и длиной 150 мм. Заготовку в нагретом состоянии осаживают по длине в «галету» толщиной 30 мм (пятикратная осадка). После этого по плоскости, перпендикулярной направлению осадки, «галету» надрезают и ломают. По количеству и площади неметаллических включений в изломе судят о чистоте расплава (рис. 10.8). Удовлетворительным считается такой расплав, площадь неметаллических включений в котором по технологической пробе не превышает 0,05 мм² на квадратный сантиметр площади излома.

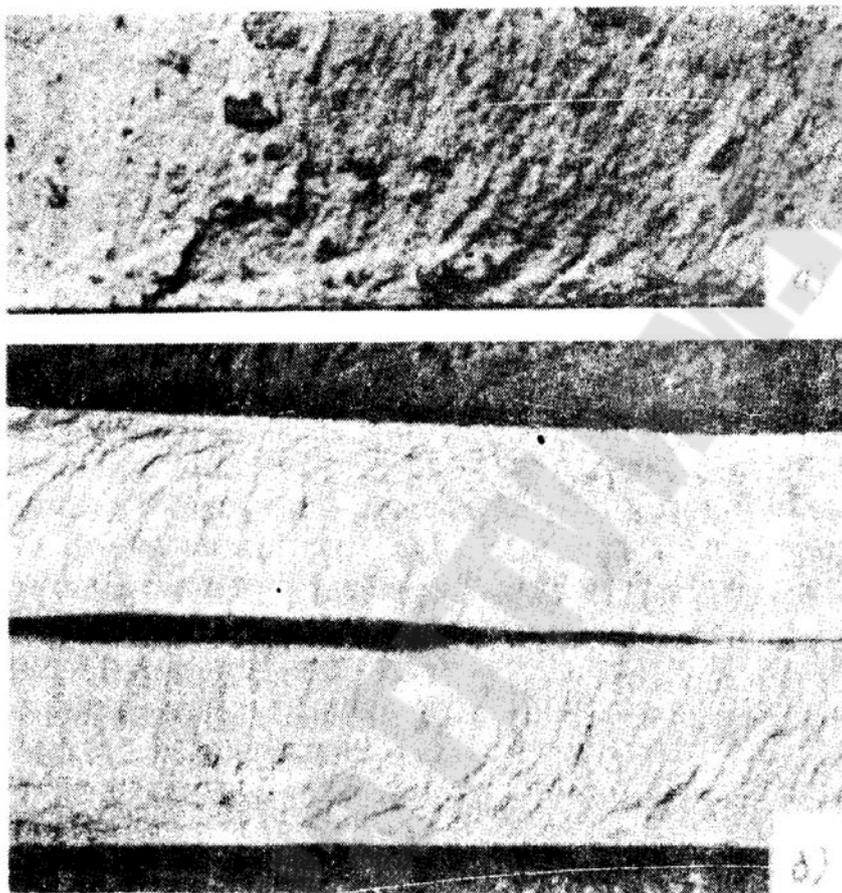


Рис. 10.8. Изломы технических проб из нерафинированного (а) и рафинированного (б) сплавов

Качественную оценку загрязненности расплавов тонкодисперсными взвесьями и водородом производят с помощью структурной пробы А. Г. Спасского и Е. Н. Кулагиной (рис. 10.6). Для этого небольшую порцию расплава заливают в подогретую до 150—200 °С графитовую изложницу. Во время кристаллизации на поверхности пробы наблюдаются точечные разрывы оксидной пленки, представляющие собой следы пузырьков выделяющегося газа. Сравнивая пробу с эталонами, по числу разрывов судят о степени газонасыщенности. Загрязненность тонкодисперсными взвесьями оценивают размером макрозерна на поверхности пробы. Малому

содержанию взвесей соответствует крупное зерно. Степень загрязненности определяется сопоставлением структурной пробы с эталонами.

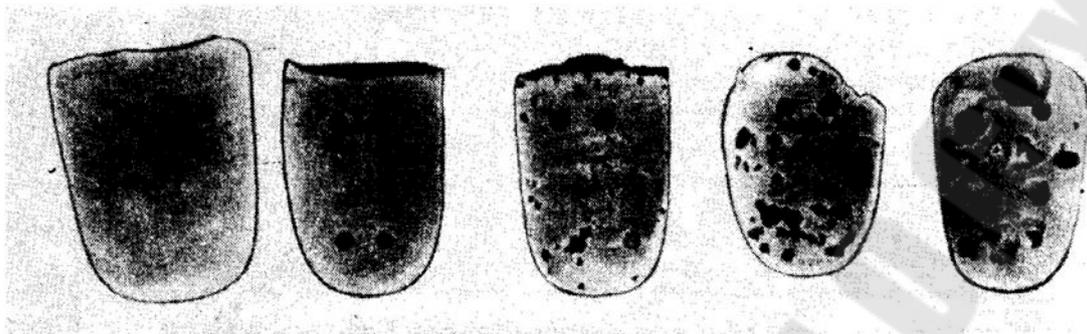


Рис. 10.9. Эталонны газонасыщенности сплавов по вакуум-пробе

О содержании газов в расплаве можно также судить по вакуум-пробе, получаемой на установке, схема которой показана на рис. 10.7. Для вакуум-пробы прокаленным графитошамотным тиглем марки 02 отбирается небольшая порция жидкого сплава 1 при температуре 720—730 °С. Этот металл охлаждают при пониженном давлении под вакуумным колпаком 2 до полной кристаллизации. Уменьшение внешнего давления до 1000 Па, которое контролируется с помощью манометра 3, способствует более полному выделению растворенных газов. Под действием давления выделяющихся газов поверхность металла в тигле приобретает выпуклое очертание. На поверхности разреза затвердевшего слитка наблюдаются газовые раковины. Сравнивая разрез вакуум-пробы с эталонами (рис. 10.9) или определяя ее плотность, судят о степени газонасыщенности.

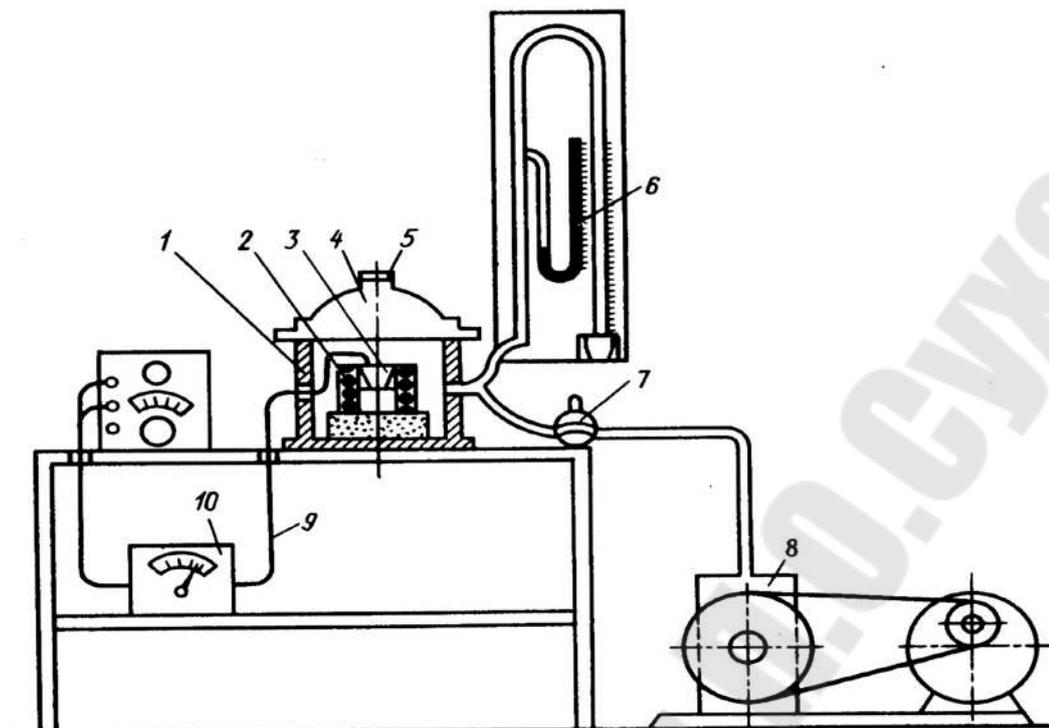


Рис. 10.10. Установка для определения содержания водорода по методу Дардела— Гудченко:

1 — вакуумная камера; 2 — печь; 3 — тигель с металлом; 4 крышка; 5 смотровое окно; 6 — ртутный манометр; 7 — трехходовой кран; 8 — вакуумный насос; 9 термопара; 10 — потенциометр

Таблица 10.2

Значения коэффициентов А и В для алюминиевых деформируемых сплавов

Группа	Сплавы	Массовая доля Mg, %	Коэффициенты	
			А	В
I	А7, А5, АД1, АМц		2760	0,29
II	Д1, АВ, АДЗЗ, АК6, АК8	0,4—1,0	2750	0,23
III	АК4, Д16	1,1—1,7	2730	0,39
IV	АМг2, В95	1,8—2,8	2714	0,42
V	АМг3, В96	2,9—4,9	2682	0,46
VI	АМг5	4,1—5,5	2640	0,49
VII	АМгб	6,5	2606	0,54

Количественная оценка газосодержания в цеховых условиях осуществляется по методу Дардела—Гудченко на установке, схема которой показана на рис. 70. Метод основан на равенстве парциальных давлений газа в металле и окружающей среде в условиях равновесия системы. Для определения содержания растворенного газа пробу жидкого металла помещают в вакуумную камеру 1 и выдерживают ее при постоянной температуре, постепенно уменьшая давление над расплавом до появления первого пузырька газа, выделяющегося из металла. Момент выделения первого пузырька, при условии наличия на алюминии и его сплавах плотной оксидной пленки, задерживающей диффузию водорода, соответствует равенству парциальных давлений газа в расплаве и пузырьке. Зная остаточное давление и температуру расплава в момент выделения первого пузырька, содержание водорода в расплаве определяют по уравнению

$$\lg S_{H_2} = -\frac{A}{T} + B + \lg P_{H_2}/2,$$

где S_{H_2} — содержание водорода в расплаве, см³/100 г; А и В — коэффициенты; Т — температура, К; P_{H_2} — давление водорода, Па.

Коэффициенты А и В зависят от содержания в сплавах магния. По этому признаку алюминиевые сплавы подразделяют на семь групп (табл. 10.2).

Для более быстрого определения содержания водорода по значениям Т и Р используют номограммы, аналогичные приведенной на рис. 10.11.

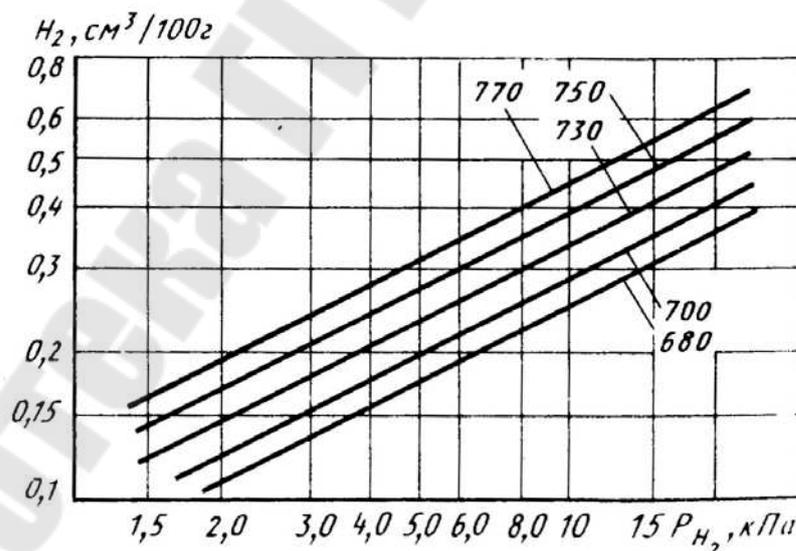


Рис. 10.11. Номограмма для определения содержания водорода в сплавах I группы (см. табл. 10.2) по методу Дар дела—Гудченко (Цифры у кривых — температура металла, °С, при анализе).

Практическая часть

Оборудование, инструмент и материалы:

Шахтная печь электросопротивления с автоматическим регулированием температуры, установка для получения вакуум-пробы, установка Дардела—Гудченко, технические и аналитические весы с разновесами, опоки, графитошамотные тигли, набор плавно заливочного инструмента, набор формовочного инструмента, набор инструментов и материалов для изготовления и травления микрошлифов, силумин марки СИЛО или СИЛ1, алюминий первичный А8 (99,8 % А1) или А7 (99,7 % А1), лигатуры алюминий—медь (50 % Си), алюминий—марганец (10 % Мп), магний первичный МГ90 или МГ95, возврат сплавов АЛ4, АЛ9, Д16, АК6 и АМгб, хлористые соединения NaCl, KCl, МпС12, MgC2*KCl, C2C16, фтористые соли Na3AlF6, K3AlF6, K2SiF6, CaF2.

Порядок проведения работы

1. Ознакомиться с оборудованием и приборами, изучить инструкцию по технике безопасности.

2. Рассчитать и взвесить шихту для приготовления 1,5 кг одного из сплавов, приведенных в табл. 25. Марку сплава, виды и количество используемых в шихте отходов указывает преподаватель.

3. В нагретый тигель, установленный в плавильной печи, загрузить алюминий, отходы, лигатуру и расплавить их. Контролировать температуру.

4. При температуре 700—720 °С ввести в расплав магний. Навеску магния погружают на дно с помощью «колокольчика».

5. Установить степень загрязненности сплава неметаллическими включениями по пробе Добаткина—Зиновьева или по структурной пробе. Травление структурной пробы ведут в растворе Келлера (20 мл HN03, 20 мл HCl, 5 мл HF, 55 мл H2O) или в растворе следующего состава, %: 20—30 SiC12, 70—80 H2O. Затем пробы осветляют концентрированной азотной кислотой.

Таблица 10.3

Дегазаторы для рафинирования алюминиевых сплавов

Номер	Состав, %	Необходимое количество от массы металла, %
1	100 CaCl ₂	0,1-0,5
2	90 C2C16, 10 K2SiF ₆	0,1—0,5
3	100 МпС12	0,1—0,5
4	90 МпС12, Ю K2SiF ₆	0,1—0,5

Флюсы для рафинирования

Номер	Состав, %	Необходимое количество от массы металла, %
1	47 KCl, 30 NaCl, 23 Na ₃ AlFe	0,5—1,0
2	85 MgCVKCl, 15 CaFa	0,5—1,0
3	90 MgCVKCl, 10 K ₃ AlFe	0,5—1,0
4	45 KCl, 45 NaCl, 10 K ₂ SiFe	0,5—1,0

7. Определить газонасыщенность сплава по методу Дардела—Гудченко или по структурной пробе путем оценки балла пористости по ГОСТ 1583—73. По указанию преподавателя качественная оценка содержания водорода может быть проведена по вакуумной пробе. Плотность вакуум-пробы определяют методом гидростатического взвешивания с точностью до 0,01 г и рассчитывают по формуле

$$\rho = P_1 \rho_{H_2O} / (P_1 - P_2)$$

где P₁, P₂ — вес образца на воздухе и в воде, Н; ρ_{H_2O} — плотность воды, кг/м³.

8. Провести дегазацию сплава одной из солей, указанных в табл. 10.3. Навеску соли вводить на 2/3 глубины расплава с помощью «колокольчика». Выдержать расплав в течение 10—15 мин и удалить с его поверхности шлак. Операцию рафинирования и последующую выдержку проводить при температуре 720—740°С. Определить газосодержание расплава.

9. Провести рафинирование сплава флюсом, состав которого выбрать по согласованию с преподавателем из табл. 10.4. Флюс засыпать на поверхность металла и интенсивно замешать в объем расплава ложкой. Температура рафинирования 720—740°С. Удалить шлак, определить загрязненность сплава неметаллическими включениями и содержание газов.

Результаты наблюдений и их обработка

Результаты изучения технологических проб представить в виде таблицы.

Вид обработки расплава	Число пор на 1 см ² пробы, шт.	Средний размер зерна технологической пробы, мм

Результаты замеров плотности вакуумных проб и исследования их пористости свести в таблицу.

Вид обработки расплава	Плотность вакуумной пробы, кг/м ³	Пористость вакуумной пробы, %	Число пор, шт., на 1 см ² шлифа размером, мм			Балл пористости
			0,1	0,2 — 0,5		

При определении плотности вакуумной пробы гидростатическим взвешиванием оценить погрешность измерения по результатам трех—пяти замеров и объяснить причину большой дисперсии результатов.

Контрольные вопросы

1. Какими способами осуществляют дегазацию расплавов?
2. В чем сущность дегазации вакуумированием? При каких обстоятельствах ее осуществляют?
3. Какой из способов дегазации наиболее эффективен?
4. Какие методы используют для очистки расплавов от неметаллических включений? Какой из них наиболее эффективен?
5. При каких температурах целесообразно проводить дегазацию и очистку от неметаллических включений расплавов хлористым цинком и хлористым марганцем?

6. Как определить скорость всплывания включений известной плотности и размеров?

7. Какие методы контроля используют для оценки содержания неметаллических включений?

8. Какие параметры зернистых фильтров обеспечивают оптимальные условия очистки алюминиевых расплавов от крупных включений и плен?

9. Как отражается природа материала фильтра на эффективности очистки расплавов от неметаллических включений и плен?

10. Какой механизм лежит в основе очистки расплавов от дисперсных включений при фильтровании через зернистые фильтры?

11. В чем сущность электрофлюсового рафинирования?

**Изучение способов управления процессами
структурообразования в литейных сплавах на основе алюминия.
Влияние скорости охлаждения на структуру силуминов**

Цель работы: Изучить влияние модифицирования на структуру силуминов.

Задачи лабораторной работы: Исследование скорости охлаждения на структуру силуминов.

Теоретические сведения

Силумины наиболее распространенные литейные алюминиевые сплавы, обладающие хорошим сочетанием технологических и эксплуатационных свойств. Однако при литье доэвтектических силуминов в разовые формы или при получении толстостенных отливок литьем в кокиль из-за грубого выделения кремния в эвтектике невозможно обеспечить необходимый уровень механических свойств. В немодифицированном сплаве эвтектический кремний кристаллизуется в виде пластин, длина которых достигает 100 мкм. Такая форма кремния придает сплаву низкие пластические свойства, его разрушение идет по хрупкой фазе кремния при относительном удлинении 1—3 %. Поэтому доэвтектические силумины, содержащие более 6 % Si, в целях измельчения выделений эвтектического кремния подвергают модифицированию.

Модифицирование осуществляют введением в расплав поверхностно-активных элементов (натрий, стронций, литий и др.), которые затрудняют рост пластин кремния. Пластинчатая форма кристаллов кремния переходит в компактную почти равноосную с длиной кристаллов кремния 2—5 мкм. Дисперсность кремния в эвтектике, которая характеризуется длиной кристаллов кремния, расстоянием между кристаллами или ветвями дендритов, зависит также и от скорости охлаждения (кристаллизации) сплава.

Теория эвтектической кристаллизации, в количественной форме разработанная Тиллером и Джексоном, связывает дисперсность структуры эвтектики и условия ее образования следующими уравнениями:

$$\lambda^2 R = \frac{B}{A}$$

$$\Delta t = 2\sqrt{AB}\sqrt{R}$$

$$\Delta t \lambda = 2B$$

где λ — расстояние между пластинами кремния в эвтектике, мкм; R — скорость кристаллизации, мкм/с; A, B — константы, зависящие от свойств сплава; Δt — изменение температуры кристаллизации эвтектики, °С.

Применительно к двойному сплаву Al—12 % Si, модифицированному натрием и стронцием, константы A и B имеют следующие значения:

Сплав	Al—Si	Al—Si—Sr	Al—Si—Na
A	0,01	0,06	0,22
B	25,0	13,0	10,0

Константа B пропорциональна межфазному натяжению на границе кристалл—расплав. Поэтому поверхностно-активные элементы вызывают измельчение эвтектики. Константа A обратно пропорциональна скорости диффузии кремния в эвтектике. Модификаторы, особенно натрий, сильно уменьшают коэффициент диффузии кремния в алюминии и соответственно увеличивают константу A . Следовательно, модифицирование силуминов происходит преимущественно по диффузионному механизму, поскольку константа B уменьшается только в 2—2,5 раза, константа A увеличивается при этом в 6—22 раз. Переохлаждение в модифицированных сплавах алюминия с кремнием достигает 6—15 °С и при постоянных тепловых условиях кристаллизации зависит от количества модификатора. Для натрия и стронция зависимости переохлаждения от их концентрации описываются следующими корреляционными уравнениями (литье в песчаную форму):

$$\Delta t_{Na} = 5,47 \ln(1 + 0,4 * 10^3 C_{Na})$$

$$\Delta t_{Sr} = 1,7 \ln(1 + 0,4 * 10^3 C_{Sr})$$

где C_{Na}, C_{St} — концентрации натрия и стронция в сплаве.

Таблица 11.1

Номер смеси	Состав, %	Количество модификатора, %	Расчетное количество модифицирующего элемента, %	Температура модифицирования, °С
1	100 Na	0,05—0,10	0,05—0,10 Na	750—780
2	67 NaF, 33 NaCl	1,00—2,00	0,05—0,10 Na	780—810
3	62,5 NaCl, 25 NaF, 12,5 KCl	1,00—2,00	0,05—0,10 Na	730—750
4	50 NaCl, 30 NaF, 10	0,50—1,00	0,05—0,10 Na	720—750

	KCl, 10 Na ₃ AlFe			
5	35 NaCl, 40 KCl, 10 NaF, 15 Na ₃ AlFe	1,00—1,50	0,05—0,10 Na	740—760
6	90 Al, 10 Sr (лигатура)	0,60—0,80	0,06—0,08 Sr	750—780
7	90 Cu, 10 P (лигатура)	0,50—1,00	0,05—0,10 P	790—820
8	20 P, 10 KaZrFe, 70 KCl	1,50—2,00	0,05—0,10 P	790—825
9	8 P, 58 KaZrFe', 34 Al	0,30—0,40	0,05—0,10 P	790—825

Зависимость дисперсности структуры эвтектики от переохлаждения расплава при кристаллизации и содержания модификатора позволяют контролировать качество модифицирования расплава путем сопоставления кривых охлаждения, снятых до и после модифицирующей обработки. Например, при литье в песчаные формы хорошо модифицированная структура достигается при содержании в силумине 0,006—0,012 % Na, чему соответствует переохлаждение $\Delta t = 6 \dots 10^\circ\text{C}$. При меньшем переохлаждении структура сплава модифицирована недостаточно.

В сплавах заэвтектического состава необходимо измельчать первичные кристаллы кремния. Модифицирование достигается путем введения центров кристаллизации, например фосфида алюминия (AlP).

В производственных условиях для модифицирования микроструктурных алюминиевых сплавов используют модификаторы, приведенные в табл. 11.1.

Модифицирование двойным модификатором (см. табл. 11.1, смесь № 2) ведут при температуре 780—810 °С, при использовании тройного модификатора (см. табл. 30, смесь № 3) обработку расплава ведут при 730—750 °С. Модификатор в количестве 1—2 % массы расплава ровным слоем засыпают на поверхность последнего. При температуре модифицирования металл с двойным модификатором выдерживают 12—15 мин, при использовании тройного модификатора 6—7 мин. При этом происходит взаимодействие $6\text{NaF} + \text{Al} \leftrightarrow \text{Na}_3\text{AlF}_6 + 3\text{Na} - 200$ кДж/моль. Выделяющийся натрий оказывает модифицирующее действие. Для ускорения протекания реакции и насыщения сплава натрием флюс замешивают в расплав на глубину 50—100 мм. После удаления шлака расплав в течение 20—30 мин разливают по формам.

Целесообразно модифицировать силумины универсальным флюсом следующего состава, %: 50 NaCl, 30. NaF, 10 KCl, 10 Na₃AlFe. Порошок сухого флюса в количестве 0,5—1 % массы расплава засыпают под струю металла при переливе из плавильной печи в ковш. Струя энергично замешивает флюс в расплав. Процесс идет при температуре

720—750 °С. Этот способ модифицирования приводит к измельчению кремния в эвтектике и очистке сплава от неметаллических включений.

Хорошими модифицирующими свойствами относительно эвтектики обладает стронций. В отличие от натрия этот элемент значительно медленнее выгорает из алюминиевого расплава и является модификатором длительного действия (более 5—6 ч). Кроме того, стронций не увеличивает в такой мере, как натрий, окисляемость алюминиевых сплавов, их склонность к газонасыщению и объемную усадку. Стронций вводят в алюминиево-кремниевые сплавы в количестве 0,01—0,05 % в виде лигатуры Al—Sr.

При литье алюминиево-кремниевых сплавов в кокиль в качестве модификатора рекомендуют применять сурьму. Это модификатор длительного действия, который вводят в количестве

1—0,3 % в виде чистого металла. Сурьма практически не выгорает из расплава.

Качество модифицирования оценивают по излому и микроструктуре. Излом модифицированного сплава характеризуется мелким зерном светло-серого цвета. По микроструктуре эффективность модифицирования оценивается длиной частиц кремния в эвтектике: в немодифицированной структуре длина частиц достигает 100 мкм, в хорошо модифицированной эвтектике — 3—5 мкм. В последней частицы имеют форму, близкую к равноосной.

Заэвтектические силумины (18—25 % Si) в литом состоянии имеют грубую структуру — кремний выделяется в виде крупных кристаллов, затрудняющих обработку отливок резанием и снижающих литейные и механические свойства. Модифицирование этих сплавов осуществляют фосфором в количестве 0,05—0,1 %.

Для этой цели используют модификаторы № 7—9 (см. табл. 30). Модификатор № 9 представляет собой смесь K₂ZrF₆, красного фосфора и порошка алюминия. Модифицирование заэвтектических силуминов ведут при температуре 780—820 °С. После модифицирования расплав рафинируют хлористым марганцем и заливают в литейные формы.

Практическая часть

Оборудование, инструмент и материалы:

Шахтная печь электросопротивления с автоматическим регулированием температуры, хромель-алюмелевая термопара с электродами диаметром 0,1—0,2 мм, самопишущий потенциометр КСП-4 или электронный милливольтметр с печатающим устройством, песчаная и чугунная формы диаметром 20 мм, микроскоп МИМ-7, технические и аналитические весы, набор слесарного инструмента, набор плавно-заливочного инструмента, тигли графитошамотные, силумин марки

СИЛО или СИЛ1, лигатуры Al — 10 % Sr; Си — 10 % P, соли для изготовления модифицирующих флюсов (NaCl, KCl, NaF, Na₃AlF₆, K₂ZrFe), шлифовальная шкурка, оксид хрома, алмазная паста, плавиковая кислота, рукавицы, защитные очки, фартук.

Порядок проведения работы

1. Навесить шихту в количестве 500 г и загрузить ее в печь.
2. Рассчитать количество модификатора и подготовить его для введения в расплав.
3. Изготовить песчаную форму для отливки трех-четырех образцов.
4. Подготовить к работе потенциометр и шесть сменных термопар с равными термоэлектрическими свойствами и установить по одной термопаре в песчаную и металлическую формы (по центру образцов).
5. После достижения металлом температуры 700 °С залить его поочередно в песчаную и металлическую формы и снять кривые охлаждения.
6. Провести модифицирование расплава по указанию преподавателя, вновь залить образцы и снять термограммы, определить переохлаждение.
7. Надпилить и сломать образцы. Описать вид поверхности излома пробы.
8. Изготовить микрошлиф и протравить его 0,5 %-ным раствором плавиковой кислоты.
9. На микроскопе при увеличении 200 методом случайных секущих определить длину кристаллов кремния и расстояние между частицами кремния в эвтектике. Замеры проводить в центре образца в трех-четырех полях по трем—пяти секущим.

Результаты наблюдений и их обработка

Результаты измерений представить в виде таблицы.

По кривой охлаждения в интервале 600—700 °С определить скорость охлаждения.

Зарисовать микроструктуры сплава до и после модифицирования.

Вычислить константу В для сплава каждого состава. Определить зависимость величины переохлаждения сплава от скорости охлаждения. Построить графические зависимости переохлаждения и дисперсности структуры от количества модификатора с указанием доверительного интервала для X при вероятности 0,95.

Таблица 11.2

Состояние расплава	Форма	Скорость охлаждения, °C/с	Переохлаждение, °C	Длина кристаллов кремния	Расстояние между частицами кремния
				мкм	

Контрольные вопросы

1. Какие цели преследуют при модифицировании?
2. В чем состоит механизм модифицирующего действия модификаторов?
3. С каким минимальным содержанием кремния доэвтектические силумины подвергают модифицированию?
4. Какие модификаторы применяют для модифицирования доэвтектических силуминов?
5. Какие модификаторы используют для модифицирования заэвтектических силуминов?
6. Какие соли входят в состав двойного модификатора?
7. В каком виде вводят в расплав натрий, стронций и сурьму?
8. Какое количество двойного модификатора необходимо для модифицирования?
9. При каких температурах осуществляют модифицирование на поверхности расплава?
10. Сколько времени выдерживают двойной модификатор на поверхности расплава?

Изучение способов производства ВЧ и его структуры, полученной при разных скоростях охлаждения.

Цель работы: Изучить способы производства чугунов с шаровидным и вермикулярным графитом.

Задачи лабораторной работы: Исследовать влияние модификаторов на свойства чугунов.

Теоретические сведения

Существенное влияние на процессы графитизации чугунов оказывает модифицирование расплавов. Модифицированием называют такой процесс обработки литейного сплава когда вводимые добавки (в количестве сотых или десятых долей процента) вызывают изменение внутреннего строения (структуры), происходящее вследствие увеличения количества центров кристаллизации или уменьшения линейной скорости их роста. При этом, в отличие от процесса легирования, как правило, не образуется новых фаз, не меняются свойства обычно присутствующих. Эффект модифицирования в отличие от легирования сохраняется, как правило, ограниченное время (обычно 10—15 мин).

Модифицирование позволяет значительно повысить прочностные свойства ряда конструкционных чугунов, по существу, получить новые конструкционные материалы, к числу которых следует отнести высокопрочные чугуны с шаровидным и вермикулярным графитом.

Предел прочности при растяжении чугуна с шаровидным графитом в 2—4 раза, а удлинение в десятки раз превышает соответствующие характеристики чугуна с пластинчатым графитом. Одной из главных причин резкого повышения свойств является значительное уменьшение надрезающего действия шаровидного графита по сравнению с пластинчатым.

Графит шаровидной формы может быть получен введением в расплав сфероидизирующих элементов магния, церия, иттрия. Чаще других для модифицирования используют магний. Однако применение чистого (металлического) магния затруднено вследствие его низкой температуры кипения (1107 °С) и малой плотности. Интенсивное парообразование при введении модификатора приводит к выбросу чугуна из ковша. Устранения этого недостатка достигают применением различных способов обработки расплава (ввод магния под давлением в автоклавах, вдуванием в струе газа и др.), которые способствуют повышению усвояемости магния. Для получения высокопрочных чугунов

используют также бескремнистые и кремнистые лигатуры. Широкое применение получили магнийсодержащие лигатуры на основе никеля и меди, а также лигатуры на основе ферросилиция.

Расход модификатора, а также стабильность и эффективность процесса модифицирования зависят от количества серы в чугуне и от присутствия примесей элементов-демомодификаторов (висмута, свинца, сурьмы и др.).

Чугун с шаровидным графитом получают модифицированием сплавов, по составу близких к эвтектическому ($CE = 4-4,4 \%$). Для предотвращения появления в чугуне с шаровидным графитом структурно-свободных карбидов проводят вторичное модифицирование (графитизирующее модифицирование). Для этого обычно используют ферросилиций ФС75.

В последние годы разработана технология получения еще одной разновидности высокопрочного чугуна с вермикулярным; графитом. На шлифе вермикулярный графит представляет собой, как правило, разобщенные утолщенные включения с округлыми концами. По сравнению с пластинчатым он более компактен, в меньшей степени проявляется его надрезающее действие на металлическую основу. Благодаря такой форме графита чугун характеризуется высокой прочностью ($\sigma_B > 35$ МПа), пластичностью, низкой чувствительностью к изменению скорости охлаждения, хорошей обрабатываемостью, пониженной склонностью к отбелу, незначительной объемной усадкой при затвердевании и т. д. Чугун с вермикулярным графитом может быть получен обработкой расплавов лигатурами, содержащими магний и титан, иттрий, церий, кальций. Как и в случае получения чугуна с шаровидным графитом, наличие серы и элементов демодификаторов в сплаве нежелательно.

Выплавка чугунов может быть осуществлена как в вагранках, так и в электрических печах. Плавка чугуна в индукционных печах имеет ряд преимуществ по сравнению с плавкой в вагранках, так как позволяет получать сплав более стабильного химического состава с заданным перегревом. Перспективным и экономически выгодным также является получение чугуна в вагранках большой производительности с последующей доводкой его по составу и температуре в индукционных печах.

Оптимальные свойства чугуна достигаются при модифицировании расплавов, перегретых до $1420-1550$ °С. В каждом конкретном случае параметры модифицирования и заливки расплава чугуна должны быть определены экспериментально. К настоящему времени усовершенствованы традиционные способы модифицирования чугуна с

шаровидным и вермикулярным графитом. и создано много новых способов как одностадийного, так и многостадийного модифицирования. Модификаторы можно вводить непосредственно в ковш с одновременным или последующим интенсивным перемешиванием расплава, вдуванием с помощью газа, а также в промежуточные устройства, в литейную форму и т. д. Выбор способа введения модификатора в расплав чугуна определяется характером и условиями изготовления отливок.

Применение высокопрочных чугунов позволяет уменьшить массу отливок, повысить их надежность и долговечность и тем самым сэкономить значительное количество металла.

Практическая часть

Оборудование инструмент и материалы:

Индукционная печь, модельная оснастка для изготовления технологических проб на отбел, модельно-опочная оснастка и набор формовочного инструмента для изготовления цилиндрических образцов диаметром 30 и длиной 350 мм, оптические микроскопы, шихтовые материалы для плавки чугуна, глобуляризирующие и графитизирующие модификаторы, фотопластины, фотобумага, реактивы, спецодежда.

Порядок проведения работы

1. Ознакомление с оборудованием, приборами, оснасткой, необходимыми для выполнения работы. Изучить инструкции по эксплуатации оборудования и технике безопасности.

2. Рассчитать шихту для выплавки исходного сплава, подготовить необходимые шихтовые материалы и модификаторы.

3. Изготовить формы для получения цилиндрических образцов и проб на отбел чугуна, подготовить их и установить для заливки. Подготовить прибор для определения углеродного эквивалента.

4. Выплавить чугун исходного состава, перегреть его до заданной температуры, залить в формы первую порцию (~8 кг) немодифицированного чугуна.

5. Провести одностадийное или двухстадийное модифицирование сплава различными количествами модификаторов и залить формы в соответствии с индивидуальным заданием.

6. Охладить отливки в форме, выбить их и очистить.

7. Разрушить по пережигу пробы на отбел, измерить глубину чистого отбела h_1 , переходной зоны h_2 и общий отбел h .

8. Из цилиндрических отливок изготовить темплеты для исследования микроструктуры и подготовить шлифы. Также изготовить образцы для проведения механических испытаний.

9. Изучить нетравленные шлифы на микроскопах. Определить количество графита, форму и размеры его включений и характер распределения (ГОСТ 3443—77), сфотографировать (зарисовать) структуру.

10. Провести травление шлифов в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Определить количество перлита, его дисперсность, измерить твердость чугуна по Бринеллю. Сфотографировать (зарисовать) структуру.

11. Обобщить полученные экспериментальные данные. Все результаты измерений температуры металла, углеродного эквивалента, глубины отбела и т. д. записать в рабочий журнал. Если используется модификатор одного состава, но в различных количествах, то построить графические зависимости влияния количества вводимого модификатора на глубину отбела и размеры графитных включений.

Результаты наблюдений и их обработка

Результатами работы являются значения микротвердости структуры составляющих, твердости чугуна, углеродного эквивалента, глубины отбела, а так же результаты определения структуры чугуна по ГОСТ 3443—77. Первичная обработка результатов экспериментов состоит в определении средних значений глубины отбела, твердости чугуна.

Результаты измерений внести в таблицы.

Таблица 12.1

Состав чугуна, %	СЕ, %	Модификатор		Глубина отбела, мм			твердость		Прочность, МПа
		тип	Кол-во, %	Чистая h1	Переходная h2	Общая h1+h2	Диаметр отпечатка, мм	МПа	
Состав чугуна, %	СЕ, %	Модификатор		Графит			Перлит		
		тип	Кол-во, %	Кол-во, %	Форма	Размер, мкм	Кол-во, %	Дисперсность мкм	Микротвердость, МПа

Контрольные вопросы

1. Какие цели преследуют при модификации глобуляризирующими лигатурами?
2. Какие модификаторы применяют для получения чугуна с шаровидным и вермикулярными графиками?
3. Какова последовательность операций обработки чугуна с целью получения графита шаровидной формы?
4. Как получить чугун с вермикулярным графиком?
5. Какие плавильные агрегаты используют для получения высокопрочных чугунов?
6. С какой целью проводят вторичное модифицирование?
7. При каких температурах проводят модифицирование чугуна?
8. Как оценивают эффект модифицирования и сколько времени он сохраняется при использовании магния и РЗМ?
9. В каком виде вводят в расплав модифицирующие добавки?
10. Перечислите методы ввода модификаторов в расплав.
11. Какова структура чугуна до модифицирования?

Раскисление меди

Цель работы: Исследовать влияние процесса раскисления на структуру и свойства медных сплавов.

Задачи лабораторной работы: Исследовать методы раскисления меди и ее защиты от воздействия кислорода.

Теоретические сведения

Для изготовления отливок используют оловянные и безоловянные бронзы, латуни (табл. 13.1). Они имеют высокие механические и антифрикционные свойства, хорошо противостоят коррозии в морской воде, паре и других средах, сохраняют высокую пластичность при низких температурах. Медные сплавы немагнитны, легко полируются и обрабатываются резанием.

Таблица 13.1

Марка сплава	Массовая доля элемента, % (остальное Си)					
	Sn	Pb	Al	Mn	Zn	Прочие
Бронзы оловянные (ГОСТ 613--79)						
БрО10Ф1	9—11	---	—	—	---	0,4—1,1 P
Бр10Ц2	9—11	---	—	—	1—3	----
БрО5Ц5С5	4—6	4—6	—	—	4—6	----
БрО3Ц12С5	2—3,5	3--6	—	—	8--15	----
Бронзы безоловянные (ГОСТ 493—79)						
БрА9Мц2Л	—	—	8—9,5	1,5-2,5	—	---
БрА9Ж3Л	—	—	8-10,5	--	—	2—4 Fe
БрА10Ж3Мц2	—	—	9—11	1—3	—	2—4 Fe
БрС30	—	27—31,1	--	--	—	---
Латуни (ГОСТ 177711—80)						
ЛЦ40С	—	0,8—2	--	--	57—61	--
ЛЦ40Мц1,5	—	--	--	1—2	57—60	--
ЛЦ30Ф3	—	--	2—3	--	66—68	--
ЛЦ16К4	—	--	--	--	78--81	3—4,5 Si

Плавку медных сплавов ведут в тигельных и шахтных индукционных и отражательных печах, футерованных шамотом или кварцем. При плавке на воздухе медные сплавы окисляются и насыщаются водородом.

Окисляются в первую очередь компоненты, имеющие более высокий, чем медь, изобарный потенциал образования оксида. По этой причине легирующие элементы медных сплавов (Al, Be, Sn, Zn и др.) раскисляют медь, образуя твердые, жидкие и газообразные оксиды. Твердые оксиды медленно всплывают в расплавах и могут попасть в отливки.

За исключением латуней, растворению водорода в которых препятствует высокое давление пара цинка, медные сплавы интенсивно поглощают водород и при кристаллизации склонны к образованию газовой пористости. В большей мере этому подвержены сплавы с широким интервалом кристаллизации. В зависимости от состава бронз и условий их плавки содержание водорода в 100 г металла может составлять от 1,5 до 20 см³. С повышением температуры интенсивность взаимодействия с газами увеличивается. Взаимодействию с газами наиболее подвержены алюминиевые и кремниевые бронзы и латуни.

Для защиты от окисления плавку медных сплавов ведут под покровом древесного угля или флюсов на основе фторидов, стекла или соды (2—3 % массы расплава). Чтобы предупредить образование твердых нерастворимых оксидов, медь перед введением легирующих элементов раскисляют 0,1—0,15 % фосфора. После раскисления в расплав последовательно вводят легирующие компоненты (кремний, алюминий, марганец, олово, свинец, цинк и др.) в чистом виде или в виде лигатур.

Во избежание сильного окисления и насыщения водородом не рекомендуется сильно перегревать расплавы. Особенно это касается алюминиевых бронз и кремнистых латуней, так как образующиеся оксиды алюминия Al₂O₃ и кремния SiO₂ трудно удаляются из расплавов и, попадая в отливки, снижают их свойства. Перегрев алюминиевых бронз может быть обусловлен выделением теплоты смешения при введении алюминия в расплав. Во избежание этого рекомендуется вводить алюминий небольшими порциями одновременно с медью.

Таблица 13.2

Химический состав меди (ГОСТ859—78)

Марка	Си	O ₂	Всего примесей
М0	99,97	0,001	0,03
М1	99,90	0,01	0,1
М2	99,70	0,07	0,3
М3	99,50	0,08	0,5

Для очистки расплавов от растворенного водорода и твердых неметаллических включений их подвергают продувке газами, вакуумированию, обработке флюсами или фильтрованию. Наиболее глубокую очистку расплавов от неметаллических включений дает фильтрование через зернистые фильтры из фторидов кальция и магния. Фильтры перед использованием подогревают до 800 °С.

Медные сплавы модифицируют с целью измельчения зерна и нейтрализации вредных примесей. Для измельчения зерна в сплавы вводят тугоплавкие элементы (Ti, V, Zr, В, W, Mo) в количестве 0,15—0,2 %. Для нейтрализации вредного влияния примесей висмута, сурьмы, мышьяка и свинца в двойные латуни вводят присадки кальция (до 0,2 %), церия (до 0,3 %) или циркония (0,4 %).

Чистая медь применяется в технике в основном в виде деформированных полуфабрикатов — проволоки, труб, прутков, листов и др. Отливки из меди применяют в котлостроении, при изготовлении электроаппаратуры и сварочных машин, в химической промышленности. Изготовление фасонных отливок, ввиду низких литейных свойств меди, сопряжено с рядом трудностей.

В зависимости от требований, предъявляемых к свойствам изделий, применяют катодную медь марок М0, М1, М2 и М3 (табл. 13.2).

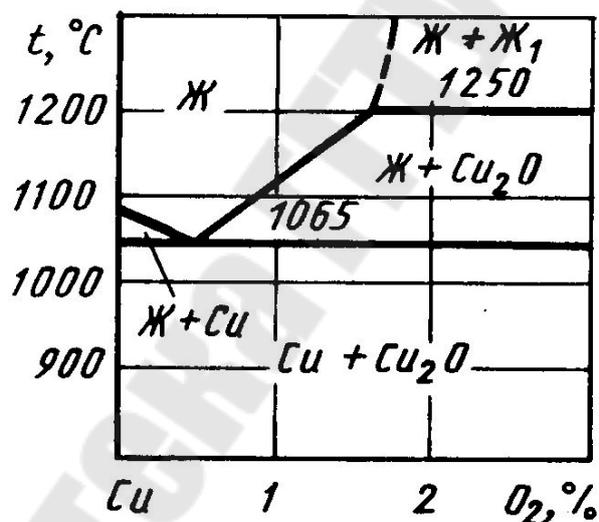


Рис. 13.1. Диаграмма состояния медь—кислород

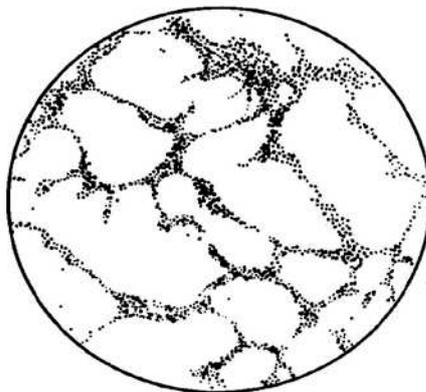


Рис. 13.2. Микроструктура меди, содержащей 0,09 % кислорода

При нагреве на воздухе медь окисляется. Образующийся оксид Cu_2O растворяется в жидкой меди. Жидкая медь растворяет кислород.

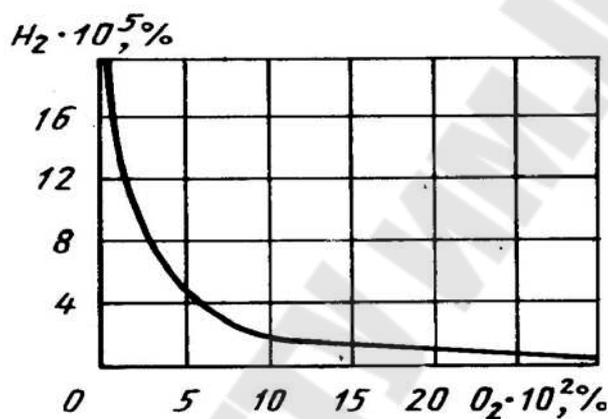


Рис. 13.3. Кривая Аллена

Взаимодействие меди с кислородом описывается эвтектической диаграммой состояния (рис. 13.1). Растворимость кислорода в твердой меди при 100°C составляет 0,005 %. При большем содержании кислорода по границам зерен меди выделяется эвтектика (рис. 79), существенно снижающая пластические свойства меди и делающая ее предрасположенной к водородной болезни — образованию трещин в изделиях, работающих в атмосфере водяного пара. Содержание кислорода в расплаве определяет выбор футеровки плавильных печей. Медь с повышенным содержанием кислорода нельзя плавить в печах с кислой футеровкой, так как последняя оплавляется в результате образования легкоплавкого силиката $m\text{Cu}_2\text{O} + n\text{SiO}_2 \rightarrow m\text{Cu}_2\text{O}_n\text{SiO}_2$. В этом случае используют футеровку из магнезита. Расплавленная медь взаимодействует с сернистым газом с образованием сульфида Cu_2S и интенсивно растворяет водород. Между содержанием кислорода и водорода устанавливается динамическое равновесие, описываемое кривой Аллена.

Взаимодействие с газами идет тем интенсивнее, чем выше температура перегрева расплава.

Для предохранения от взаимодействия с газами печной атмосферы плавку меди ведут с применением защитного покрова из древесного угля. Необходимым условием применения древесного угля является его тщательная сушка в целях удаления адсорбированной влаги. Лучшие результаты обеспечивает плавка в вакуумных печах или печах с защитной атмосферой.

При плавке на воздухе в медных расплавах всегда обнаруживают некоторое количество кислорода. Содержание кислорода определяют измерением его активности или металлографическим путем по площади, занимаемой эвтектикой $\text{Cu} + \text{Cu}_2\text{O}$. Удаление кислорода из нераскисленной меди осуществляют вакуумной переплавкой, раскислением или фильтрованием расплава через слой раскаленного древесного угля.

Для получения бескислородной меди ($<0,001\% \text{O}_2$) используют плавку в вакууме.

Раскислением называют процесс удаления кислорода из расплава путем введения в него активных элементов, образующих нерастворимые в расплаве оксиды. Раскислитель должен обладать большим по сравнению с расплавленной медью сродством к кислороду. По характеру действия раскислители делят на две группы: поверхностные нерастворимые и объемные растворимые в расплаве. При использовании поверхностных раскислителей (карбид кальция CaC_2 , борид магния Mg_3B_2 , углерод, борный шлак $\text{B}_2\text{O}_3 \cdot \text{MgO}$ и др.) реакция с кислородом идет только по поверхности соприкосновения раскислителя с расплавом, что обуславливает малую скорость раскисления. Для ускорения этого процесса раскислители замешивают в расплав. Достоинство этих раскислителей заключается в том, что они не переходят в расплав и их избыток не отражается на качестве металла. Расход поверхностных раскислителей составляет 1—3 % массы расплава.

Растворимые раскислители взаимодействуют с кислородом по всему объему расплава, поэтому необходимая полнота раскисления достигается значительно быстрее, чем при использовании поверхностных раскислителей. Существенным недостатком раскислителей этой группы является неблагоприятное воздействие их избытка на эксплуатационные свойства меди (электрическую проводимость).

По физическому состоянию продуктов раскисления растворимые раскислители делят на три группы:

первая — раскислители, дающие газообразные продукты (водород, углеводороды и оксид углерода);

вторая — раскислители, образующие парообразные или жидкие продукты (фосфор и литий);

третья — раскислители, дающие твердые продукты (кальций, магний, алюминий, кремний, марганец и др.).

Поскольку газообразные и жидкие оксиды удаляются из расплава легче, чем твердые, при раскислении предпочтение отдают раскислителям первой и второй групп. Растворимые раскислители вводят в медь в количестве 0,1—0,15 % (с 10—15 %-ным избытком по сравнению с требуемым по стехиометрической реакции раскисления).

Ход процесса раскисления контролируют по показаниям активометра, установленного в печи, либо по технологическим пробам на излом и усадку. Оптимальному раскислению соответствуют мелкокристаллический светло-розовый излом без вспучивания и концентрированной раковины.

В данной работе необходимо оценить эффективность раскисления меди двумя раскислителями, одним из которых является фосфор. Вторым раскислителем выбирается по указанию преподавателя. Реакция раскисления меди фосфором упрощенно может быть записана следующим образом: $4 [P] + 10 [O] \rightarrow P_4O_{10}$. Продуктом раскисления является парообразный пятиоксид фосфора с димерными молекулами $P_2O_5 \cdot P_2O_5$ и жидкая фосфорно-кислая соль меди $CuPO_2$. Оба этих продукта легко удаляются из расплава. Ход процесса раскисления контролируют отбором технологических проб на излом и микроструктуру.

Для качественного определения содержания кислорода в меди необходимо, чтобы образцы для шлифов имели толщину не менее 2 мм и рабочую площадь не менее 20 мм². Подготовку шлифов ведут по общепринятой методике.

Практическая часть

Оборудование, инструменты и материалы:

Тигельная печь с силиковыми нагревателями, графитошамотный тигель, хромель-алюмелевая термопара, переносной гальванометр, технические весы, металломикроскоп, слесарные тиски, установка для полирования шлифов, набор инструмента для изготовления шлифа, набор шлифовальной бумаги, шихтовые материалы, раскислители, спецодежда и защитные очки, фото-реактивы, пластины и фотобумага.

Порядок проведения работы

1. Навеску исходной меди (0,5—0,7 кг) расплавить под слоем древесного угля. Перегреть расплав на 100°С выше температуры плавления и выдержать в течение 10 мин.

2. Отлить пробу на излом в металлической изложнице. Остаток металла разлить в два тигля, загрузить древесный уголь и поместить в печь.

3. Сломать образец. Определить содержание кислорода по излому, сделав соответствующую запись в рабочем журнале.

4. Изготовить микрошлиф, по нему определить содержание кислорода. Для этого микрошлиф просматривают при увеличении 200 и сравнивают микроструктуру с эталонами. При определении содержания кислорода необходимо строго различать включения оксида меди, имеющие голубовато-серый цвет, от темных неметаллических включений и пор, которые не должны приниматься в расчет. В случае необходимости шлифы просматривают в поляризованном свете. Включения оксида меди при этом имеют рубиново-красный цвет.

При концентрации кислорода меньше эвтектической (<0,39 %) на металлографическом шлифе определяют площадь, занимаемую эвтектикой, F_d и площадь шлифа F_m . Затем рассчитывают содержание кислорода в меди, %:

$$[O]=0.39F_d/F_m$$

Для получения надежных результатов определения следует производить в пяти—десяти полях зрения и вычислять среднее значение.

Рассчитать количество каждого раскислителя, необходимое для связывания всего кислорода, содержащегося в меди.

Пример. Исходная медь после расплавления под углем содержала 0,22 % кислорода. Принимаем, что в обоих тиглях находится по 0,2 кг Си. В каждой навеске (200 г) содержится $2 * 0,22 = 0,44$ г O_2 . Чтобы связать это количество кислорода в P_2O_5 по реакции $5 [O]+2 [P] \rightarrow P_2O_5$, необходимо затратить $2*31*0,44 : 5*16 = 0,34$ г Р.

Для обеспечения полноты раскисления фосфора вводят на 10—15 % больше, чем это требуется по стехиометрической реакции. С учетом этого количество фосфора составит $0,34+0,1-0,34=0,374$ г.

Фосфор вводят лигатурой медь—фосфор, содержащей 10 % фосфора. Количество лигатуры, необходимое для раскисления меди, $X = 0,374-100 : 10 = 3,74$ г.

Раскислить навески меди раскислителями. Залить пробы на излом в металлические изложницы.

Определить содержание кислорода по излому и микрошлифам. Сделать снимки микроструктур исходной и раскисленной меди.

Определить полноту раскисления меди различными раскислителями. Результаты наблюдений и их обработка

Оценить точность определения содержания кислорода в меди металлографическим методом по площади, занимаемой эвтектикой. Рассчитать дисперсию и найти доверительный интервал при вероятности 0,90.

С использованием результатов, полученных другими бригадами студентов, построить графические зависимости остаточного содержания кислорода в меди от количества вводимых раскислителей.

Контрольные вопросы

1. С какой целью проводят раскисление меди?
2. В чем состоит сущность раскисления?
3. Какими раскислителями раскисляют медь, используемую для электротехнических целей?
4. Как защищают медь от взаимодействия с газами во время плавки?
5. Какие продукты получают при раскислении фосфором, литием, магнием, углеродом?
6. Какие продукты раскисления наиболее предпочтительны?
7. В каком виде в расплавы вводят фосфор и литий?
8. При какой температуре осуществляют раскисление меди?
9. Какие элементы можно использовать для раскисления меди?
10. Какие методы используют для определения содержания кислорода в меди?
11. Как изменяется содержание кислорода в меди с увеличением содержания водорода?

Оценка эффективности различных методов рафинирования медных сплавов от неметаллических включений

Цель работы: Изучить способы дегазации медных сплавов и рафинирования их от неметаллических включений.

Задачи лабораторной работы: Дать оценку эффективности различным способам рафинирования медных сплавов.

Теоретические сведения

Рафинирование медных расплавов осуществляют в целях снижения содержания газов и удаления взвешенных неметаллических включений. Дегазацию медных расплавов осуществляют продувкой инертными газами (аргон, азот), обработкой хлоридами и флюсами, вакуумированием. Эти же способы, наряду с фильтрованием, применяют и для очистки расплавов от взвешенных неметаллических включений. Поскольку большая часть рафинирующих средств в той или иной мере гигроскопична, необходимым условием их применения является предварительная сушка или переплавка.

Рафинирование инертными газами ведут при температуре расплава 1150—1200 °С, расход газа 0,25—0,5 м³ на 1 т расплава, длительность продувки при давлении газа 19,6—29,4 кПа составляет 5—10 мин.

Хлористый марганец вводят в количестве 0,1—0,2 % массы расплава при 1150—1200 °С с помощью колокольчика. Для удаления пузырьков рафинирующего газа расплав перед разливкой выдерживают в течение 10—15 мин.

Вакуумирование применяют в тех случаях, когда сплав не содержит компонентов с высоким давлением пара. Применительно к медным сплавам этот процесс ведут при 1150—1300 °С и остаточном давлении 0,6—1,3 кПа. Длительность вакуумирования определяется массой расплава, подвергающегося обработке, и высотой столба жидкого металла. В большинстве случаев продолжительность вакуумирования не превышает 25 мин.

Обработку расплавов флюсами (табл. 36) применяют в основном для очистки от взвешенных неметаллических включений. Наиболее высокими рафинирующими свойствами обладают фторидные флюсы, в частности смесь фторидов кальция и магния. Перед рафинированием расплав нагревают до 1250 °С, снимают шлак и на зеркало металла насыпают порошок переплавленного флюса в количестве 1,5—2 % массы расплава. В течение 8—15 мин флюс замешивают в расплав. Перед заливкой для

более полного отделения капель флюса расплав выдерживают при температуре заливки в течение 10—15 мин.

Таблица 14.1

Составы рафинируемых флюсов для бронз

Таблица 14.1

Составы рафинирующих флюсов для бронз	
Состав флюса, %	Рафинируемые бронзы
7 Na ₂ B ₄ O ₇ , 60 Na ₂ CO ₃ , 33 CaF ₂	Оловянные
20 CaF ₂ , 60 NaF, 20 Na ₃ AlF ₆	Алюминиевые
60 NaCl, 40 Na ₃ AlF ₆	»
10 Na ₂ CO ₃ , 20 CaF ₂ , 30 NaF, 20 Na ₃ AlF ₆ , 20 Na ₂ SO ₄	»
6 Na ₂ B ₄ O ₇ , 70 Na ₂ CO ₃ , 12 Na ₃ AlFe, 12 K ₂ CO ₃	»

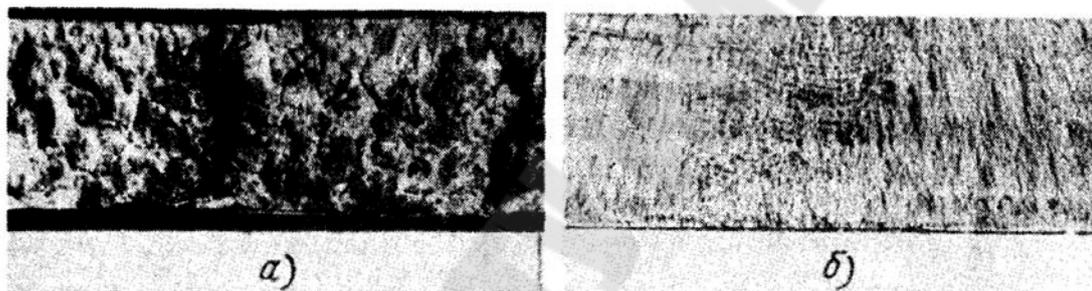


Рис. 14.1. Плены в изломах технологических проб сплава БрА9Мц2Л до (а) и после (б) фильтрования

Оптимальным способом очистки медных сплавов, содержащих легкоокисляющиеся элементы (алюминий, титан, цирконий, бериллий), от неметаллических включений является фильтрование. Для этой цели используют зернистые фильтры из магнезита, алунда, сплава фторидов кальция и магния. Толщину фильтра выбирают от 60 до 150 мм, размер зерна в поперечнике составляет 5—10 мм. Перед фильтрованием зернистые фильтры нагревают до 800 °С. Фильтрование позволяет снизить содержание неметаллических включений в 2—3 раза, что влечет за собой укрупнение зерна, повышение пластических и усталостных характеристик и снижение содержания газов. Содержание неметаллических включений определяют с помощью технологических проб Добаткина — Зиновьева. Характерные изломы проб приведены на рис. 14.1.

Практическая часть

Оборудование, инструменты и материалы:

Плавильная печь (силитовая, высокочастотная), механическая пила для резки отливок, пресс для осадки технологических проб, переносной гальванометр с термопарой, металлическая изложница для получения слитков диаметром 30—40 и длиной 100 мм, графитошамотный тигель емкостью 5 кг, набор инструментов для плавки и заливки, набор инструментов и материалов для изготовления макро- и микрошлифов, шихтовые материалы, изложница для отливки структурной пробы, рафинирующие средства (азот, хлорид марганца, зерна сплава фторидов кальция и магния), растворы для травления микро- и макрошлифов, фото- реактивы, фотопластины и фотобумага, комплект спецодежды, защитные очки.

Порядок проведения работы

1. Рассчитать шихту для получения сплава заданного состава.

При выполнении настоящей работы рекомендуется выплавлять алюминиевые бронзы или специальные латуни (ЛЦЗОАЗ, ЛЦ16К4).

2. Расплавить медь, нагреть ее до 1200 °С. Ввести в расплав остальные компоненты шихты, соблюдая определенную последовательность (в алюминиевые бронзы алюминий вводят в последнюю очередь).

3. Перегреть расплав до 1250 °С. Выдержать при этой температуре в течение 5—10 мин, снять шлак и отлить слиток диаметром 20 и длиной 80—100 мм в металлической форме и структурную пробу в графитовой.

4. Половину оставшегося расплава отлить в нагретый тигель. Поместить оба тигля в печи. Нагреть обе порции до температуры 1250 °С и отрафинировать их различными способами по указанию преподавателя.

5. Отлить слитки из рафинированных расплавов в таких же температурных условиях, в каких разливался расплав до рафинирования.

6. Из слитков вырезать образцы на осадку диаметром 20 и длиной 80 мм и темплеты для изготовления макрошлифов. Изготовить макротемплеты.

7. Нагреть образцы до 800 °С и осадить на прессе до высоты 20 мм (четырекратная осадка).

8. Надрезать осаженные образцы по схеме и сломать их. Определить пораженность изломов неметаллическими включениями.

9. Протравить макрошлифы и структурные пробы в 10— 20 %-ном водном растворе персульфата аммония. Изучить структуру темплетов и проб. Определить средний размер зерна.

10. Оценить эффективность различных способов рафинирования сравнением изломов, макрошлифов и структурных проб сплава в исходном и рафинированном состояниях.

Результаты наблюдений и их обработка

Результаты определения коэффициентов пораженности изломов технологических проб оксидными пленами, среднего размера зерна структурных проб и темплетов представить в виде таблицы.

Провести статистическую обработку результатов определения среднего размера макрозерна темплета и пробы. Найти доверительный интервал при вероятности 0,95.

Таблица 14.2

Сплав	Способ рафинирования	Коэффициент пораженности излома пленами	Средний размер зерна, мм		Характеристика микро-структуры
			Технологическо-й пробы	темплета	
	Без рафинирования Обработка солями (MnCl ₂) Продувка азотом Фильтрование через фильтр из магнетита				

Контрольные вопросы

1. Какими способами можно осуществлять дегазацию медных расплавов?
2. В чем сущность механизма дегазации продувкой расплава инертными или активными газами?
3. Сколько рафинирующего газа расходуется на 1 т медного расплава?
4. В каких случаях можно осуществлять дегазацию медных сплавов вакуумированием?
5. При каких остаточных давлениях осуществляют дегазацию вакуумированием?
6. В чем сущность механизма дегазации вакуумированием?
7. Какой из способов дегазации наиболее эффективен?
8. Какими способами рафинируют медные расплавы от неметаллических включений?

9. Назовите наиболее эффективный способ очистки медных расплавов от неметаллических включений.

Библиотека ГГТУ им. П.О.Сухого

Влияние интервала кристаллизации и скорости охлаждения на усадочную пористость отливок из медных сплавов

Цель работы: Изучить влияние интервала кристаллизации и скорости охлаждения на усадочную пористость отливок из медных сплавов.

Задачи лабораторной работы: Установить зависимость образования усадочных раковин в медных сплавах от температуры охлаждения и интервала кристаллизации.

Теоретические сведения

Согласно общим представлениям образование усадочной пористости в отливках связано с образованием области твердожидкого состояния при затвердевании. Затвердевание сплавов типа твердых растворов начинается от стенок формы в глубь отливки, т. е. продвижением границы начала кристаллизации, соответствующей изотерме ликвидуса. Вслед за этой границей движется граница конца затвердевания, соответствующая изотерме солидуса. Расстояние между границами начала и конца затвердевания зависит от температурного интервала затвердевания и скорости охлаждения. Чем шире температурный интервал затвердевания сплава и меньше скорость охлаждения, тем шире область твердожидкого состояния в отливке и тем больше зона рассеянной пористости.

По величине интервала кристаллизации медные сплавы условно делят на три группы. Первую группу составляют сплавы с узким (5—30 °С) интервалом кристаллизации — латуни с содержанием цинка около 40 %, высокопрочные латуни, алюминиевые бронзы. Эти сплавы при недостаточном питании отливки образуют глубокие сосредоточенные усадочные раковины. Во вторую группу входят оловянные и кремнистые бронзы с широким интервалом кристаллизации 70—200 °С. Отливки из этих сплавов склонны к рассеянной усадочной пористости. К третьей группе относят сплавы со средним интервалом кристаллизации (30—70 °С) — латуни с содержанием цинка от 20 до 30 %, кремнистые латуни, мельхиоры, никелевые бронзы.

Практическая часть

Оборудование, инструмент и материалы:

Тигельная печь (индукционная или сопротивления с автоматическим регулированием температуры) для плавки сплавов, гальванометр и

термопары, металлографический микроскоп, графитошамотный тигель вместимостью 3—5 кг, графитовая изложница для отбора проб, набор инструмента для плавки и заливки металла, графитовый стержень для перемешивания расплава, электролитическая медь марок МО; М1; М2; М3 (см. табл. 13.2), олово, цинк, кремний, никель, железо, марганец, алюминий, лигатуры (медь — фосфор, медь — литий), защитные покровы (древесный уголь, порошок графита, флюсы из 50 % Na_2CO_3 и 50 % CaF_2 или из 25 % Na_8AlFe , 10 % NaCl , 35 % KCl и 30 % $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$). Модельная оснастка, аналитические и технические весы, формовочный инструмент, набор инструмента и материалов для изготовления микрошлифов, установка для полирования шлифов, спецодежда и защитные очки.

Порядок проведения работы

1. Рассчитать шихту для приготовления по 0,5 кг медных сплавов с узким и широким интервалами кристаллизации (см. табл. 13.1). Марки сплавов, виды и количество используемых в шихте отходов указывает преподаватель.

2. В нагретый тигель, установленный в плавильной печи, загрузить рассчитанное количество меди, засыпать её древесным углем и расплавить.

3. Подготовить литейные формы для отливки образцов диаметром 60 мм на исследование усадочной пористости.

4. После Нагрева меди до 1160—1200 °С ввести раскислитель (фосфор) в количестве 0,01—0,05 %, затем последовательно ввести в тигель предварительно подогретые легирующие элементы или лигатуры. Произвести рафинирование расплава хлористым марганцем в количестве 0,15 %.

5. Перемешать расплав нагретым графитовым стержнем, снять шлак и залить сплав в предварительно подготовленную песчаную форму и подогретую до 50 °С металлическую изложницу. Полученные образцы промаркировать.

6. Провести плавку и разливку второго сплава согласно пп. 2—5.

7. Определить объем усадочных раковин в отливках, заполняя их водой из бюретки.

8. Разрезать полученные образцы по вертикальной плоскости, зачистить поверхность реза, протравить ее в азотной кислоте.

9. Очертить на шлифах участки, пораженные усадочной пористостью. Определить их объем.

10. Отметить на каждом шлифе на расстоянии 10, 30 и 50 мм от дна отливки по три участка площадью 3 см², начиная от оси слитка. С помощью бинокулярной лупы подсчитать на каждом участке число пор.

Результаты наблюдений и их обработка

Результаты определения объемов усадочных раковин и пористых зон, а также результаты подсчета числа пор внести в таблицу.

Таблица 15.1

Сплав	Лилейная форма	Объем, см ³		Число пор на участке, расположенном от дна отливки на		
		Усадочной раковины	Пористой части	10	30	50
	Песчаная Металлическая Песчаная Металлическая					

Контрольные вопросы

1. На какие группы по химическому составу подразделяют медные сплавы?
2. Какими характерными эксплуатационными свойствами обладают медные сплавы?
3. Какие бронзы используют как заменители оловянных бронз?
4. Какие футеровки используют для плавки медных сплавов?
5. В каком виде фосфор вводят в расплав?
6. В какой последовательности в медный расплав вводят легирующие элементы?
7. Какие медные сплавы имеют узкий интервал кристаллизации, а какие широкий?

ЛИТЕРАТУРА

1. Воздвиженский В.М., Грачёв В.А., Спаский В.В. Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1984.- 432с.
2. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. – М.-Л.: Машиностроение, 1966. – 562с.
3. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов. – Л.: Машиностроение, 1976. – 216с
4. Курдюмов А.В., Михайлов А.М., Бауман Б.В. Лабораторные работы по технологии литейного производства. – М.: Машиностроение, 1990. – 272 с.
5. Леви Л.И., Кантейник С.К. Литейные сплавы. – М.: Высшая школа, 1967. – 436 с.
6. Трухов А.П., Маляров А.И. Литейные сплавы и плавка. – М.: Академия, 2004. – 336 с.

СОДЕРЖАНИЕ

ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 1.....	3
Исследование жидкотекучести сплавов.....	3
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 2.....	11
Исследование усадки сплавов.....	11
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 3.....	27
Исследование усадочных пустот в отливках.....	27
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 4.....	38
Исследование литейных напряжений в отливках.....	38
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №5.....	53
Исследование параметров затвердевания отливки.....	53
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6.....	65
Оценка структуры чугуна отливок.....	65
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 7.....	73
Влияние величины углеродного эквивалента на линейную усадку и жидкотекучесть чугуна.....	73
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 8.....	77
Модифицирование чугуна графитизирующими добавками.....	77
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 10.....	87
Оценка эффективности различных способов рафинирования алюминиевых сплавов от растворимых газов и твердых неметаллических включений.....	87
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 11.....	106
Изучение способов управления процессами структурообразования в литейных сплавах на основе алюминия. Влияние скорости охлаждения на структуру силуминов.....	106
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 12.....	112
Изучение способов производства ВЧ и его структуры, полученной при разных скоростях охлаждения.....	112
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 13.....	117
Раскисление меди.....	117
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 14.....	125
Оценка эффективности различных методов рафинирования медных сплавов от неметаллических включений.....	125
ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 15.....	130
Влияние интервала кристаллизации и скорости охлаждения на усадочную пористость отливок из медных сплавов.....	130
ЛИТЕРАТУРА.....	133

Ткаченко Александр Владимирович
Морозова Юлия Викторовна

ЛИТЕЙНЫЕ СПЛАВЫ

Практикум
по выполнению лабораторных работ
для студентов специальности
1-36 02 01 «Машины и технология
литейного производства»
дневной формы обучения

Подписано к размещению в электронную библиотеку
ГГТУ им. П. О. Сухого в качестве электронного
учебно-методического документа 18.12.17.

Рег. № 10Е.
<http://www.gstu.by>