

№ 626

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
МОСКОВСКИЙ ИНСТИТУТ СТАЛИ
И СПЛАВОВ

МИСиС



Н.А. Белов

А.В. Хван

Основы материаловедения

Лабораторный практикум

620(045)

Б43 ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ

№ 626

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
МОСКОВСКИЙ ИНСТИТУТ СТАЛИ
И СПЛАВОВ

МИСиС



Кафедра технологий литейных процессов,
кафедра металловедения цветных металлов

Н.А. Белов

А.В. Хван

Основы материаловедения

Лабораторный практикум

Допущено учебно-методическим объединением
по образованию в области металлургии в качестве
учебного пособия для студентов высших учебных
заведений, обучающихся по направлению Металлургия

УДК 669.07:621.78
Б43

Рецензент
д-р техн. наук, проф. Э.Б. Тен

Белов Н.А., Хван А.В.

Б43 Основы материаловедения: Лаб. практикум – М.: Изд. Дом МИСиС, 2008. – 150 с.

Лабораторный практикум содержит описание 13 лабораторных работ, выполняемых студентами при изучении курса «Основы материаловедения». В лабораторных работах студенты получают навыки металлографического анализа структуры углеродистых сталей, чугунов и сплавов цветных металлов, а также на примере алюминиевых сплавов знакомятся с упрочняющей термообработкой типа Т6 (закалка и старение). Особое внимание уделено диаграммам состояния двойных и тройных систем, с использованием которых и анализируется фазовый состав большинства промышленных сплавов.

Предназначен для студентов, обучающихся по направлению «Металлургия».

СОДЕРЖАНИЕ

Лабораторная работа 1	
Техника микроструктурного анализа	4
Лабораторная работа 2	
Количественная металлография	19
Лабораторная работа 3	
Идентификация фаз рентгеновским методом	27
Лабораторная работа 4	
Типичные структурные составляющие двойных сплавов	34
Лабораторная работа 5	
Микроструктура углеродистых сталей	46
Лабораторная работа 6	
Микроструктура белых и серых чугунов	55
Лабораторная работа 7	
Анализ диаграм состояния реальных тройных систем с инвариантным эвтектическим равновесием	65
Лабораторная работа 8	
Микроструктура промышленных чугунов	80
Лабораторная работа 9	
Микроструктура и стандартные марки алюминиевых сплавов	90
Лабораторная работа 10	
Закалка и старение алюминиевых сплавов	104
Лабораторная работа 11	
Микроструктура магниевых и титановых сплавов	113
Лабораторная работа 12	
Микроструктура сплавов на медной основе	130
Лабораторная работа 13	
Микроструктура баббитов и цинковых сплавов	139

Лабораторная работа 1

ТЕХНИКА МИКРОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА

(4 часа)

1.1. Цель работы

Цель работы – получение навыков приготовления микрошлифов и работы на световом микроскопе.

1.2. Теоретическое введение

1.2.1. Разрешающая способность и увеличение микроскопа

Разрешающая способность глаза ограничена и характеризуется *разрешаемым расстоянием*, т.е. минимальным расстоянием между двумя соседними частицами, при котором они еще видны раздельно. Разрешаемое расстояние для невооруженного глаза составляет около 0,2 мм. Чтобы увеличить разрешающую способность, используют микроскоп. Для исследования строения металлов микроскоп был впервые применен в 1831 г. П.П. Аносовым, изучавшим булатную сталь, и позднее, в 1863 г. англичанином Г. Сорби, изучавшим метеоритное железо.

Разрешаемое расстояние определяется соотношением

$$\mu_{\min} = \frac{\lambda}{2n \sin \alpha}, \quad (1.1)$$

где λ – длина волны света, идущего от объекта исследования в объектив; n – показатель преломления среды, находящейся между объектом и объективом; α – угловая апертура, равная половине угла раскрытия входящего в объектив пучка лучей, дающих изображение. Произведение $n \sin \alpha$ называется *числовой апертурой объектива*. Эта важнейшая характеристика объектива выгравирована на его оправе.

У лучших (короткофокусных) объективов максимальный апертурный угол $\alpha \sim 70^\circ$ и $\sin \alpha \sim 0,94$. В большинстве исследований применяют сухие объективы, работающие в воздушной среде ($n = 1$). Для уменьшения разрешаемого расстояния используют иммерсионные объективы. Пространство между объективом и объектом заполняют прозрачной жидкостью (иммерсией) с большим показателем преломления. Обычно используют каплю кедрового масла ($n = 1,51$).

Если для видимого белого света принять $\lambda = 0,55$ мкм, то минимальное разрешаемое расстояние светового микроскопа

$$\mu_{\min} = \frac{0,55}{2 \cdot 1,51 \cdot 0,94} = 0,2 \text{ мкм.}$$

Таким образом, разрешающая способность светового микроскопа ограничена прежде всего длиной волны света.

Общее увеличение микроскопа

$$N_{\text{общ}} = N_{\text{об}} N_{\text{ок}}, \quad (1.2)$$

где $N_{\text{об}}$ – увеличение объектива; $N_{\text{ок}}$ – увеличение окуляра.

Объектив дает увеличенное промежуточное изображение объекта, которое рассматривается в окуляре, как в лупу. Окуляр увеличивает промежуточное изображение объекта и не может повысить разрешающей способности микроскопа. На металлографических микроскопах проводят исследования структуры металлов с увеличениями от 20 до 2000 крат. Основное увеличение (до 100 крат) дает объектив; окуляры увеличивают изображение, сформированное объективом, еще в 7 – 25 раз. Собственное увеличение окуляра выгравировано на его оправе (например, $10\times$).

Рекомендуется начинать микроанализ с использованием слабого объектива, чтобы вначале оценить общий характер структуры на большой площади. После просмотра структуры при малых увеличениях микроскопа выбирают объектив с такой разрешающей способностью, чтобы увидеть необходимые самые мелкие детали структуры.

Окуляр выбирают так, чтобы четко были видны детали структуры, увеличенные объективом. При недостаточном увеличении окуляра самые мелкие детали промежуточного изображения, созданного объективом, не будут увиденны в микроскоп и, следовательно, разрешающая способность объектива полностью не будет использована. При слишком большом увеличении окуляра новые детали структуры не выявятся, в то же время контуры уже выявленных деталей окажутся размытыми, а поле зрения станет более узким.

При выбранном объективе рекомендуется взять такой окуляр, чтобы общее увеличение микроскопа находилось в интервале 500...1000. Более высокое увеличение микроскопа, не выявляя новых деталей структуры, ухудшает резкость изображения.

В металлографии микроанализу подвергаются непрозрачные для световых лучей объекты – микрошлифы, которые рассматривают в

микроскоп в отраженном свете. *Микрошлифом* называется образец, часть поверхности которого является плоской и отполированной.

Металлографические микроскопы по конструктивному выполнению делятся на вертикальные и горизонтальные. Общим для них является верхнее расположение предметного столика; расположение же основных узлов различно.

1.2.2. Устройство металлографического микроскопа ЕС МЕТАМ РВ

Вертикальный металлографический микроскоп ЕС МЕТАМ РВ дает увеличение от 50 до 1000 крат. В этом микроскопе (рис. 1.1) свет лампы 1 проходит через коллектор (собирающую линзу) 2, теплофильтр 3, светофильтр 4, осветительную линзу 5, ирисовую диафрагму 6 и попадает на полупрозрачный плоскопараллельный отражатель 7. Часть светового потока проходит через него и рассеивается в микроскопе, а часть лучей отражается вверх от отражателя, проходит через объектив 8 и через отверстие в предметном столике попадает на шлиф.

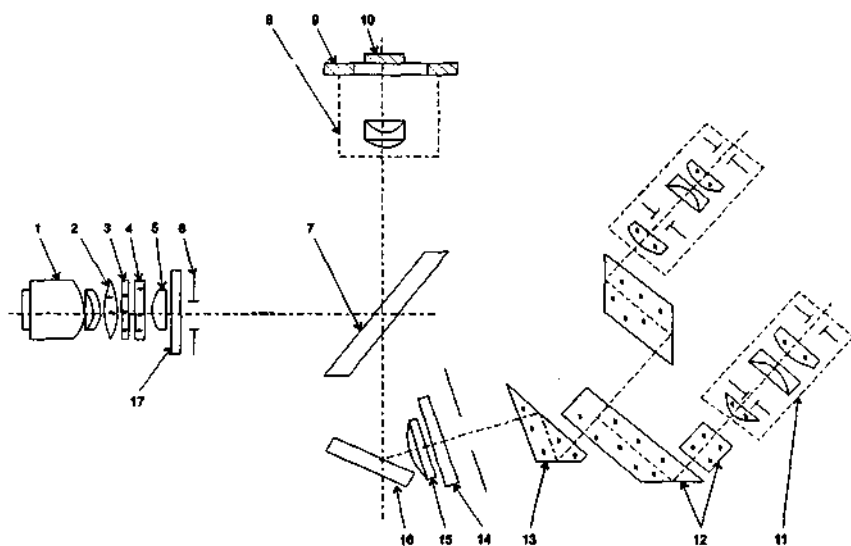


Рис. 1.1. Оптическая схема микроскопа ЕС МЕТАМ РВ:

- 1 – лампа; 2 – коллектор; 3 – теплофильтр; 4 – светофильтр;
5 – осветительная лампа; 6 – диафрагма; 7 – полупрозрачный отражатель;
8 – объектив; 9 – предметный столик; 10 – плоскость шлифа; 11 – фокальная плоскость окуляра; 12 – блок призм; 13 – оптическая ось; 14 – поляризатор;
15 – линза; 16 – зеркало; 17 – анализатор

Плоскость шлифа должна быть перпендикулярна главной оптической оси микроскопа. Чтобы проще выполнить это условие, в современных металлографических микроскопах шлиф устанавливают над объективом (см. рис. 1.1). Для этого шлиф ставят полированной поверхностью вниз на предметный столик 9, расположенный над объективом 8. Отраженные от шлифа лучи проходят через объектив, через полупрозрачный отражатель 7, попадают на зеркало 16 и сводятся линзой 15 в фокальную плоскость окуляра 11. С помощью призмы изменяется направление оптической оси микроскопа. Призмный блок 12 бинокулярной насадки разделяет пучок лучей.

Конструкция микроскопа ЕС МЕТАМ РВ предусматривает расположение на одном штативе тубуса, в котором с помощью револьверной головки крепятся четыре разных объектива. Смену объектива осуществляют вращением револьверной головки. На корпусе каждого объектива указаны его фокусное расстояние и числовая апертура.

В комплект микроскопа входят пять сменных окуляров: $6,3^{\times}$; $10^{\times}$; $12,5^{\times}$; $16^{\times}$ и $20^{\times}$, которые вставляют в бинокулярную насадку.

Наводку на резкость (фокусировку) осуществляют сначала с помощью рукоятки грубого перемещения тубуса (макроевтинта), а затем тубус перемещают с помощью рукоятки тонкой (микрометрической) фокусировки. При этом предметный столик неподвижен.

Рукоятки грубой и тонкой фокусировки расположены на одной оси и выведены с двух сторон штатива.

Для рассмотрения разных участков шлифа предметный столик вместе со шлифом перемещают в горизонтальной плоскости относительно неподвижного объектива в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Рукоятки продольного и поперечного перемещения предметного столика расположены вертикально на одной оси.

Для общего обзора исследуемого шлифа целесообразно применять объектив малого увеличения $F = 25$, $A = 0,17$, для более подробного изучения шлифа $F = 4,0$; $A = 0,85$.

Большинство металлографических исследований проводится с применением светлполюсного освещения. В этом случае поверхность шлифа располагается перпендикулярно оптической оси.

Микроскоп ЕС МЕТАМ РВ позволяет также использовать метод темнопольного освещения, при котором поток света направляется не в объектив, а на параболическое зеркало — отражательный конденсор, смонтированный в объектив. Далее лучи света под небольшим углом направляются на плоскость шлифа, отражаясь от которого они не попадают в объектив, и поле зрения получается темным. Участки шлифа, не перпендикулярные оптической оси микроскопа (мелкие частицы, царапины), рассеивают свет в объектив и кажутся светлыми в темном поле.

Микроскоп ЕС МЕТАМ РВ снабжен вставным поляризатором и анализатором. Поляризатор 14 вставляется в паз на корпусе осветителя около ирисовой диафрагмы для создания плоскополяризованного света. Анализатор 17 помещается в паз на тубусе между объективом и окуляром. Вращая анализатор, можно изменять яркость изображения и окраску отдельных элементов структуры. Повышение контрастности при исследовании в поляризованном свете обусловлено тем, что отдельные фазы и структурные составляющие из-за своей анизотропии имеют различную отражающую способность по отношению к поляризованному свету, что позволяет различать их по окраске. Например, частицы Cu_2O в поляризованном свете из голубых становятся рубиновыми.

1.2.3. Приготовление микрошлифов

Основные требования, предъявляемые к металлографическому шлифу: на поверхности шлифа не должно быть царапин и ямок; шлиф должен быть плоским (без «завалов»), чтобы можно было рассматривать его при больших увеличениях.

Шлифовка и полировка. Шлиф, т.е. образец с плоской отполированной поверхностью, получают механическим методом. Вначале производят грубую обработку образца (заторцовку) с помощью напильника или наждачного круга. По краям шлифа следует снять фаску, чтобы при последующих операциях не повредить полировальное сукно. Затем производят шлифовку с помощью специальной бумаги с разной крупностью абразива. Шлифование выполняют вручную или на шлифовальном станке. В последнем случае шлифовальную бумагу прикрепляют к вращающемуся диску.

Шлифование вручную производят следующим образом. Полоску из самой крупнозернистой бумаги накладывают на толстое стекло. Шлиф водят по бумаге в одном направлении до исчезновения рисок от напильника или наждачного круга. Затем берут более мелкозернистую бумагу и водят по ней шлифом в направлении, перпендикулярном рискам от первой бумаги, до тех пор, пока эти риски не исчезнут. Так постепенно доходят до самой мелкозернистой бумаги. Шлиф не должен иметь по краям завалов. При смене бумаги следует ваткой снимать со шлифа частички абразива от предыдущей бумаги. После шлифования на последней бумаге шлиф тщательно промывают в воде, чтобы частички абразива не попали на полировальный круг. Шлифование можно производить не только наждачной бумагой, но и специальными пастами, которые наносятся на плиту или вращающийся круг для химико-механического шлифования.

После шлифовки производят механическую полировку. Шлиф слегка прижимают к вращающемуся кругу, на который натянуто сукно, фетр или шелк. Полировальный круг все время смачивается водной суспензией – взвесью тонкого абразива в воде. Абразивами для полировки служат оксид алюминия (белого цвета) или оксид хрома (зеленого цвета).

Для получения плоской поверхности у материалов, имеющих разные по твердости структурные составляющие, полирование осуществляется с помощью плотной бумаги. В качестве абразивного материала применяют пасту с алмазным порошком (алмазная паста).

Полирование производят до получения зеркальной поверхности. После полировки шлиф промывают в воде или спирте и сушат полированную поверхность фильтровальной бумагой. Фильтровальную бумагу следует прикладывать к зеркалу шлифа, а не водить ею по шлифу (во избежание появления рисок).

При электролитическом полировании шлиф ставят в качестве анода в ванну с электролитом (рис. 1.2). При определенном для каждого сплава режиме (составе электролита, плотности тока и температуре) происходит преимущественное анодное растворение выступов на шлифе и образуется зеркальная поверхность. Перед электрополировкой образец подвергают механическому шлифованию. Преимуществами электрополировки является быстрота получения шлифа, высокое качество зеркальной поверхности и отсутствие наклепного поверхностного слоя.

Особенно ценна электрополировка при изготовлении шлифов из мягких металлов и сплавов. Из мягких материалов очень трудно готовить шлифы, так как при механической полировке металл размазывается по поверхности шлифа и структура при последующем травлении не выявляется. Процесс электрополировки в многофазных сплавах часто не дает качественных результатов, так как фазы имеют разные электродные потенциалы, что приводит к избирательному растворению отдельных фаз.

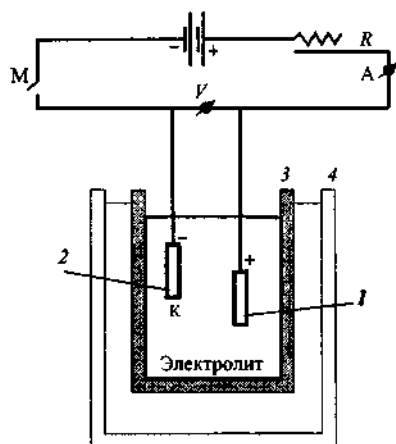


Рис. 1.2. Схема электролитического полирования:

1 – образец; 2 – электрод; 3 – сосуд с электролитом; 4 – емкость для льда

Травление шлифов. После полирования микроструктура, как правило, не бывает видна. Исключением являются сплавы, структурные составляющие которых сильно различаются по твердости, в результате чего одни участки шлифа отполировываются лучше, другие хуже, и на поверхности образуется рельеф.

Для выявления микроструктуры шлиф подвергается травлению – кратковременному действию реактива. Травитель и время травления подбирают опытным путем. Обычно травителями для микрошлифов служат слабые растворы кислот, щелочей и солей в воде или спирте. Для травления коррозионностойких металлов и сплавов применяют концентрированные растворы кислот.

Травление производят погружением шлифа в ванночку с травителем или наносят травитель на полированную поверхность шлифа с помощью ватного тампона, намотанного на стеклянную или фарфоровую палочку. Если травитель действует слабо, особенно в тех случаях, когда образуется оксидная пленка и другие продукты травления, то производят многократное втирание его ватным тампоном. Признаком травления обычно служит слабое потускнение зеркального шлифа, а сильное потемнение шлифа свидетельствует о перетравливании.

При электролитической полировке часто одновременно с ней происходит и травление.

Механизм выявления структуры металла при травлении довольно сложен. Те участки шлифа, которые сильно протравлены, кажутся под микроскопом более темными, так как чем сильнее протравлена поверхность, тем больше она рассеивает свет и меньше света отражает в объектив.

В образце с однофазной структурой границы между кристаллами протравливаются сильнее, чем тело кристаллов (рис. 1.3, а), и канавки травления проявляются под микроскопом в виде темной сетки (рис. 1.3, б). Разные кристаллы одной фазы попадают в сечение шлифа разными кристаллографическими плоскостями, которые травятся по-разному. Поэтому кристаллы одной фазы могут иметь разные оттенки (рис. 1.3, б).

В многофазном сплаве разные фазы и структурные составляющие имеют разную травимость. Это связано с тем, что смесь фаз подвергается не только простому химическому действию реактивов, но и электрохимическому травлению. Кроме разъедания поверхности, большое значение для выявления микроструктуры имеет образование оксидных пленок разной толщины в разных участках шлифа и отложение окрашенных продуктов травления, особенно в многофазных сплавах. В результате такого сложного действия травителя выявляется микростроение образца.

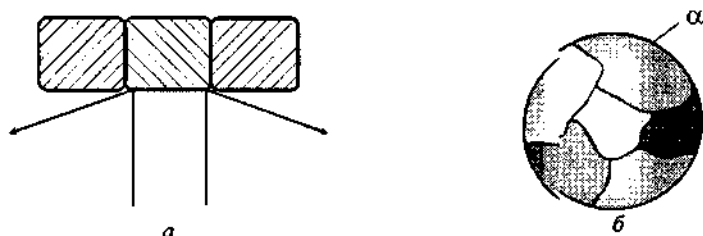


Рис. 1.3. Структура однофазного сплава после травления:
а – канавки травления; б – границы травления

После травления шлиф промывают водой или спиртом, сушат фильтровальной бумагой и ставят на столик микроскопа. Следует тщательно сушить шлиф, чтобы остатки воды или спирта не попали на оптику микроскопа. При этом во избежание царапания фильтровальную бумагу, как и после полировки, прикладывают к шлифу, а не водят ею по нему.

1.2.4. Микрофотографирование

Современные микроскопы, используемые в научно-исследовательских центрах снабжены специальным оборудованием для фотографирования микроструктур и фиксации изображений в цифровом виде. По сравнению с ранее использовавшейся технологией (на фотопленках или фотопластинках) цифровое микрофотографирование имеет неоспоримые преимущества:

- 1) резкое снижения трудоемкости процесса (отсутствие «мокрых» стадий, в частности, проявления фотопленки);
- 2) повышение качества изображения, в частности, могут использоваться все возможности цвета (это особенно важно при выявлении зерен);
- 3) возможность хранения в электронном виде (на CD-диске размещается до 200 фотографий высокого разрешения, а на DVD-диске – более 1500);
- 4) возможность обработки микрофотографий с использованием широко распространенных графических редакторов (установка масштабной отметки, стрелок для указания фаз и структурных составляющих, поясняющие надписи и т.д.), что резко повышает их информативность;
- 5) возможность вставлять цифровые фотографии в тексты отчетов, статей, рекламных материалов и т.д., т.е. делать готовый продукт в одном файле.

Рассмотрим методику получения фотографий на примере микроскопа Axiovert 200 M MAT производства компании Zeiss.

Световой микроскоп Axiovert 200 M MAT – это световой микроскоп универсального применения, имеющий инвертированную (перевернутую) конструкцию. На рис. 1.4 показан общий вид данного микроскопа. Микроскопы типа Axiovert 200 MAT/200 M MAT позволяют проводить исследования в отраженном свете по методам светлого поля, темного поля, фазового контраста, дифференциально-интерференционного контраста (DIC) и при флуоресценции в отраженном свете.

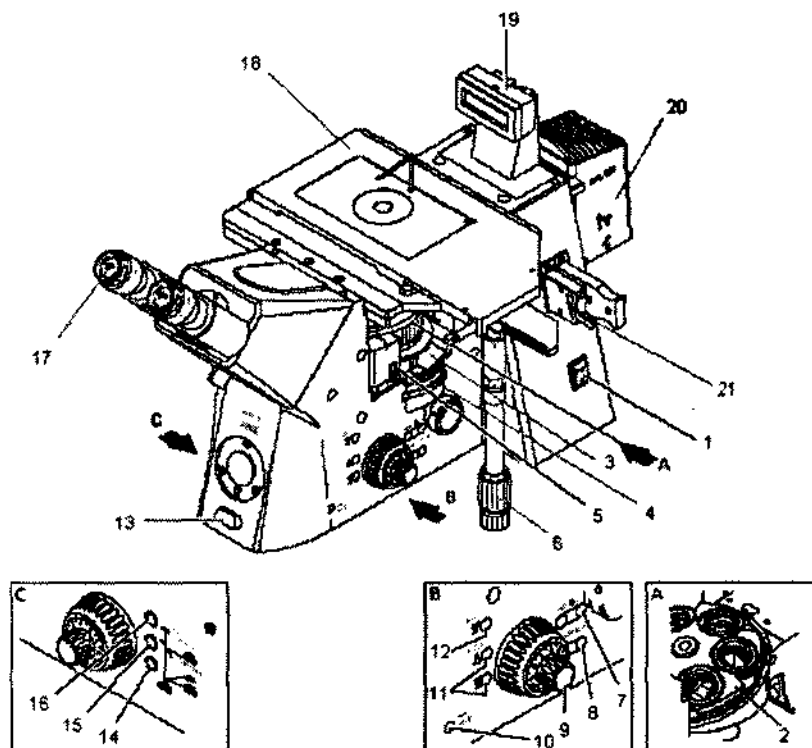


Рис. 1.4. Общий вид микроскопа Axiovert 200 M MAT:

- 1 – выключатель; 2 – револьверное устройство для крепления объективов;
- 3 – револьверное устройство для установки светоделителей; 4 – кнопки OBJECTIVE; 5 – кнопки REFLECTOR; 6 – механизм фокусировки грубый/точный; 7 – кнопка HAL on/off; 8 – кнопка FOCUS (Work/Load);
- 9 – кнопка ZERO; 10 – кнопочный балансир для регулировки интенсивности освещения и программирования; 11 – кнопка переключения видеонаблюдения, фронтального порта, порта основания; 12 – кнопка Left/Right для переключения бокового порта; 13 – кнопка 1xOPTOVAR; 14 – кнопка FCT – функциональная кнопка, программируемая; 15 – гнездо для подключения CAN/SB (CAN-Bus, Subbus); 16 – гнездо для подключения RS 232C;
- 17 – кнопка Set LM; 18 – гнездо для подключения SUB-BUS; 19 – держатель с ЖК-дисплеем

В проходящем свете можно работать по методам светлого поля, темного поля, фазового контраста и дифференциально-интерференционного контраста (DIC).

На подобных микроскопах можно проводить фотографирование с помощью как зеркальной фотокамеры (SLR), так и цифровой камеры и видеомикроскопии.

Микрофотографирование с помощью SLR-камеры. В микроскопах Axiovert 200 MMAT ход лучей можно переключать на 100 % vis (визуальное наблюдение через окуляры и свободный проход для активизации боковых портов направо и налево), 100 % фронтальный порт (выход микрофотографии вперед) или 100 % порт основания (выход вниз). Так как речь идет о полном переключении, во время фотографирования невозможно проводить наблюдения.

Через фотоадаптер 2,5х и специальную камеру адаптер T2 можно подключать к микроскопу обычные SLR-камеры 35 мм. Схема подключения приведена на рис. 1.5, а.

Для этого нужно провести следующие операции:

- Снять пылезащитную крышку или фотообъектив 1 с корпуса камеры.

- Закрепить на корпусе камеры соответствующий адаптер 2.

- Снять пылезащитную крышку с фотоадаптера 2,5х.

- Ввинтить фотоадаптер 2,5х с резьбой в адаптер T2.

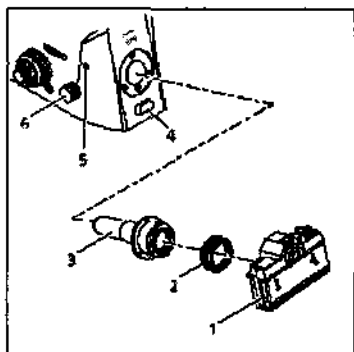
- Удалить пылезащитную крышку с фотовыхода.

- Установить предварительно смонтированную систему на фронтальный порт, выровнять горизонтально и затянуть зажимной винт 5 с помощью отвертки с шаровой головкой SW3.

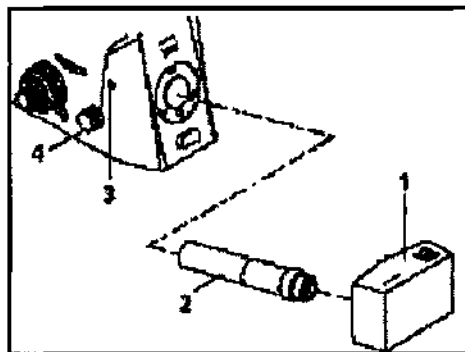
- Включить микроскоп, при использовании цветной пленки (искусственный свет) настроить кнопочный балансир для интенсивности освещения 4 на 10,5V. На дисплее представляется значение напряжения. Для облегчения этой регулировки при полностью нажатом кнопочном баланси́ре повышения напряжения лампы (10,5 В) раздается акустический сигнал. Если интенсивность освещения для препарата слишком велика, необходимо использовать демпфирующий светофильтр.

- Выбрать через бинокулярную насадку место на образце, которое будет фотографироваться. Для определения фрагмента изображения и для точной фокусировки изображения окуляр должен быть оборудован форматной пластинкой MC 10х/Ø.

- С помощью устройства для переключения хода прохождения лучей 6 с визуального наблюдения на передний порт освобождается ход прохождения лучей для фотографирования, и 100 % света попадает в камеру.



a



б

Рис. 1.5. Схема подключения фотокамеры и видеокамеры: *a* – схема подключения зеркальной фотокамеры SRL; *б* – схема подключения видеокамеры

Масштаб изображения на пленке зависит от увеличения объектива, увеличения системы Ортога и коэффициента фотоадаптера (2, 5).

Микрофотографирование с помощью цифровой камеры и видеомикроскопии.

- К Axiovert 200MMAT через фронтальный порт с видеоадаптером 0,63/C – mount 2 (рис 1.5, б) можно подключить видео- или цифровую камеру 1.

- Видеоадаптер устанавливается аналогично фотоадаптеру. Установить видеоадаптер 2 на передний порт, выровнять и затянуть зажимный винт 3 с помощью отвертки с шаровой головкой SW3.

- С помощью устройства для переключения хода лучей 4 с визуального наблюдения на фронтальный порт освобождается ход лучей для фотографирования, и 100 % света попадают в камеру.

На рис. 1.6 представлена фотография микроструктуры снятая на микроскопе Axiovert 200MMAT.



Рис. 1.6. Пример цифровой микрофотографии, полученной в световом микроскопе Axiovert 200 M MAT, после обработки в графическом редакторе

1.2.5. Сканирующая электронная микроскопия

В последнее время в металлографических лабораториях все чаще анализ микроструктуры проводят на сканирующих электронных микроскопах (СЭМ) (рис. 1.7). Объектом изучения является обычный шлиф, полученный как механической, так и электролитической полировкой (см. п. 1.2.3). Сущность данного метода (СЭМ) состоит в том, что образец подвергается воздействию электронного пучка, который сканирует на заданной площади образца, а изображение является результатом этого воздействия. В частности, первичные электроны могут привести к следующим эффектам: 1) упруго отразиться от поверхности образца; 2) выбить электроны из поверхностных слоев образца; 3) поглотиться образцом; 4) возбудить характеристическое рентгеновское излучение.

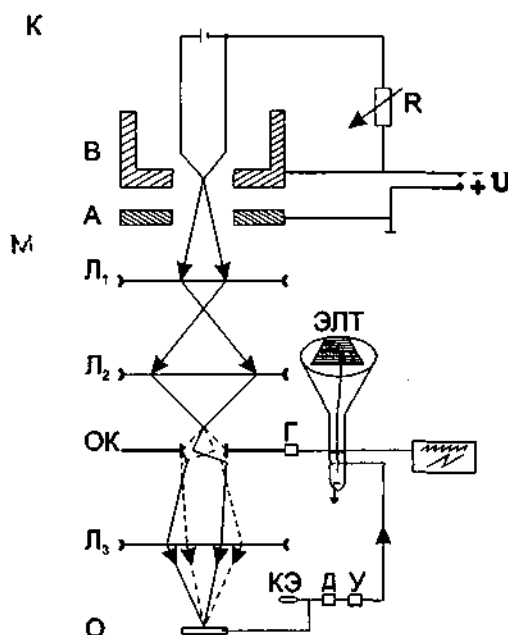


Рис. 1.7. Схема сканирующего электронного микроскопа

Каждый из этих эффектов может использоваться для изучения микроструктуры. Наиболее часто при анализе шлифов методом СЭМ используют отраженные электроны, что дает весомые преимущества по сравнению со световой микроскопией: 1) возможность наблюдать более мелкие детали (как минимум до 100 нм); 2) на нетравленных

шлифах проводить идентификацию фаз по контрасту (чем больше тяжелых элементов в фазе, тем она светлее). Режим вторичных электронов больше подходит для изучения высокодисперсных структур (в частности, эвтектик). Для получения наиболее достоверного представления о структуре лучше использовать оба режима (рис. 1.8, а, б).

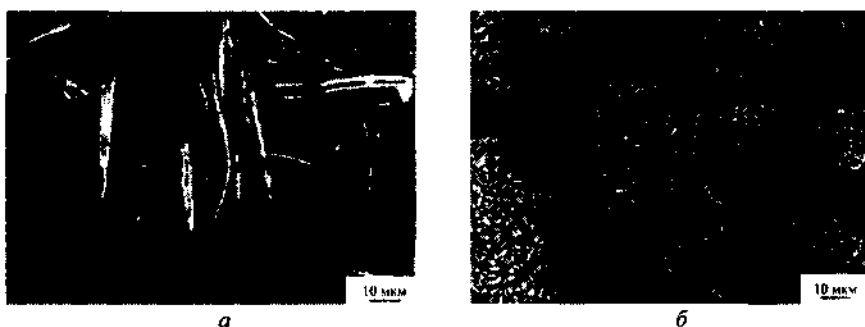


Рис. 1.8. Пример цифровых микрофотографий, полученных в сканирующем электронном микроскопе, после обработки в графическом редакторе: а – отраженные электроны; б – вторичные электроны

1.3. Порядок проведения работы и указания по охране труда

1. Разобраться в устройстве микроскопа ЕС МЕТАМ РВ .
2. Приготовить механической полировкой шлиф из технического железа. Травитель – 5 %-ный раствор HNO_3 в спирте.

При полировке во избежание травм от быстро летящего шлифа, случайно выпущенного из руки, должны соблюдаться следующие условия:

- следует убедиться в наличии фаски и отсутствии острых углов шлифа, чтобы шлиф не прорвал и не зацепил полировальное сукно;
- проверить натяг полировального сукна;
- рука со шлифом должна располагаться в направлении вращения круга;
- при вращении полировального круга по часовой стрелке шлиф разрешается полировать только в левой части круга, чтобы в случае выброса шлиф ударился в стенку.

3. Просмотреть шлиф из технического железа при различных увеличениях и, используя разные методы освещения шлифа, схематично зарисовать его микроструктуру при одном увеличении.

4. Ознакомиться с методикой цифрового микрофотографирования. На микрофотографии, выданной преподавателем в электронном

виде, с помощью графического редактора расставить стрелки с указанием фаз и структурных составляющих.

5. Ознакомиться с методикой металлографического анализа шлифов в сканирующем электронном микроскопе.

1.4. Требования к отчету

1. Начертить схему микроскопа ЕС МЕТАМ РВ с указанием основных частей.

2. Представить схему электролитического приготовления шлифов.

3. Зарисовать микроструктуру технического железа. Указать увеличение, способ приготовления шлифа, травитель.

4. Представить в электронном виде микрофотографию, обработанную в графическом редакторе (со стрелками, указывающими фазы и структурные составляющие, а также другой информацией по усмотрению преподавателя).

Литература

Приборы и методы физического металловедения. Вып. 2 / Под ред. Ф. Вейнберга; Пер. с англ. М.: Мир, 1974.

Контрольные вопросы

1. Что такое разрешающая способность микроскопа, от чего она зависит?

2. Каково минимальное разрешаемое расстояние в световом микроскопе?

3. Чем отличается сухой объектив от иммерсионного?

4. Какова роль объектива и окуляра в создании увеличенного изображения объекта?

5. Какие существуют способы увеличения контрастности изображения?

6. Что такое металлографический шлиф и какие предъявляются к нему требования?

7. Какие известны способы приготовления шлифов?

8. Какие преимущества и недостатки имеют механический и электролитический способы приготовления шлифов?

9. Как приготовить шлиф механическим и электролитическим методами?

10. Почему видны границы зерен после травления шлифа?

11. Какие преимущества имеет технология цифрового микрофотографирования по сравнению с «классической» технологией (на фотопленках или фотопластинках)?

12. Что такое артефакты?

13. В чем состоит различие при формировании изображения в световом и электронном сканирующем микроскопах (СМ и СЭМ)?

14. Чем различаются изображения во вторичных и отраженных электронах в СЭМ?

15. В чем состоят преимущества СЭМ по сравнению с СМ?

16. Для чего проводят операцию оксидирования шлифа?

17. Как выявляют зерна на оксидированном шлифе?

Лабораторная работа 2

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ МЕТАЛЛОГРАФИЯ

(4 часа)

2.1. Цель работы

Получение навыков определения методами количественной металлографии размеров зерна, удельной поверхности раздела и объемного соотношения структурных составляющих.

2.2. Теоретическое введение

Свойства сплавов зависят от параметров микроструктуры, которые определяют методами количественного металлографического анализа. Подобные измерения могут быть проведены на металлографическом микроскопе с использованием окуляр-микрометра или на специальных автоматических приборах.

2.2.1. Работа с окуляр-микрометром

Окуляр-микрометр используют для измерения линейных размеров разнообразных микроскопических объектов. Окуляр-микрометр представляет собой окуляр, в который вставлен стеклянный круг со шкалой. В комплекте оптики микроскопа ЕС МЕТАМ РВ для этого приспособлен окуляр $10\times$. Вращая оправку глазной линзы такого окуляра, получают резкое изображение его на фоне микроструктуры.

Прежде чем производить измерение микрообъектов, необходимо определить цену деления окуляр-микрометра. Цена деления окуляр-микрометра зависит от увеличения объектива: она тем меньше, чем больше увеличение объектива. Цену деления окуляр-микрометра определяют для каждого сочетания объектива и окуляра при помощи объект-микрометра.

Объект-микрометр – это стеклянная или металлическая пластинка, на которую нанесена шкала длиной 1 мм, разделенная на сто равных частей. Следовательно, цена деления объект-микрометра 0,01 мм (или 10 мкм).

Объект-микрометр помещают на предметном столике микроскопа. Наводку на резкость шкалы объект-микрометра осуществляют с помощью рукояток грубой и тонкой фокусировки.

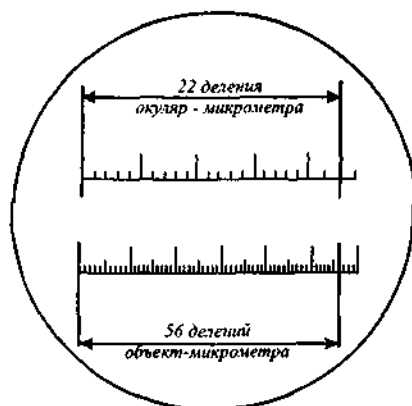


Рис. 2.1. Совмещение шкалы объект-микрометра и окуляр-микрометра

После наводки на резкость изображение шкалы объект-микрометра совмещают с изображением шкалы окуляр-микрометра (рис. 2.1). Это достигается перемещением предметного столика и поворотом всего окуляр-микрометра в окулярном тубусе.

При совмещении шкал подсчитывают число делений окуляр-микрометра, укладывающихся в некоторое число делений объект-микрометра. Цена деления окулярной шкалы определяется следующим соотношением:

$$X = \frac{T_{об}}{T_{ок}} 0,01, \quad (2.1)$$

где $T_{об}$ и $T_{ок}$ – число совмещенных делений объект- и окуляр-микрометров; 0,01 – цена деления объект-микрометра, мм.

2.2.2. Определение удельной поверхности раздела

К поверхности раздела относятся границы зерен одной фазы, межфазные поверхности, поверхности раздела структурных составляющих (например, между первичными кристаллами и эвтектикой). Количественной характеристикой является удельная поверхность раздела – суммарная поверхность зерен, частиц фазы или участков структурной составляющей, приходящаяся на единицу объема сплава (S_v , мм²/мм³).

Удельную поверхность раздела определяют методом случайных секущих С.А. Салтыкова. Если поверхности раздела любой формы в пространстве не имеют предпочтительной ориентировки, то число пересечений с ними произвольно направленных секущих в плоскости шлифа должно быть пропорционально удельной поверхности раздела.

Секущие произвольно ориентируют и равномерно распределяют по площади шлифа. Подсчитывают общее число точек пересечений их с линиями изучаемых границ и относят это число к суммарной длине всех секущих, т.е. получают среднее число пересечений на единице длины секущих ($\bar{m}$, мм⁻¹). По нему вычисляют удельную поверхность раздела:

$$S_V = 2\bar{m}. \quad (2.2)$$

Секущие можно провести на микрофотографии, на матовом стекле микроскопа (прикладывая линейку) или мысленно провести в поле зрения, используя шкалу окуляр-микрометра с известной ценой деления. При использовании окуляр-микрометра разные произвольные ориентации секущей (окулярной линейки) получают вращением окуляра в окулярном тубусе и перемещением предметного столика микроскопа вместе со шлифом. Подсчет удобно вести при таком увеличении, когда на всей длине окулярной линейки число пересечений равно 10...20. По цене одного деления окуляр-микрометра определяют абсолютную длину всей линейки-секущей. Точность метода тем выше, чем больше число точек пересечений. Чтобы относительная ошибка не превышала 5 %, суммарное число точек пересечений должно быть около 200.

2.2.3. Определение размера зерна

Зерна попадают в плоскость шлифа произвольными сечениями. Поэтому, даже если зерна в пространстве имели бы идеально одинаковую форму и размеры, их сечения плоскостью шлифа все равно были бы неидентичны.

Основными параметрами размера зерен металла или однофазного сплава, а также зерен матричной фазы, внутри которой распределены включения других фаз, являются среднее число зерен в единице площади шлифа ($\bar{n}$, мм⁻²), средняя площадь сечения зерна в плоскости шлифа ($\bar{F}$, мкм²) и средняя хорда ($\bar{l}$, мкм). Если зерна представить в виде полиэдров, заполняющих пространство, то пространственный размер таких зерен

$$\bar{D} = 1,74\bar{l}. \quad (2.3)$$

Определение условного номера зерна по стандартной шкале. Сравнительный метод определения размера зерна основывается на

сравнении площадей зерен с эталонными структурами при одинаковом увеличении (чаще всего $\times 100$). В этом случае размер зерна по ГОСТ 5639-82 характеризуется условным порядковым номером (баллом) эталонной структуры, соответствующим определенной средней площади сечения зерен ($\bar{F}$) или среднему числу зерен на площади 1 мм^2 ($\bar{n}$).

Этот метод используется для быстрой приближенной оценки размера зерна.

Метод Джеффриса. На матовом стекле микроскопа или на микрофотографии подсчитывают число зерен внутри квадрата или прямоугольника с известной площадью. Для этого удобно использовать картонный шаблон с квадратным отверстием. Приведенное число зерен внутри квадрата

$$P = P_1 + 0,5P_2 + 1, \quad (2.4)$$

где P_1 – число зерен, целиком попавших внутрь квадрата; P_2 – число зерен, пересеченных сторонами квадрата. Коэффициент 0,5 у P_2 учитывает допущение, что сторона квадрата, пересекая ряд зерен, оставляет по обе стороны от себя статистически одинаковые суммарные площади зерен, т.е. каждое пересеченное зерно принадлежит квадрату своей 1/2 частью. Зерно, попавшее в вершину квадрата, принадлежит ему своей 1/4 частью, а так как всего таких «вершинных» зерен четыре, то их вклад в величину P равен единице.

Чтобы не сбиться со счета, увеличение микроскопа или размер квадрата выбирают так, что $P \approx 10 \dots 20$. Общее число зерен, подсчитанных в разных участках шлифа (разных полях зрения), должно быть не менее 150...200. При подсчете следует учитывать все зерна, в том числе и самые малые. Эти «малые» зерна, видимые на шлифе, в действительности могут являться случайными сечениями крупных зерен. Зная площадь квадрата на матовом стекле (Q , мм^2), легко подсчитать действительную площадь квадрата на шлифе Q/q^2 , где q – линейное увеличение на микрофотографии.

Среднее число зерен в единице площади шлифа получаем делением числа зерен в квадрате (P) на его действительную площадь (Q/q^2 , мм^{-2}):

$$\bar{n} = \frac{Pq^2}{Q}. \quad (2.5)$$

Средняя площадь зерен в плоскости шлифа (мкм^2)

$$\bar{R} = \frac{Q \cdot 10^6}{Pg^2}. \quad (2.6)$$

Величина $\bar{F}$ всегда меньше максимальной площади сечения зерен в объеме шлифа.

Линейный размер зерна часто характеризуют величиной, называемой средним диаметром ($\bar{D}$). Однако зерна металла не сферичны. Более того, чтобы целиком заполнить пространство, зерна металла должны иметь не сферическую, а более сложную форму многогранников. При выборе характерного линейного размера таких тел имеется неопределенность. Для характеристики линейного размера зерна в объеме можно использовать диаметр сферы, вписанной в многогранник, и его условно называть диаметром зерна. Приблизительно величину $\bar{D}$ рассчитывают исходя из измеренного по способу Джеффриса числа зерен в единице площади шлифа (мкм):

$$\bar{D} = \frac{1,5 \cdot 10^3}{\sqrt{n}}. \quad (2.7)$$

Метод случайных секущих. В качестве меры величины зерна берется средняя длина отрезка, пересекающего зерно (средняя хорда). В этом методе используются случайные секущие (например, линейка шкалы окуляр-микрометра). Подсчитывают число зерен (N), которые пересекает данная секущая (рис. 2.2). Два зерна, приходящихся на концевые точки секущей, засчитываются за одно зерно. Средняя хорда определяется как (мкм)

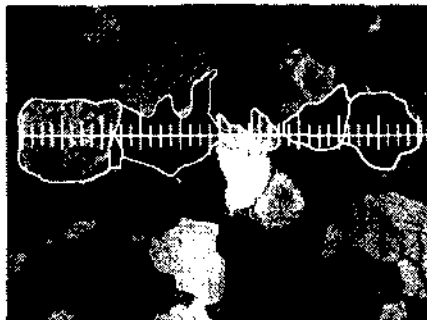


Рис. 2.2. Определение средней хорды зерен методом случайных секущих с помощью окуляр-микрометра

$$\bar{l} = \frac{X \sum T_{ок}}{\sum N} 10^3, \quad (2.8)$$

где $T_{\text{ок}}$ – число делений линейки окуляр-микрометра, находящихся на отрезке, на котором производят подсчет зерен; X – цена деления шкалы окуляр-микрометра, мм.

Для получения надежных данных необходимо измерять не менее 100...300 зерен в различных участках шлифа. В случае вытянутых зерен необходимо, чтобы секущая была проведена с учетом особенностей структуры: описание размера зерна должно иметь две характеристики – продольный и поперечный размеры, которые определяются отдельно.

2.2.4. Определение объемного соотношения структурных составляющих

Объемное соотношение структурных составляющих или объемную долю одной из структурных составляющих можно определять линейным методом Розиваля. Использование этого метода основано на принципе Кавальери – Акера, в соответствии с которым доля объема сплава, занятая данной структурой составляющей, равна доле площади, занятой этой составляющей в случайном сечении, или равна приходящейся на эту составляющую доле длины случайной секущей. Если провести прямую на шлифе, подсчитать суммарную длину отрезков, приходящихся на интересующую исследователя составляющую ($\sum l_i$), и отнести эту суммарную длину отрезков к общей длине секущей (L), то получим объемную долю структурной составляющей в сплаве:

$$V_v = \frac{\sum l_i}{L}. \quad (2.9)$$

Секущие должны быть распределены равномерно по площади шлифа. Они могут быть произвольно ориентированы или параллельны одна другой. Секущие можно прочертить на микрофотографии, «нанести» на матовое стекло микроскопа, прикладывая к нему масштабную линейку, или же можно мысленно провести в поле зрения, используя масштабную линейку окуляр-микрометра.

Линейка окуляр-микрометра разделена на 100 равных частей. При рассмотрении структуры через окуляр-микрометр подсчитывают число целых делений его шкалы, приходящихся на участки данной структурной составляющей. Это число характеризует выраженную в процентах искомую долю объема сплава, приходящуюся на данную структурную составляющую. Так как берется отношение $\sum l_i/L$, то увеличение микроскопа в расчете не учитывается.

Точность метода тем больше, чем больше число измеренных отрезков, приходящихся на изучаемую структурную составляющую. Увеличивать число отрезков следует путем просмотра достаточно большого числа полей зрения, а не путем уменьшения увеличения микроскопа, так как в последнем случае видимые размеры участков структурной составляющей становятся меньше и точность измерения длины каждого отрезка снижается. Длины отрезков линейки окуляр-микрометра, приходящихся на отдельные участки измеряемой структурной составляющей, могут быть не равны числу целых делений. Поскольку подсчитывают число целых делений шкалы, то погрешность измерения будет тем больше, чем короче измеряемые отрезки. Поэтому рекомендуется выбирать такое увеличение микроскопа, чтобы длина каждого измеряемого отрезка, приходящегося на участки данной структурной составляющей, была не меньше 5...10 делений шкалы окуляр-микрометра.

Экспериментальные методики количественной металлографии весьма трудоемки, поэтому для их применения необходимо иметь веские основания. Во многих случаях можно ограничиться расчетными оценками, которые вытекают из фундаментальных закономерностей материаловедения. Кроме того, если частицы фаз имеют размеры менее 1...2 мкм, то рассмотренные выше экспериментальные методики (например, определение объемных долей фаз методом случайных секущих) дают такую большую погрешность, что делает их использование бессмысленным. Примером могут служить дисперсные эвтектики, в которых частицы имеют субмикронные размеры. Если составы сплава и фаз известны, то объемные доли последних можно легко рассчитать. Для двойных сплавов расчетные формулы приведены в лабораторной работе 4.

2.3. Порядок проведения работы

1. Определить цену деления окуляр-микрометра при заданном объективе.
2. Определить методом случайных секущих С.А. Салтыкова удельную поверхность границ зерен технического железа (S_V).
3. Определить линейным методом Розиваля в двух полях зрения объемную долю избыточного феррита в среднеуглеродистой стали.
4. Определить методом Джеффриса на микрофотографии с использованием шаблона с квадратным отверстием величины $\bar{n}$, $\bar{F}$ и $\bar{D}$ технического железа.
5. Определить методом случайных секущих среднюю хорду зерна технического железа ($\bar{l}$).

2.4. Требования к отчету

1. Представить расчет цены деления окуляр-микрометра при определенном объективе.
2. Представить результаты определения объемной доли избыточного феррита в среднеуглеродистой стали.
3. Представить расчеты $\bar{n}$, $\bar{F}$, $\bar{D}$, $\bar{l}$ и S_V для образца технического железа с указанием результатов всех исходных измерений и зарисовкой микроструктуры.

Литература

Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия. 1976. С. 271.

Контрольные вопросы

1. Какие задачи решает количественная металлография?
2. Как определить цену деления окуляр-микрометра?
3. Как зависит цена деления окуляр-микрометра от увеличения объектива?
4. Что такое удельная поверхность раздела, как ее можно оценить?
5. Как определить объемную долю фазы в сплаве?
6. Какие существуют методы оценки размера зерен в однофазных сплавах?
7. Какие параметры структуры можно определить по методу Джеффриса?
8. Почему экспериментальные методы количественной металлографии нецелесообразно использовать для дисперсных структур?
9. Назовите преимущества и недостатки оценки среднего размера зерна по стандартной шкале.
10. Как следует выбирать увеличение микроскопа при определении объемных долей фаз методом случайных секущих?
11. Можно ли проводить количественные оценки по микрофотографиям?
12. Почему при использовании метода Джеффриса необходимо учитывать все зерна, даже самые малые?
13. В каких случаях следует определять размер зерна в двух направлениях: продольном и поперечном?

Лабораторная работа ³ ИДЕНТИФИКАЦИЯ ФАЗ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ

(2 часа)

3.1 Цель работы

Научиться рассчитывать дифрактограммы и устанавливать по ним фазовый состав анализируемого вещества.

3.2. Теоретическое введение

3.2.1. Получение рентгеновских лучей

Рентгеноструктурный анализ основан на получении и анализе дифракционной картины, возникающей в результате интерференции рентгеновских лучей, рассеянных электронами атомов облучаемого объекта. Эта картина определяется помимо атомной и электронной структуры изучаемого объекта еще двумя факторами: характеристикой рентгеновского излучения и способом регистрации дифракционной картины. Рентгеновские трубки служат источником рентгеновского излучения. Они определяют характер рентгеновского излучения, геометрию рентгеновского луча.

Рентгеновская трубка представляет собой стеклянный баллон, внутри которого создается высокий вакуум (рис. 3.1). Относительно мягкие лучи, испускаемые обычно трубками для структурного анализа (длина волны $\sim 0,1$ нм и более), очень сильно поглощаются стеклом. Поэтому для выпуска рентгеновских лучей в баллоны этих трубок впивают специальные окна, изготовленные из сплава гетан, содержащего легкие элементы (бериллий, литий, бор), либо из металлического бериллия.

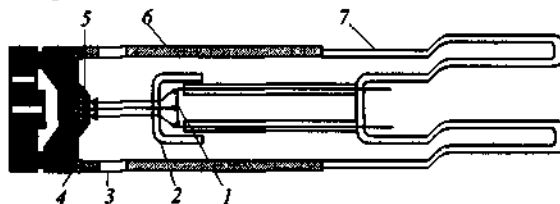


Рис.3.1. Устройство рентгеновской трубки:
1 – вольфрамовая спираль (катод); 2 – фокусирующий колпачок;
3 – окна для выпуска рентгеновских лучей; 4 – анод; 5 – зеркало анода;
6 – защитный кожух; 7 – стеклянный баллон

В баллоне находятся катод и анод. Катод представляет собой вольфрамовую спираль, часто покрываемую слоем тория для повышения эмиссионных характеристик. Спираль нагревается током накала до $\sim 2000^\circ\text{C}$. Спираль помещают в так называемый фокусирующий колпачок. Назначение колпачка – сузить пучок электронов, летящих с катода на анод, и уменьшить фокус трубки. Анод представляет собой полый массивный цилиндр, изготовленный из материала с высокой теплопроводностью, чаще всего из меди. В трубках для структурного анализа на торцевую стенку анода (зеркало анода) наносят слой того металла, излучение которого (характеристическое или сплошное) используют для получения дифракционной картины. Наиболее распространены трубки с анодами из хрома, железа, ванадия, кобальта, никеля, меди, молибдена, вольфрама. Во избежание перегрева анод охлаждают водой или маслом.

I , отн.ед.

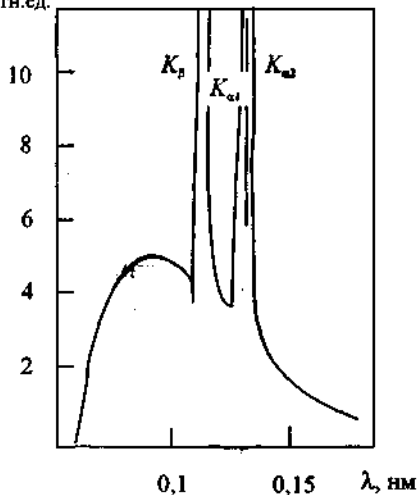


Рис. 3.2. Распределение интенсивности в спектре характеристического излучения медного антикатада

Между анодом и катодом создается высокое напряжение (от нескольких киловольт до десятков киловольт). Электроны движутся под действием высокого напряжения от катода к аноду, и при их столкновении с антикатодом возникает рентгеновское излучение, представляющее собой такие же поперечные электромагнитные волны, как и видимый свет, но со значительно более короткой длиной волны. Обычно используют лучи с длинами волн от 0,05 до 0,25 нм. Спектр рентгеновских лучей в координатах интенсивность – длина волны приведена на рис. 3.2.

При напряжениях, больших потенциала возбуждения, энергия разгоняемого в трубке электрона достаточна для выбивания орбитального электрона атома в материале антикатада. На освободившееся место перескакивает электрон с более высокого энергетического уровня, испуская квант рентгеновских лучей. В зависимости от того,

на какую оболочку (1, 2, 3...) перескакивает электрон с вышележащего уровня, различают рентгеновские лучи K , L , M серий. Наиболее часто в рентгеноструктурном анализе используют излучение K -серии. Излучение K -серии состоит из трех линий: K_{α_1} , K_{α_2} и K_{β} , длина волны которых $\lambda_{\alpha_2} > \lambda_{\alpha_1} > \lambda_{\beta}$. Относительная интенсивность этих линий составляет $I_{\alpha_2} : I_{\alpha_1} : I_{\beta} = 50 : 100 : 30$. Линии K_{α_1} и K_{α_2} образуются при переходе электрона с L на K -уровень, линия K_{β} – при переходе $M \rightarrow K$. Разность энергий $\Delta E_{M-K} > \Delta E_{L-K}$, поэтому квант β -излучения имеет большую энергию и меньшую длину волны. Однако вероятность перехода меньше. При этом α -уровень имеет два подуровня. Поэтому при переходе электрона $L \rightarrow K$ длины волн излучения K_{α_1} и K_{α_2} (дублет $K_{\alpha_1} - K_{\alpha_2}$) близки, но не одинаковы. Разница $\Delta \lambda_{K_{\alpha_1} - K_{\alpha_2}}$ примерно постоянна для всех антикатодов. В этом случае, если дублет не разрешается (т.е. отражения, полученные от K_{α_1} и K_{α_2} , накладываются одно на другое), для K_{α} принимают длину волны

$$\lambda_{K_{\alpha \text{ ср}}} = \frac{2\lambda_{K_{\alpha_1}} + \lambda_{K_{\alpha_2}}}{3}. \quad (3.1)$$

3.2.2. Формула Вульфа – Брэгга

Металлический кристалл является объемной дифракционной решеткой для рентгеновских лучей. Отражение рентгеновских лучей от кристалла можно рассматривать как их отражение от параллельных плоскостей, в которых находятся атомы. На рис. 3.3 показаны две атомных плоскости с межплоскостным расстоянием d . На плоскости падают два параллельных монохроматических луча под углом θ . Лучи идут в одной фазе. Взаимное усиление отраженных лучей возможно, если они имеют одинаковую фазу колебаний.

В противном случае отраженные лучи, интерферируя, взаимно ослабляются. Фронт падающей волны – AB , отраженной AD . Для усиления отраженных лучей необходимо, чтобы

$$BC + CD = n\lambda, \quad (3.2)$$

где $DC = CD = d \sin \theta$ и $2d \sin \theta = n\lambda$.

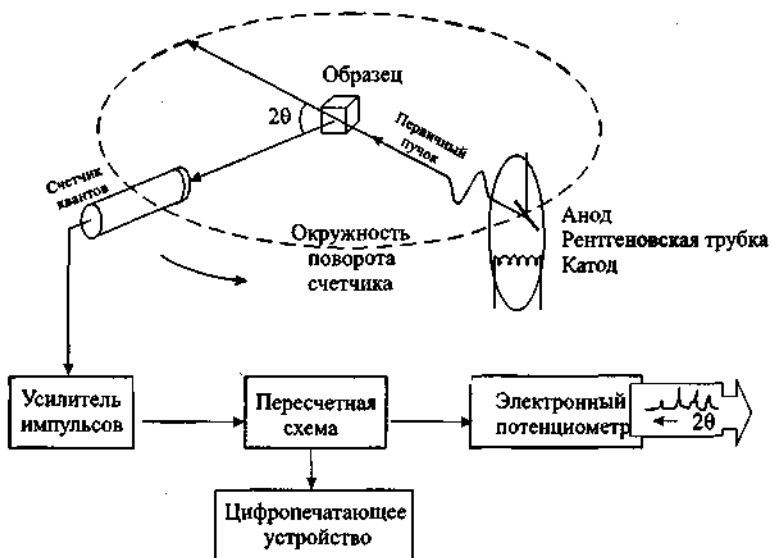


Рис. 3.3. Принципиальная схема рентгеновского дифрактометра

Из этого уравнения, называемого формулой Вульфа – Брэгга, видно, что при $\lambda = \text{const}$ взаимное усиление отраженных лучей от плоскости с межплоскостным расстоянием d наблюдается только при определенном значении θ . Отраженные лучи регистрируют либо на фотопленке, либо с помощью ионизационного или сцинтилляционного счетчика, установленного на рентгеновском дифрактометре.

3.2.3. Рентгеновский дифрактометр

На рис. 3.3 приведена принципиальная схема рентгеновского дифрактометра. Отсчет углов поворота образца и счетчика производится с помощью гониометра. Исследуемый образец устанавливают так, чтобы вертикальная ось гониометра лежала в плоскости образца, на который падают рентгеновские лучи. Поскольку угол падения рентгеновских лучей на образец равен углу отражения, то угол между первичным пучком рентгеновских лучей и направлением ось гониометра – счетчик должен составлять 2θ . При вращении образца и счетчика угловая скорость движения счетчика должна быть вдвое больше угловой скорости движения образцов. Образец для съемки на дифрактометре – плоский. При съемке порошка его наклеивают на плоскую поверхность плексигласового диска. Такой образец устанавливают на гониометре и получают его дифрактограмму.

3.2.4. Расчет дифрактограммы

Одной из наиболее часто встречающихся задач рентгеноструктурного анализа является задача установления фазового состава вещества по данным о межплоскостных расстояниях в каждой фазе.

Решение этой задачи возможно потому, что каждая фаза имеет свою кристаллографическую решетку и характеризуются определенным набором межплоскостных расстояний, присущим только этой фазе. Определив межплоскостные расстояния и сравнив полученный набор межплоскостных расстояний с табличными данными, можно установить наличие той или иной фазы. При расчете дифрактограммы удобно пользоваться табл. 3.1, к которой даны необходимые пояснения.

Таблица 3.1

Расчет дифрактограммы для определения межплоскостных расстояний

Исследуемый объект – например, сплав на основе алюминия в виде порошка

Излучение – например, K_{α} -Cu, $\lambda =$

Номер линии по по- рядку	I/I_0 , %	2θ	θ	$\sin\theta$	α, β	d/n , нм	d/λ , нм
1	2	3	4	5	6	7	8
1							
2							
.....							

1. Линии нумеруют, начиная от меньших углов.

2. В графе 2 приводятся значения относительно интенсивности в процентах. Эти значения определяются как отношение интенсивности данной линии к интенсивности самой сильной линии. В случаях когда дублет $K_{\alpha_1} - K_{\alpha_2}$ не расщеплен, в качестве меры интенсивности можно принять высоту максимума пика.

3. В графе 3 записывают угол поворота счетчика, соответствующий максимуму интенсивности линий. Максимум линии в том случае, если дублет $K_{\alpha_1} - K_{\alpha_2}$ не расщеплен, находят по методу медиан. Для этого проводят через равные промежутки по высоте отрезки, параллельные линии фона. Через середины отрезков проводят прямую до пересечения с профилем линии. Абсцисса, соответствующая этой точке, принимается за угол 2θ .

4. В графе 4 записывают угол θ .

5. В графе 5 записывают значение $\sin\theta$ с точностью до четвертого знака после запятой.

6. Если рентгенограмма снята без фильтра, поглощающего β -излучение, то на ней имеются как линии, полученные от α -излучения, так и линии, полученные от β -излучения. При отражении от одной и той же плоскости

$$\sin\theta_\alpha = \frac{n\lambda_\alpha}{2d/n}; \sin\theta_\beta = \frac{n\lambda_\beta}{2d/n}; \frac{\sin\theta_\alpha}{\sin\theta_\beta} = \frac{\lambda_\alpha}{\lambda_\beta} = 1,09.$$

Следует отметить, что β -линии примерно в три раза менее интенсивны, чем α -линии, и находятся под меньшими углами, так как $\lambda_\beta < \lambda_\alpha$. Прежде всего проверяют наличие β -линий у наиболее интенсивных линий на рентгенограмме.

7. В графу 7 вписывают значения d/n (только для α -линий), рассчитанные по формуле Вульфа – Брэгга:

$$\frac{d}{n} = \frac{\lambda_\alpha}{2\sin\theta}.$$

В качестве λ_α берут $\lambda_{\text{ср}}$ из исходных данных, приведенных в справочниках.

8. В графе 8 приводят табличные значения d/n для того вещества, для которого набор значений хорошо совпадает с табличными. Из-за разной степени чистоты материалов значения d/n могут отличаться на 0,0005...0,001 нм. Наборы d/n для некоторых веществ приведены в справочниках.

В качестве примера на рис. 3.4 показана дифрактограмма, полученная от порошка соединения Al_3FeNi в излучении $K_\alpha\text{-Fe}$ (после цифровой обработки).

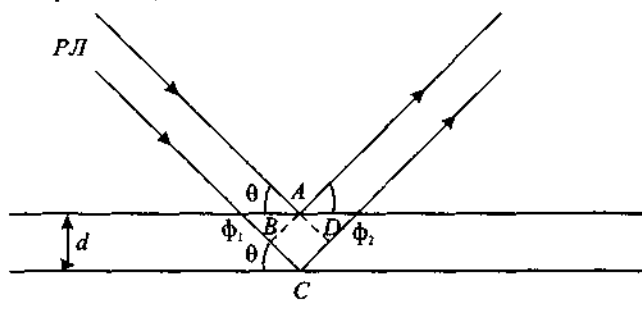


Рис. 3.4. Отражение рентгеновских лучей от кристаллических плоскостей

3.3. Порядок проведения работы

1. На выданной преподавателем дифрактограмме рассчитать углы (2θ) и относительные интенсивности всех линий.
2. Занести полученные значения в табл. 3.1 и рассчитать все величины, необходимые для получения значений d/n .
3. Сравнивая расчетные и табличные значения d/n , идентифицировать фазу (или чистый компонент).

3.4. Требования к отчету

1. Представить результаты расчета в табл. 3.1 со всеми величинами, необходимыми для получения значений d/n .
2. Представить результат идентификации фазы (или чистого элемента).
3. Привести параметры кристаллической решетки идентифицированной фазы

Литература

- Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСиС, 1994. 328 с.
- Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСИС, 1994. С. 109–125.

Контрольные вопросы

1. Как изменится дифрактограмма, показанная на рис. 3.4, если вместо линии K_{α} -Fe использовать линию K_{α} -Cu?
2. Почему для проведения рентгеноструктурного анализа использование порошка предпочтительнее, чем шлифа?
3. Зачем нужен фильтр на рентгеновских трубках?
4. Какие меры безопасности нужно соблюдать при работе с рентгеновским оборудованием?
5. Как формируется характеристическое рентгеновское излучение?
6. Почему длина волны K_{β} меньше, чем K_{α} ?
7. Почему рентгеновская трубка требует постоянного охлаждения во время работы?
8. В чем состоит смысл уравнения Вульфа – Брэгга?
9. Почему рентгеновские лучи не способны к зеркальному отражению от поверхности шлифа?
10. Как влияет напряжение, подаваемое на рентгеновскую трубку, на спектр рентгеновского излучения?
11. Какое излучение K_{α} – Cu или K_{α} – Mo имеет большую длины волны?

Лабораторная работа 4

ТИПИЧНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ СОСТАВЛЯЮЩИЕ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ

(3 часа)

4.1. Цель работы

Получение навыков анализа реальных структур двойных сплавов с использованием диаграмм состояния.

4.2. Теоретическое введение

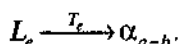
Микроструктура сплава формируется в процессах кристаллизации расплава, фазовых превращений и структурных изменений в твердом состоянии, происходящих при литье, обработке давлением и термической обработке.

Несмотря на многообразие факторов, влияющих на формирование микроструктуры сплава, важнейшие ее особенности можно предсказать, используя диаграмму состояния, так как именно она дает сведения о характере фазовых превращений и их последовательности при нагревании и охлаждении сплава. Вместе с тем следует помнить, что диаграмма состояния описывает фазовое состояние в равновесных условиях, а реальная структура сплава складывается в неравновесных условиях. Поэтому с помощью диаграмм состояния можно анализировать формирование структуры только в медленно охлажденных или отожженных сплавах, в которых отклонения от фазовых равновесий невелики.

4.2.1. Сплавы – твердые растворы

Закономерности формирования микроструктуры однофазного сплава – твердого раствора в условиях равновесной кристаллизации проанализируем, используя диаграмму состояния двойной системы с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях (рис. 4.1).

В сплаве X в интервале кристаллизации $T_1 - T_2$ из жидкого раствора, состав которого изменяется по линии ликвидуса от точки 1 до точки $2'$, выделяются кристаллы α -раствора, состав которых изменяется по линии солидуса от точки $1'$ до точки 2 :



При охлаждении от температуры солидуса T_2 до комнатной в сплаве не происходит никаких фазовых превращений.

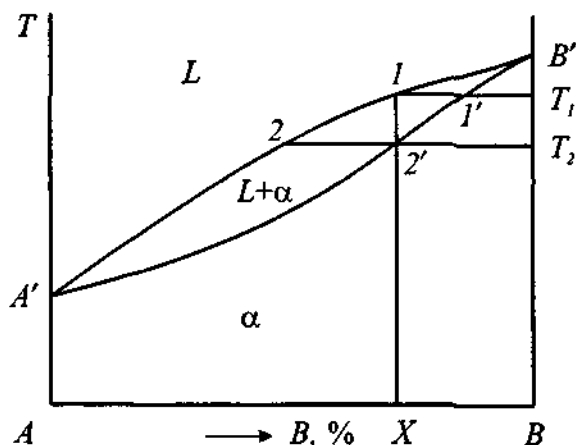


Рис. 4.1. Диаграмма состояния двойной системы с неограниченной растворимостью компонентов

После равновесной кристаллизации структура сплава X состоит из кристаллов твердого раствора α , химический состав которых одинаков с составом сплава (рис. 4.2). Зерна (кристаллы) под микроскопом могут иметь неодинаковый цвет (более темный или более светлый), так как в сечение шлифа попадают различные кристаллографические плоскости поразному ориентированных в пространстве кристаллов.



Рис. 4.2. Типичная структура однофазного сплава

Качественно аналогичную структуру имеют все однофазные сплавы, а также чистые компоненты. Поэтому по структуре однофазного материала после равновесной кристаллизации нельзя определить, что это: сплав-раствор или чистый металл. Форма и размеры зерен не являются специфическими для того или иного сплава, а зависят от условий кристаллизации.

4.2.2. Сплавы двойных систем эвтектического типа

Кристаллизация граничных α - и β -растворов в сплавах системы, показанной на рис. 4.3, состав которых находится в интервалах концентраций $A - c$ и $d - B$, протекает так же, как и в сплавах системы с неограниченной растворимостью компонентов в жидком и твердом состояниях на рис. 4.1. Эти сплавы однофазны, поэтому их структура аналогична структуре, представленной на рис. 4.2.

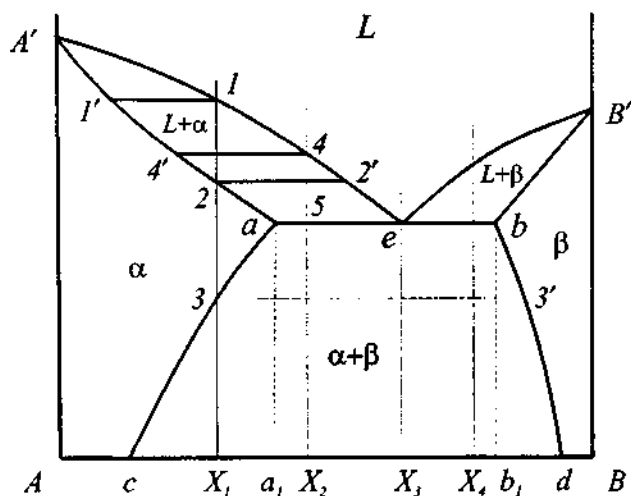
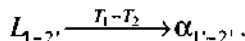


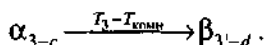
Рис. 4.3. Диаграмма состояния двойной системы эвтектического типа

Сплавы, состав которых находится в интервалах концентраций ca_1 и b_1d , не претерпевают эвтектического превращения, но в них происходят процессы выделения фаз из твердого раствора. Рассмотрим процессы фазовых превращений на примере сплава X_1 . В интервале температур $T_1 - T_2$ в сплаве X_1 первично кристаллизуется граничный α -раствор:



При охлаждении от температуры T_2 до температуры T_3 в нем не протекают никакие фазовые превращения и его состав одинаков с составом сплава X_1 . Когда понижающаяся температура сплава достигает сольвуса ac , граничный α -раствор состава точки 3 становится насыщенным относительно граничного твердого раствора β состава

точки 3'. Поэтому при дальнейшем понижении температуры от T_3 до комнатной из α -кристаллов, изменяющих свой состав по линии 3с, выделяются вторичные кристаллы β -фазы, состав которых будет изменяться по кривой 3'd:



При комнатной температуре кристаллы α -фазы состава точки с находятся в равновесии с кристаллами β состава точки d. Доля α -фазы по правилу рычага измеряется отношением отрезков $X_1 d / c d$, а доля β -фазы – отношением отрезков $c X_1 / c d$.

Схема формирования структуры сплава X_1 при охлаждении представлена на рис. 4.4. Под микроскопом в структуре сплава X_1 можно увидеть кристаллы двух видов: первичные кристаллы α -раствора (основа сплава) и вторичные β -кристаллы. Вторичные выделения могут образовываться и по границам, и внутри зерен исходной α -фазы. Наиболее часто вторичные выделения имеют пластинчатую или иглообразную форму, причем они несравненно мельче матричной α -фазы и ориентированы внутри каждого α -зерна в определенном кристаллографическом направлении. Возможно также выделение вторичных кристаллов внутри и по границам первичных зерен в виде равноосных частиц, а также по границам зерен в виде тонких прослоек.

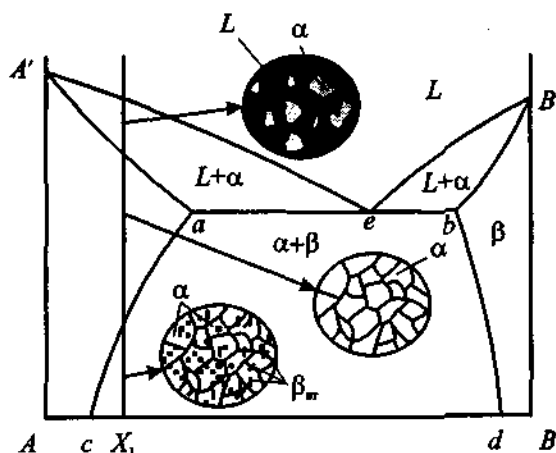
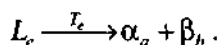


Рис. 4.4. Стадии формирования структуры сплава X_1 при охлаждении

В сплаве X_1 имеются две структурные составляющие: первичные кристаллы α -фазы и вторичные кристаллы β . Под структурной со-

ставляющей в металлографии подразумевают часть сплава (однофазную или многофазную), имеющую на шлифе характерное и однообразное строение. Для сплава X_1 понятия «структурная составляющая» и «фаза» совпадают, поскольку каждая из его структурных составляющих – это одновременно α - или β -фаза.

В сплаве X_3 эвтектического состава из жидкого раствора одновременно кристаллизуются две фазы:



Эта смесь двух фаз называется *эвтектикой*. Кроме пластинчатой (рис. 4.5), эвтектика может иметь зернистое или скелетное строение. При небольшом увеличении видно, что эвтектика растет из отдельных центров в виде колоний. В большинстве систем каждая эвтектическая колония представляет собой бикристалл, состоящий из двух сильно разветвленных дендритов разных фаз. С ускорением кристаллизации толщина ветвей дендритов и расстояние между ними уменьшаются и внутреннее строение эвтектической колонии получается более дисперсным.

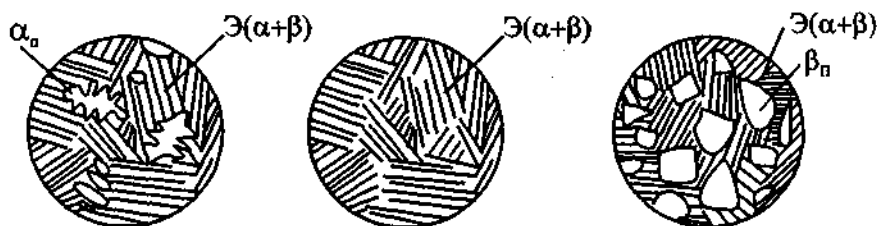
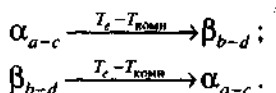


Рис. 4.5. Типичные микроструктуры двойных сплавов с эвтектикой

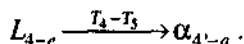
При охлаждении сплава X_2 от эвтектической температуры до комнатной α - и β -фазы изменяют свой состав по линиям сольвуса ac и bd соответственно. Следовательно, в этом интервале температур идут два процесса выделения:



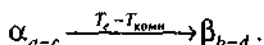
Внутри фаз эвтектического происхождения вторичные выделения чаще всего нельзя обнаружить даже при сильном изменении растворимости в твердом состоянии. Объясняется это тем, что вытекающее из диаграммы состояния изменение соотношения фаз α и β может

происходить не путем выделения одной фазы внутри другой, а при наличии большого числа межфазных α/β -границ в эвтектике в результате перемещения этих границ в сторону фазы, объем которой уменьшается.

В доэвтектическом сплаве X_2 (см. рис. 4.1) вначале идет процесс первичной кристаллизации:



При достижении температуры T_5 из жидкости состава точки e выделяется эвтектическая смесь кристаллов $\alpha_a + \beta_b$. По окончании кристаллизации структура сплава X_2 состоит из первичных кристаллов α_a и эвтектики ($\alpha + \beta$). Доля первичных кристаллов определяется отношением отрезков Se/ae , а доля эвтектики – отношением $5a/ae$. Во время охлаждения до комнатной температуры в сплаве X_2 проходит реакция



Микроструктура сплава X_2 при комнатной температуре состоит из трех структурных составляющих (см. рис. 4.5, а): первичные α -кристаллы, эвтектика ($\alpha + \beta$) и вторичные выделения β -фазы внутри первичных кристаллов. Чем ближе сплав по составу к эвтектической точке, тем большую его долю составляет эвтектика.

Первичные кристаллы могут иметь округлые и ограненные формы. Твердые растворы на основе типичных металлов кристаллизуются в виде дендритов с округлыми ветвями (см. рис 4.5, а). Полупроводники (кремний, германий), полуметаллы (висмут, сурьма), многие химические соединения (например, карбиды) кристаллизуются в ограненной форме компактных многогранников (см. рис. 4.5, в) – такую структуру может иметь после охлаждения до комнатной температуры сплав X_4). Видимые на шлифе сечения ветвей дендрита называют *дендритными ячейками*. С ускорением охлаждения разветвленность дендрита возрастает, его ветви становятся тоньше и размер дендритных ячеек на шлифе уменьшается.

Если в сплаве при кристаллизации очень мало эвтектической жидкости, то на микрошлифе обычно нельзя обнаружить типичного эвтектического строения. Одна из фаз эвтектики отлагается на поверхности первичных кристаллов той же фазы, сливаясь с ними. Можно сказать, что эвтектика структурно вырождается в одну фазу. Образовавшиеся таким путем участки β -фазы по границам первичных α -кристаллов называют *вырожденной эвтектикой*.

4.2.3. Особенности металлографического анализа сплавов системы эвтектического типа

Для того чтобы получить правильное представление о микроструктуре того или иного сплава необходимо прежде всего правильно приготовить шлиф (см. лабораторную работу 1).

Металлографический анализ многих сплавов, относящихся к системам эвтектического типа (например, силуминов), требует использования нескольких способов приготовления и просмотра шлифа. Общий характер микроструктуры (в частности, размеры и распределение первичных кристаллов и эвтектических колоний) обычно выявляют в световом микроскопе на механически полированных шлифах (обычно после травления). Детали структуры (в частности, строение эвтектики) лучше выявлять на шлифах, полученных электролитической полировкой (обычно без травления). Однако следует иметь в виду, что ограниченная разрешающая способность светового микроскопа не позволяет надежно выявлять элементы структуры размером менее $\sim 0,5$ мкм. Кроме того, малая глубина резкости светового микроскопа затрудняет просмотр шлифов, полученных электролитической полировкой. В связи с этим для металлографического анализа структуры, имеющей субмикронные элементы, целесообразно смотреть шлифы в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ). Это дает возможность не только наблюдать мелкие детали (как минимум до 50 нм), но и проводить идентификацию фаз по контрасту (чем больше тяжелых элементов в фазе, тем она светлее).

Специфика металлографического анализа силуминов состоит в том, что для получения полной картины необходимо использовать несколько методов, что отражено в табл. 4.1. В частности, для изучения морфологии кремниевой эвтектики (особенно тонкодифференцированной) предпочтительно просматривать электролитически полированные шлифы в сканирующем микроскопе в режиме вторичных электронов (см. рис. 1.8, а). Такой метод позволяет выявить пространственное строение кристаллов кремниевой фазы при четком контрасте: светлые кристаллы (Si) на темном фоне (Al).

Таблица 4.1

**Сравнительная характеристика разных методов
металлографического анализа сплуминов**

№ п/п	Параметры метода		Достоинства	Недостатки
	Шлиф	Микроскоп		
1	МП	СМ	Видно строение фазы (Si), легко выявляются самые крупные включения (их морфология и распределение)	Не выявляется трехмерное строение эвтектики (Al) + (Si), трудно идентифицировать другие фазы
2	МПТ	СМ	Видно строение фазы (Si), с некоторыми допущениями можно идентифицировать другие фазы	Цвет фаз сильно зависит от режима травления (идентификация недостаточно надежна)
3	ЭП	СМ	Немного выявляется трехмерное строение эвтектики (Al) + (Si)	Из-за малой глубины резкости невозможно наблюдать все поле
4	МП	СЭМ (о.э.)	Четко выявляются все фазы, кроме (Si)	Не видна кремниевая фаза
5	ЭП	СЭМ (в.э.)	Четко выявляется трехмерное строение эвтектики (Al) + (Si)	Плохо видны другие фазы
6	ЭП	СЭМ (о.э.)	Позволяет одновременно наблюдать (Si) и другие фазы	Теряется возможность выявлять трехмерное строение эвтектики, искажается фазовый контраст (кроме атомного номера влияет топография, поскольку фазы полируются по-разному)

Примечание. ОМ – оптическая (световая) микроскопия, СЭМ – сканирующая микроскопия (в.э. – вторичные электронные, о.э. – отраженные электроны), МП – механическая полировка, МПТ – механическая полировка + травление, ЭП – электролитическая полировка.

В то же время при данном методе практически не видны остальные фазы. Для выявления последних лучше использовать механически полированные нетравленные шлифы и смотреть их в режиме отраженных электронов (СЭМ). Кремниевая фаза при этом методе почти не видна (так как атомные номера алюминия и кремния близки), а включения других фаз более или менее заметно различаются по контрасту. С учетом морфологии (игольчатая, скелетная, в виде прожилок и т.д.) такой способ идентификации фаз достаточно надежен.

Следует отметить, что объемные доли (Q_v , % объемн.) эвтектики и первичных кристаллов можно определить экспериментально, используя методы количественной металлографии (см. лабораторную работу 2). Что касается оценки значений Q_v вторичных выделений и фаз, входящих в состав дисперсных эвтектик, то в этом случае следует воспользоваться расчетными методиками, так как световая микроскопия из-за недостаточной разрешающей способности (см. лабораторную работу 1) не позволяет добиться удовлетворительной точности измерений. Для расчета значений Q_v необходимо знать плотности фаз (ρ , г/см³) и массовые доли (Q_m , % масс.), определяемые по диаграмме состояния с помощью правила рычага. Соответствующие расчетные формулы приведены ниже:

$$Q_{v\alpha} = 100 \% (Q_{m\alpha}/\rho_{\alpha}) / [(Q_{m\alpha}/\rho_{\alpha}) + (Q_{m2}/\rho_{\beta})];$$

$$Q_{v\beta} = 100\% (Q_{m\beta}/\rho_{\beta}) / [(Q_{m\alpha}/\rho_{\alpha}) + (Q_{m\beta}/\rho_{\beta})].$$

Чем больше фазы различаются по плотности, тем больше различаются между собой и значения массовых и объемных долей этих фаз. Поскольку кремний несколько легче алюминия (2,3 против 2,7 г/см³), то для кремниевой фазы значение Q_v будет больше, чем Q_m .

4.3. Порядок проведения работы

1. Просмотреть в световом микроскопе шлифы двойных α -латуней и алюминиевокремниевых сплавов с эвтектикой (силуминов) при различных увеличениях и схематично зарисовать их микроструктуру при оптимальных увеличениях.

2. На компьютере просмотреть микроструктуры силуминов, полученные в сканирующем электронном микроскопе.

3. С использованием двойных диаграмм Cu–Zn (рис. 4.6, а) и Al–Si (рис. 4.6, б) проанализировать процесс формирования структуры в данных сплавах.

4. С использованием правила рычага оценить относительные весовые количества фаз и структурных составляющих в силуминах. Оценить объемную долю кремниевой фазы в эвтектике (Al) + (Si).

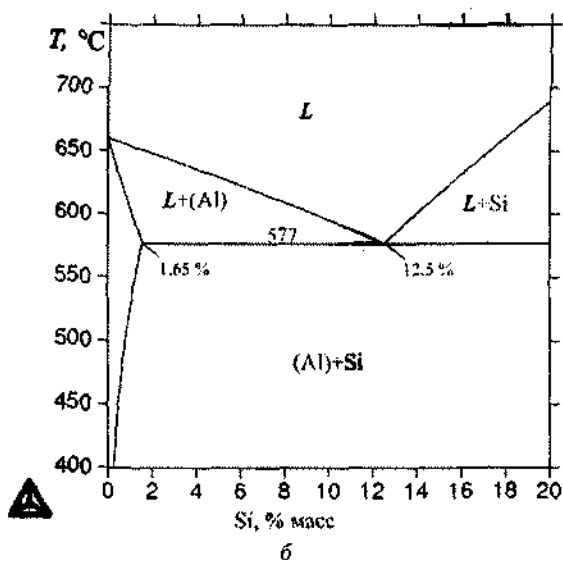
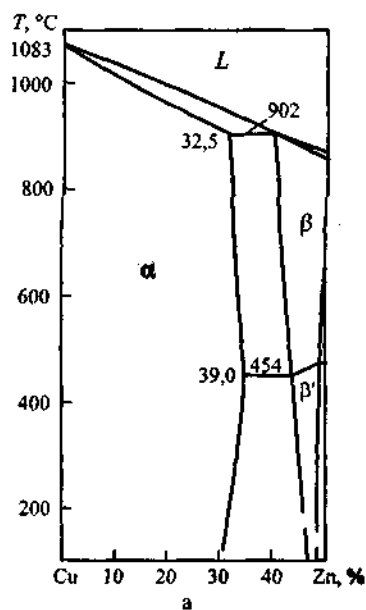


Рис. 4.6. Диаграммы состояния двойных систем: а – Cu-Zn; б – Al-Si.

4.4. Требования к отчету

1. Привести зарисовки микроструктур двойных α -латуней и алюминиекремниевых сплавов с эвтектикой (силуминов) при оптимальных увеличениях, указав фазы, структурные составляющие и масштабные маркеры.

2. На двойных диаграммах Cu – Zn (см. рис. 4.6, а) и Al–Si (рис. 4.6, б) нанести фигуративные прямые данных сплавов, а рядом нарисовать кривые охлаждения, указав все реакции.

3. Привести результаты оценки относительных весовых количеств фаз и структурных составляющих в силуминах.

4. Привести результат расчета объемной доли кремниевой фазы в эвтектике (Al) + (Si).

Литература

Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. *Металловедение, термообработка и рентгенография*. М.: МИСИС, 1994. С. 59–62, 66–72, 74–78, 80–84.

Контрольные вопросы

1. Опишите процесс первичной кристаллизации в сплавах – твердых растворах.

2. Какова микроструктура однофазного сплава после равновесной кристаллизации?

3. Что такое эвтектика, какое строение она имеет?

4. Как определить долю эвтектики и первичных кристаллов по диаграмме состояния?

5. Какие структурные составляющие имеют до- и заэвтектические сплавы?

6. Какую структуру может иметь сплав, в котором мало эвтектической жидкости?

7. Можно ли по микроструктуре однофазного сплава определить его химический состав?

8. Можно ли по микроструктуре доэвтектического сплава определить его химический состав?

9. В каких случаях следует просматривать шлиф в сканирующем электронном микроскопе?

10. Что надо знать для расчета объемной доли фазы в данном сплаве?

11. Что такое дендритная ячейка?
12. Какую морфологию могут иметь первичные кристаллы?
13. Какая фаза первично кристаллизуется в сплаве Al-17 % Si?
14. Можно ли отличить по структуре сплавы: Cu-4 % Zn и Cu-14 % Zn?
15. В каком сплаве больше эвтектики: Al-16 % Si или Al-26 % Si?
16. Сколько критических точек содержит кривая охлаждения сплава Al-1 % Si?
17. При какой температуре должна закончиться кристаллизация сплава Cu-30 % Zn?
18. Оцените состав первой капли жидкости в момент начала плавления сплава Al-2 % Si?

Лабораторная работа 5

МИКРОСТРУКТУРА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

(2 часа)

5.1. Цель работы

Получение навыков металлографического анализа углеродистых сталей и определения марки углеродистой стали по структуре.

5.2. Теоретическое введение

5.2.1. Фазы в системе железо – цементит

На диаграмме состояния системы железо – цементит (рис. 5.1) стали находятся левее точки E (2,14 % C). При температуре ниже 727 °C все отожженные углеродистые стали состоят из двух фаз – феррита и цементита.

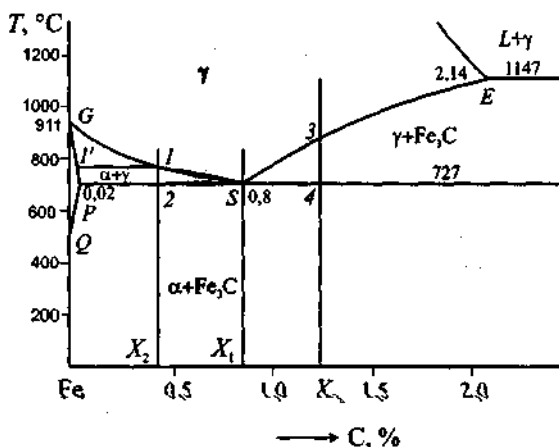


Рис. 5.1. Фрагмент диаграммы состояния железо – цементит

Феррит – это твердый раствор внедрения углерода в α -Fe с объемноцентрированной кубической решеткой. Предельная растворимость углерода в α -Fe составляет 0,02 % C (точка P).

Цементит – это карбид железа Fe_3C с ромбической решеткой. Он содержит 6,67 % C.

При температуре выше линии GSE стабильной фазой является *аустенит* – раствор внедрения углерода в γ -Fe с гранецентрированной кубической решеткой. Предельная растворимость углерода в γ -Fe 2,14 % C (точка E).

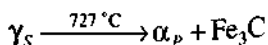
Во всех сталях правее точки P при небольшом переохлаждении до температур ниже 727 °C происходит эвтектоидный распад аустенита состава точки S (0,8 % C) на феррито-цементитную смесь. Микроструктура медленно охлажденных сталей складывается в результате тех превращений, которые претерпевает аустенит. По составу и микроструктуре углеродистые стали подразделяют на доэвтектоидные (менее 0,8 % C), эвтектоидные (0,8 % C) и заэвтектоидные (0,8...2,14 % C).

Для выявления микроструктуры сталей чаще всего используют раствор 1...5 % HNO_3 в спирте.

5.2.2. Эвтектоидная сталь

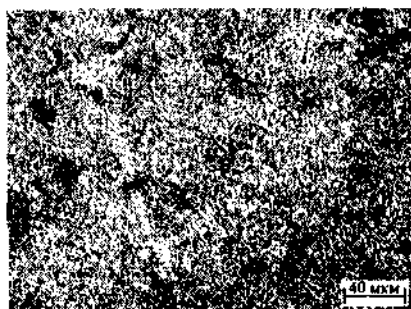
Рассмотрим, используя диаграмму состояния системы железо – цементит, формирование структуры эвтектоидной стали (сплав X_1 на рис. 5.1) при охлаждении из однофазной аустенитной области (см. также рис. 4.2 в лабораторной работе 4).

Выше температуры 727 °C эвтектоидная сталь состоит из зерен ненасыщенного аустенита. При достижении температуры 727 °C аустенит состава точки S (0,8 % C) становится насыщенным одновременно и по отношению к ферриту, и по отношению к цементиту Fe_3C (6,67 % C). При переохлаждении ниже температуры точки S по реакции

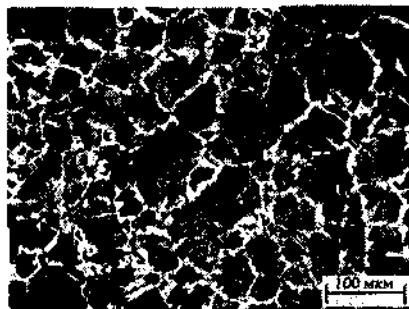


образуется эвтектоид, состоящий из смеси феррита и цементита. Из-за того что после травления поверхность шлифа приобретает перламутровый оттенок, феррито-цементитный эвтектоид называют *перлитом*. Доля цементита в эвтектоидной смеси по правилу рычага составляет 12 %.

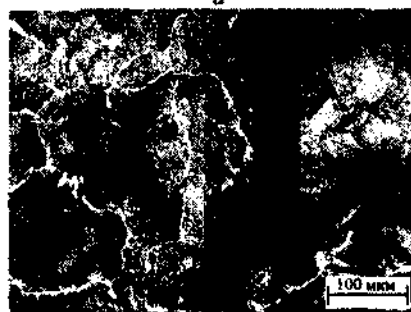
Эвтектоид зарождается на границах зерен аустенита в виде колоний с пластинчатым строением. Пластины феррита (более широкие) и цементита (более узкие) растут вглубь аустенитного зерна совместно. По окончании полного распада аустенита в эвтектоидной стали образуются перлитные колонии различной ориентации (рис. 5.2, а).



a



б



в

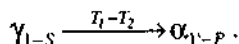
Рис. 5.2. Микроструктуры эвтектоидной (*a*), доэвтектоидной (*б*) и заэвтектоидной (*в*) стали, СМ

Ниже температуры 727°C в стали X_1 происходит выделение цементита из феррита из-за уменьшения растворимости углерода по линии PQ (см. рис. 5.1). Такой цементит называют *третичным* в отличие от *первичного цементита*, кристаллизующегося из расплава по линии CD и в отличие от *вторичного цементита*, выделяющегося по линии ES .

Максимальное количество (доля) третичного цементита составляет всего около 0,3 %. Поэтому в структуре всех сталей третичный цементит не виден. При комнатной температуре эвтектоидная сталь (X_1) состоит из одной структурной составляющей – перлита (см. рис. 5.2, *a*).

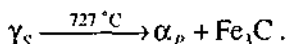
5.2.3. Доэвтектоидные стали

Рассмотрим структурообразование доэвтектоидной стали на примере сплава X_2 (см. рис. 5.1). Выше линии GS аустенит является насыщенным раствором углерода в $\gamma\text{-Fe}$. При охлаждении стали X_2 аустенит состава точки I становится насыщенным по отношению к ферриту состава точки I' и при переохлаждении ниже этой температуры происходит полиморфное превращение:



Суть этого превращения заключается в изменении типа кристаллической решетки $\gamma(\text{гнк}) \rightarrow \alpha(\text{ошк})$.

По окончании полиморфного превращения состав аустенита определяется точкой S (0,8 % С), и в стали X_2 при температуре ниже 727 °С происходит эвтектоидное превращение

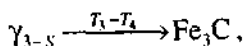


Таким образом, при комнатной температуре структура доэвтектоидной стали состоит из двух структурных составляющих – избыточного феррита и перлита (рис. 5.2, б). Чем больше углерода в доэвтектоидной стали, тем меньше в ее структуре избыточного феррита.

Доля избыточного феррита – 100 % в точке P и 0 % в точке S . Избыточный феррит зарождается как на границах аустенитных зерен, так и внутри них в виде равноосных или слегка вытянутых кристаллов с искривленными границами. После травления 1...5 %-ным раствором HNO_3 в спирте избыточный феррит светлый, а перлит – темный.

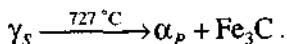
5.2.4. Заэвтектоидные стали

Процессы структурообразования рассмотрим на примере стали X_3 (см. рис. 5.1). При охлаждении этой стали из аустенитной области по достижении температуры точки J на линии ES аустенит становится насыщенным по отношению к цементиту и при некотором переохлаждении происходит образование вторичного цементита:



который при медленном охлаждении выделяется в виде тонкой сетки по границам аустенитных зерен.

При переохлаждении аустенита до температур ниже 727 °С (так же, как и в сталях X_1 и X_2) происходит эвтектоидный распад аустенита с образованием перлита:



В результате в структуре заэвтектоидных сталей при комнатной температуре имеем две структурные составляющие: вторичный цементит (светлая сетка) и перлит (темные участки) (см. рис. 5.2, в).

Чем больше углерода в заэвтектоидной стали, тем больше в ней вторичного цементита. Относительная доля вторичного цементита в заэвтектоидных сталях может изменяться в узких пределах: от 0 % (сталь состава точки *S*) до 20 % (сталь состава точки *E*). Максимально возможная доля вторичного цементита вытекает из расчета по правилу рычага:

$$(2,14 - 0,8)/(6,7 - 0,8) \approx 0,2 \text{ (20 \%)}.$$

В связи с тем что перлит присутствует как в доэвтектоидной, так и в заэвтектоидной стали, отличить при микроанализе одну сталь от другой можно только по избыточным выделениям: если в структуре находится избыточный феррит, то сталь доэвтектоидная, а если вторичный цементит, то сталь заэвтектоидная.

Сложность состоит в том, что при травлении азотной кислотой избыточный феррит и цементит имеют светлый оттенок. Отличить одну структурную составляющую от другой можно следующим образом.

Если в отожженной стали наряду с темным перлитом обнаруживается светлая составляющая, занимающая более 20 % площади шлифа, видимого в микроскоп, то эта светлая составляющая является избыточным ферритом, и сталь, следовательно, доэвтектоидная. Это вытекает из того, что относительная доля вторичного цементита не может превышать 20 %.

Если светлая избыточная фаза занимает 20 % площади шлифа, протравленного азотной кислотой, то при наличии некоторого опыта можно отличить вторичный цементит от избыточного феррита по форме и оттенку выделений. Сетка избыточного феррита после отжига составлена из отдельных частиц, в то время как вторичный цементит на шлифе выявляется в виде почти непрерывной сетки. Сетка из вторичного цементита выступает на поверхности, так как твердый цементит после полировки слегка возвышается над более мягким и сильнее отполированным перлитом. Вторичный цементит может выделяться из аустенита также в виде изолированных игл как по границам, так и внутри колоний перлита. Наконец, цементит кажется под микроскопом более светлым по сравнению с ферритом.

5.2.5. Металлографическое определение содержания углерода в отожженных сталях

Если углеродистая сталь хорошо отожжена, т.е. приведена в равновесное состояние, то микроструктурным анализом можно оценить содержание в ней углерода. Такие оценки выполняют только для доэвтектоидных сталей, так как в заэвтектоидных сталях значительное изменение концентрации приводит к незначительному изменению структуры.

Углерод в доэвтектоидной стали распределен между избыточным ферритом и перлитом. В феррите содержатся сотые доли процента углерода, которыми можно пренебречь и считать, что практически весь углерод в доэвтектоидной стали находится в перлите. В чистом перлите содержится 0,8 % С. В доэвтектоидной стали на перлит приходится только часть сплава, и содержание углерода (в процентах по массе) пропорционально площади шлифа, занимаемой перлитом. Эта пропорция вытекает из примерного равенства плотностей феррита и перлита; в противном случае по микроструктуре можно было бы судить только об объемных соотношениях.

Содержание углерода в доэвтектоидной стали определяют по формуле

$$X_C = 0,8F/100, \quad (5.1)$$

где F – площадь шлифа, занятая перлитом, %.

Эту площадь чаще всего оценивают на глаз. Такой метод может показаться слишком грубым, в действительности же он дает хорошие результаты. Если абсолютная ошибка в оценке площади, занимаемой перлитом, составляет 10 %, то абсолютная ошибка в определении содержания углерода составляет всего 0,08 %.

5.2.6. Стандартные марки углеродистых сталей

Конструкционные стали обыкновенного качества (ГОСТ 380–88) маркируют буквами Ст и цифрой от 0 до 6, которой соответствует следующее содержание углерода:

Марка стали...	Ст1	Ст2	Ст3	Ст4	Ст5	Ст6
С, % ...	0,06...0,12	0,09...0,15	0,14...0,22	0,18...0,27	0,28...0,37	0,38...0,49

В конце марки добавляют буквы кп, пс и сп, которые обозначают кипящую, полуспокойную и спокойную сталь, что определяет содержание кремния (до 0,3 %). Концентрация марганца в разных марках составляет от 0,25 до 0,8 %. При переходе от марки Ст1 к марке Ст6 временное сопротивление возрастает от 300 до 600 МПа, а пластичность снижается. Стали этой группы широко используют для производства различных деформированных полуфабрикатов: листов, прутков, труб и т.д.

Качественные стали (ГОСТ 1050–74) маркируют двумя цифрами, которые указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента:

Марка стали...	08	10	15	20	30	40	50	60
	0,05...	0,07...	0,12...	0,17...	0,27...	0,37...	0,47...	0,57...
C, % ...	0,12	0,14	0,19	0,24	0,35	0,45	0,55	0,65

Концентрация марганца в этих сталях составляет 0,35...0,8 %, а кремния – менее 0,3 %. Механические свойства качественных сталей выше, чем у сталей обыкновенного качества, что обуславливает их применение для деталей более ответственного назначения (коленчатых валов, зубчатых колес, рессор и т.д.).

Инструментальные углеродистые стали (ГОСТ 1435–74) маркируют буквой У и цифрой, указывающей среднее содержание углерода в десятых долях процента:

Марка стали...	У7	У8	У9	У10	У11	У12	У13
C, % ...	0,66...	0,75...	0,85...	0,95...	1,05...	1,15...	1,25...
	0,73	0,84	0,94	1,04	1,14	1,24	1,35

Концентрация примесей составляет, %: Mn < 0,3 %, Si < 0,3, S < 0,028, P < 0,03. Углеродистые стали обладают высокой твердостью и износостойкостью, поэтому их используют для изготовления режущего инструмента.

Структура всех рассмотренных сталей в отожженном состоянии определяется концентрацией углерода и, следовательно, может быть проанализирована по диаграмме железо–цементит, как было показано в п. 5.2.1. Следует отметить, что внутренняя структура перлита может быть настолько дисперсной (такие разновидности называются сорбит и троостит), что световая микроскопия не позволяет выявить двухфазное строение. В этом случае целесообразно использовать СЭМ, приняв во внимание, что цементит выглядит темнее феррита (рис. 5.3), так как его средний атомный номер меньше (из-за наличия углерода).

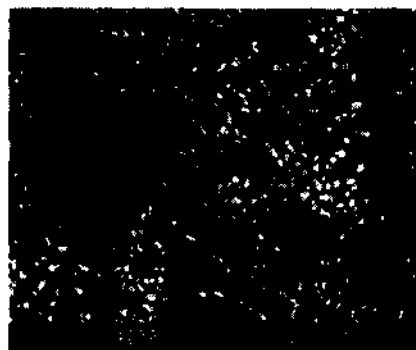


Рис. 5.3. Внутренняя структура сорбита, СЭМ:

a – отраженные электроны; *b* – вторичные электроны

5.3. Порядок проведения работы

1. Начертить участок диаграммы состояния железо–цементит с обозначениями фазовых областей.
2. Просмотреть набор приготовленных шлифов углеродистых сталей при увеличении 250...500.
3. Шлиф эвтектоидной стали для выявления строения перлита просмотреть при увеличении не менее 500.
4. По микроструктуре доэвтектоидной стали определить содержание углерода.
5. Используя атлас микроструктур (в виде альбома или в электронной форме на компьютере), схематично зарисовать изученные микроструктуры чугунов.

5.4. Требования к отчету

1. Представить зарисовки микроструктуры всех сталей с указанием увеличения микроскопа. Под каждой структурой дать соответствующую подпись (доэвтектоидная, эвтектоидная или заэвтектоидная сталь), стрелками указать структурные составляющие.
2. Для образца доэвтектоидной стали привести расчет определения содержания углерода по микроструктуре.

Литература

Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСИС, 1994. С. 109–125.

Контрольные вопросы

1. Какие сплавы относятся к сталям?
2. Как классифицируют углеродистые стали?
3. Какова предельная растворимость углерода в α -Fe и γ -Fe?
4. Какой процесс протекает в сталях при переохлаждении аустенита ниже температуры 727 °C?
5. Что такое перлит?
6. Сколько углерода содержит эвтектоидная сталь ?
7. Какие структурные составляющие имеет доэвтектоидная сталь?
8. Какие структурные составляющие имеет заэвтектоидная сталь?
9. Как по микроструктуре отличить доэвтектоидную сталь от заэвтектоидной?
10. По какой формуле, используя микроструктуру, определяют содержание углерода в отожженной углеродистой стали?
11. В каких пределах может изменяться количество избыточного феррита в доэвтектоидных сталях разного состава?
12. Какое максимальное количество избыточного цемента может быть в заэвтектоидных сталях?
13. Как обозначают качественные и инструментальные стали?
14. До какой температуры надо нагреть сталь У12, чтобы полностью исчез цементит?
15. До какой температуры надо нагреть сталь 45, чтобы полностью исчез цементит?
16. Как оценить количество перлита в стали У13?

Лабораторная работа 6

МИКРОСТРУКТУРА БЕЛЫХ И СЕРЫХ ЧУГУНОВ

(2 часа)

6.1. Цель работы

Получение навыков металлографического анализа белых и серых чугунов с использованием диаграмм состояния железо–цементит и железо–графит.

6.2. Теоретическое введение

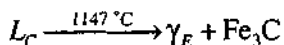
6.2.1. Белые чугуны

Белые чугуны на диаграмме состояния системы железо–цементит (метастабильный вариант диаграммы Fe–C) (рис. 6.1) находятся правее точки *E* (2,14 % C). В них, в отличие от сталей, обязательно кристаллизуется эвтектика аустенит–цементит, называемая *ледебуритом*. В отличие от серых чугунов, содержащих структурно свободный углерод – графит (см. ниже), в белых чугунах углерод, не вошедший в твердый раствор на основе железа, образует с железом карбид Fe₃C (цементит). Чугуны с таким фазовым составом имеют светлый излом и поэтому их называют белыми.

По химическому составу и структуре белые чугуны подразделяют на эвтектический, доэвтектические и заэвтектические чугуны.

С использованием диаграммы состояния системы железо–цементит проанализируем структурообразование эвтектического чугуна (сплав *X*₁ на рис. 6.1) при кристаллизации расплава и последующих фазовых превращениях в твердом состоянии.

Охлаждающийся жидкий раствор углерода в железе, содержащий 4,3 % C (точка *C*), при достижении эвтектической температуры (1147 °C) становится насыщенным одновременно и по отношению к аустениту состава точки *E* (2,14 % C) и по отношению к цементиту (6,67 % C). При переохлаждении ниже температуры точки *C* по реакции



кристаллизуется аустенито–цементитная эвтектика – ледебурит. Соотношение аустенита и цементита в ледебурите согласно правилу рычага составляет примерно 50:50.

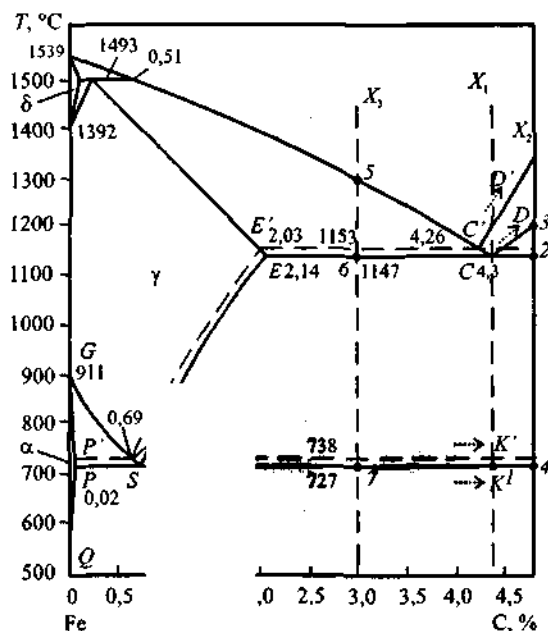


Рис. 6.1. Диаграмм
железо-цемен

я системы Fe-C (сплошные линии;
крпые линии: железо-графит)

Структура ледебурита обычно состоит из хорошо выраженных эвтектических колоний (рис. 6.2, а). Каждая эвтектическая колония в ледебурите – это двухфазный бикристалл, сросток двух разветвленных кристаллов цементита и аустенита. Каждая эвтектическая колония растет из одного центра.

По окончании затвердевания эвтектического белого чугуна X_1 (см. рис. 6.1) состав аустенита внутри ледебурита изменяется по линии ES, и из обедняющегося углеродом аустенита в интервале температур от точки C до точки I (от эвтектической температуры до эвтектоидной) выделяется вторичный цементит. Так как ветви аустенита внутри ледебуритных колоний весьма тонкие, то углерод успевает продиффундировать из центральной части ветви аустенита на ее границу с эвтектическим цементитом, и на этой границе выделяется весь вторичный цементит. В этом случае вторичный цементит сливается с эвтектическим цементитом, и как самостоятельная структурная составляющая он не виден. В редких случаях, например при ускоренном охлаждении, углерод не успевает продиффундировать из центральной части к периферии ветвей эвтектического аустенита, и

тогда можно увидеть тонкие светлые иглы (в пространстве – пластины) вторичного цементита внутри этих ветвей.

По достижении температуры точки I (727°C) аустенит в эвтектическом чугуна приобретает состав точки S ($0,8\% \text{ C}$) и становится насыщенным по отношению как к ферриту состава точки P ($0,02\% \text{ C}$), так и к цементиту. При переохлаждении ниже этой температуры происходит эвтектоидный распад с образованием смеси феррита и цементита, называемой *перлитом*. Теперь уже ледебурит состоит не из аустенита и цементита, а из перлита, образовавшегося на месте эвтектического аустенита, и цементита, который не претерпевает никаких превращений. Ледебурит по окончании эвтектической кристаллизации, состоящий из аустенита и цементита, можно условно обозначать как $L(\gamma + \text{Fe}_3\text{C})$. Ледебурит после эвтектоидного (перлитного) превращения называют превращенным. Он состоит из перлита и эвтектического цементита, причем сам перлит состоит из феррита и эвтектоидного цементита. *Превращенный ледебурит* можно обозначать как $L_{\text{пр}}[P(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{Fe}_3\text{C}]$.

Таким образом, при металлографическом анализе мы имеем дело только с превращенным ледебуритом. Двухфазное строение перлита в колониях превращенного ледебурита обычно при средних увеличениях не выявляется, и темные «включения» в превращенном ледебурите (см. рис. 6.2) выглядят как принадлежащие одной фазе, хотя в действительности они являются эвтектоидной смесью феррита и цементита: $P(\alpha + \text{Fe}_3\text{C})$.

Структурообразование заэвтектического белого чугуна, например сплава X_2 на рис. 6.1, отличается от рассмотренного выше структурообразования эвтектического чугуна только тем, что перед эвтектической кристаллизацией ледебурита при температурах ниже точки 2 протекает кристаллизация первичного цементита.

Первичный цементит кристаллизуется в форме пластин. Попадание пластины первичного цементита своей большой плоскостью в плоскость шлифа – это, чрезвычайно редкий случай. Произвольные сечения пластин первичного цементита на шлифе имеют вид узких светлых полос (рис. 6.2, б).

Поскольку базовой фазой ледебуритной колонии является цементит, то колонии ледебурита зарождаются на кристаллах первичного цементита: цементит эвтектической колонии является продолжением кристалла первичного цементита.

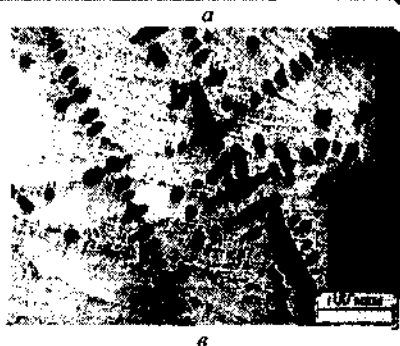
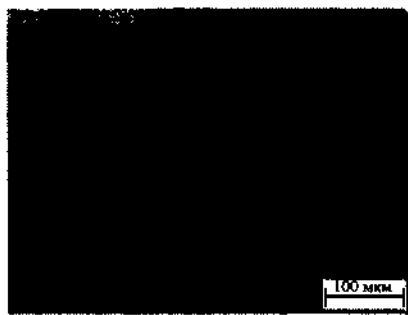
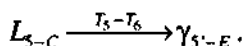


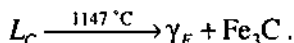
Рис. 6.2. Микроструктура
эвтектического (а), заэвтектического (б)
и доэвтектического (в) белого чугуна

После окончания эвтектической кристаллизации ледебурита $L(\gamma + \text{Fe}_3\text{C})$ при охлаждении в твердом состоянии происходят те же процессы фазовых превращений, что и в чисто эвтектическом белом чугуне. В интервале температур от точки 3 до точки 4 уменьшается содержание углерода в эвтектическом аустените по линии ES с выделением вторичного цементита, который чаще всего сливается с цементитом эвтектического происхождения. При переохлаждении ниже температуры точки 4 происходит эвтектоидный распад эвтектического аустенита с образованием перлита, двухфазное строение которого на шлифе обычно не выявляется. В результате всех рассмотренных процессов структурообразования заэвтектический белый чугун состоит из двух структурных составляющих: кристаллов первичного цементита C_1 и превращенного ледебурита $L_{пр}[F(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{Fe}_3\text{C}]$. Следует отметить, что первичный цементит, цементит эвтектического происхождения и цементит эвтектоидного происхождения – это одна и та же фаза одинакового химического состава (Fe_3C) и одинаковой структурой.

При охлаждении доэвтектического белого чугуна, например X_3 на рис. 6.1, жидкий раствор при температуре точки 5 становится насыщенным по отношению к аустениту и при переохлаждении ниже этой температуры происходит первичная кристаллизация аустенита:

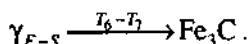


Первичный аустенит кристаллизуется в виде дендритов с округлыми ветвями. На рис. 6.2, в большие темные округлые участки — это дендритные ячейки, являющиеся сечениями ветвей дендритов первичного аустенита. После первичной кристаллизации аустенита происходит эвтектическая кристаллизация ледебурита:



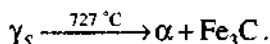
Колонии ледебурита зарождаются независимо от первичного аустенита, так как его кристаллы не являются базовой фазой для формирования этих колоний.

Строение колоний ледебурита в доэвтектическом чугуна качественно такое же, как и в эвтектическом. После окончания кристаллизации ледебурита аустенит (как первичный, так и эвтектического происхождения) при охлаждении чугуна в интервале температур от точки 6 до точки 7 изменяет свой состав по линии ES , выделяя вторичный цементит:



Вторичный цементит, выделяющийся из эвтектического аустенита, чаще всего сливается с цементитом эвтектического происхождения. Дендритные ветви первичного аустенита значительно толще дендритных ветвей эвтектического аустенита. В них углерод может не успеть продиффундировать на сравнительно большие расстояния, чтобы достигнуть границы первичный аустенит — эвтектический цементит. В этом случае вторичный цементит выделяется внутри первичного аустенита и его можно наблюдать в виде самостоятельной структурной составляющей.

По окончании выделения вторичного цементита внутри первичного аустенита и аустенита эвтектического происхождения происходит эвтектоидный распад:



Дендриты первичного аустенита, превратившиеся в перлит, сохраняют свои первоначальные очертания и поэтому соответствующую структурную составляющую называют *превращенным аустенитом*. Двухфазное строение превращенного аустенита на шлифе не всегда выявляется.

Таким образом, при комнатной температуре в доэвтектическом белом чугуна можно увидеть три структурные составляющие: первичный превращенный аустенит, вторичный цементит (часто не виден) и превращенный ледебурит.

В металлографической практике при описании структур белого чугуна при комнатной температуре вместо терминов «превращенный первичный аустенит» и «превращенный ледебурит», часто используют термины «первичный аустенит» и «ледебурит», подразумевая, что речь идет о превращенных структурных составляющих.

Следует заметить, что независимо от сочетания структурных составляющих как стали, так и белые чугуны при комнатной температуре состоят из одних и тех же двух фаз – феррита и цементита. В сталях цементит образуется только при превращениях в твердом состоянии (эвтектоидный распад аустенита, а также выделение вторичного цементита). В белых чугунах цементит всегда образуется при кристаллизации расплава (при эвтектической кристаллизации ледебурита, а также в виде первичных кристаллов в заэвтектических чугунах). Поскольку в белых чугунах цементита больше, чем в сталях, и к тому же кристаллы цементита, образовавшиеся из расплава, более грубые, чем образовавшиеся из аустенита, то белые чугуны отличаются большой хрупкостью.

6.2.2. Серые чугуны

Высокоуглеродистой фазой в чугунах может быть не только цементит, но и графит. Если в структуре чугуна содержится графит, то излом имеет серый цвет и такой чугун называют серым.

Цементит – метастабильная фаза, образование которой приводит систему в состояние с относительным минимумом энергии Гиббса. Графит – термодинамически стабильная фаза. Обе фазы могут образовываться из расплава и из аустенита. Для образования цементита требуется большее переохлаждение жидкого раствора или аустенита, чем для образования графита: на диаграмме состояния система сплошных линий метастабильных равновесий с участием цементита находится ниже системы пунктирных линий стабильных равновесий с участием графита (см. рис. 6.1). Если исходная фаза (жидкий раствор или аустенит) переохлаждена ниже соответствующей сплошной линии диаграммы состояния, то в принципе возможно образование и стабильной фазы (графита) и метастабильной фазы (цементита), но более вероятно образование цементита, так как его химический со-

став ближе к составу исходной фазы. Кроме того, кристаллическая структура цементита ближе к структуре аустенита. Если же исходная фаза переохлаждена ниже пунктирной линии, но выше соответствующей сплошной линии, то возможно образование только графита. Исходя из этого, проанализируем структурообразование в сером чугуна. Следует напомнить, что чем больше скорость охлаждения, тем выше степень переохлаждения.

Рассмотрим вначале структурообразование в доэвтектическом сером чугуна X_1 (см. рис. 6.1). Ниже температуры ликвидуса (точка 1) происходит первичная кристаллизация аустенита, и жидкий раствор обогащается углеродом, приобретая к концу первичной кристаллизации эвтектический состав. Если охлаждение достаточно медленное и эвтектический расплав переохлаждается до температур ниже точки 2, но выше точки 3, то образование аустенито-цементитной эвтектики (ледебурита) вообще невозможно и кристаллизуется аустенито-графитная эвтектика ($L \rightarrow \gamma + \Gamma$). Она не имеет особого наименования.

В обычном сером чугуна при медленном охлаждении во время кристаллизации графит очень слабо разветвляется. Он похож на крабовидное образование, а также на корабельный винт, лопасти которого имеют незакономерную форму. В сечении плоскости шлифа такие «лопасти» имеют вид изолированных чешуек, изогнутых пластинок, сужающихся на концах (рис. 6.3, а). Графит плохо полируется и, рассеивая свет, имеет темный оттенок на шлифе. Из-за слабого ветвления ведущей фазы – графита и, соответственно, грубого внутреннего строения аустенито-графитной колонии эвтектики не всегда можно различить на шлифе наличие колоний $\gamma + \Gamma$.

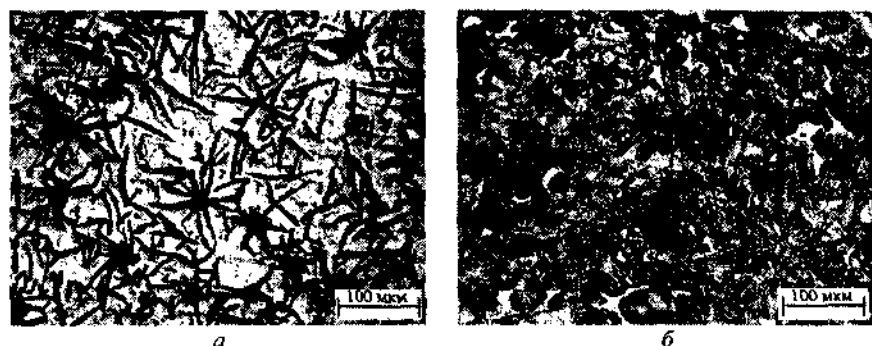


Рис. 6.3 Микроструктура серого чугуна на ферритной (а) и перлитной (б) основе

После окончания кристаллизации серый чугун состоит из двух фаз – аустенита и графита. При последующем достаточно медленном охлаждении состав аустенита (первичного и эвтектического) изменяется по линии ES' (см. рис. 6.1, б), и выделяется вторичный графит, который наслаивается на эвтектический графит, утолщая последний, но практически не изменяя его формы. Самостоятельную структурную составляющую вторичный графит не образует.

Заключительным превращением в сером чугуне является эвтектоидный распад аустенита. В зависимости от скорости охлаждения возможны три варианта этого распада и, соответственно, три типа структур серого чугуна.

Вариант первый – охлаждение медленное, и аустенит эвтектоидного или близкого к нему состава переохлаждается до температуры ниже точки 4, но выше точки 5. В этом случае распад аустенита по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ вообще невозможен и происходит распад по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \Gamma$. Графит эвтектоидного происхождения наслаивается на ранее образовавшийся эвтектический графит и поэтому колонии феррито-графитного эвтектоида не формируются. Феррит эвтектоидного происхождения образует самостоятельную структурную составляющую, являющуюся металлической основой серого чугуна. Если по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \Gamma$ распадается весь аустенит, то серый чугун состоит из двух структурных составляющих (рис. 6.3, а) – графита (темные изогнутые прожилки) и феррита (светлые зерна). Такой чугун называют ферритным, или *серым чугуном на ферритной основе*. Для выявления строения металлической основы серых чугунов используют тот же травитель, что и для сталей – слабый раствор HNO_3 в спирте.

Вариант второй – ускоренное охлаждение, и аустенит эвтектоидного или близкого к нему состава переохлаждается до температур ниже точки 5. При этих температурах эвтектоидный распад в принципе может происходить как по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$, так и по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \Gamma$. Но распад по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ происходит намного быстрее, и весь аустенит превращается в перлит ($\alpha + Fe_3C$) раньше, чем начнется распад по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \Gamma$. В результате серый чугун состоит из двух структурных составляющих – графита (эвтектического происхождения с наслаившимся на него вторичным графитом) и перлита (рис. 6.3, б). Такой чугун называют перлитным, или *серым чугуном на перлитной основе*.

Третий вариант по условиям охлаждения и структуре металлической основы является промежуточным между первым и вторым ва-

риантами. Чугун охлаждается быстрее, чем в первом варианте, но медленнее, чем во втором. При этом аустенит эвтектоидного или близкого к нему состава при переохлаждении ниже температуры точки 4 начинает распадаться по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \Gamma$. Образующийся эвтектоидный графит, как и в первом варианте, наслаивается на ранее образовавшийся графит, а эвтектоидный феррит образует самостоятельную структурную составляющую. Прежде чем распад по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \Gamma$ успеет пройти до конца, оставшийся непревращенным аустенит переохлаждается до температур ниже точки 5 и сравнительно быстро превращается в перлит по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$. В результате серый чугун состоит из трех структурных составляющих: графита (эвтектического происхождения с наслаившимся на него вторичным графитом), феррита и перлита. Такой чугун называют ферритоперлитным или *серым чугуном на ферритоперлитной основе*. Чем больше скорость охлаждения, тем большая доля аустенита превращается в перлит.

Если принимать во внимание только структурные признаки, то серый чугун можно рассматривать как металлическую основу из доэвтектоидной или эвтектоидной стали с включениями графита.

Серые чугуны обычно трудно подразделять при микроструктурном анализе на доэвтектические, эвтектический и заэвтектические чугуны. Такое подразделение производят по химическому анализу на содержание углерода.

6.3. Порядок проведения работы

1. Начертить участки диаграмм состояния железо–цементит и железо–графит с обозначениями фазовых областей.
2. Просмотреть набор приготовленных шлифов белых и серых чугунов при увеличении от 250 до 500.
3. Используя атлас микроструктур (в виде альбома или в электронной форме на компьютере), схематично зарисовать изученные микроструктуры чугунов.

6.4. Требования к отчету

1. Представить зарисовки микроструктуры всех чугунов с указанием увеличения микроскопа. Под каждой структурой дать соответствующую подпись, стрелками указать структурные составляющие.
2. Для образцов белых чугунов привести расчет определения содержания углерода по микроструктуре.

Литература

Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСИС, 1994. С. 109–125.

Контрольные вопросы

1. Из каких фаз состоит заэвтектический серый чугун?
2. Как отличить по микроструктуре заэвтектический белый чугун от доэвтектического?
3. Какие структурные составляющие можно увидеть в доэвтектическом белом чугуне при комнатной температуре?
4. Какие реакции протекают при формировании доэвтектического белого чугуна?
5. Что такое ледебурит?
6. Какие фазы присутствуют (при комнатной температуре) в структуре серого чугуна на феррито-перлитной основе?
7. По каким реакциям образуется цементит в заэвтектическом белом чугуне при охлаждении из жидкой области до комнатной температуры?
8. При какой температуре исчезнет феррит при нагреве эвтектического белого чугуна?
9. Почему объемная доля графитной фазы больше, чем ее массовая доля?
10. Как влияет скорость охлаждения на формирование структуры чугуна?
11. При какой температуре началось образование графитной фазы в сером чугуне с 3,5 % С?
12. Оцените состав первой капли жидкости в момент начала плавления серого чугуна с 5 % С.

Лабораторная работа 7

АНАЛИЗ ДИАГРАМ СОСТОЯНИЯ РЕАЛЬНЫХ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ С НОНВАРИАНТНЫМ ЭВТЕКТИЧЕСКИМ РАВНОВЕСИЕМ

(4 часа)

7.1 Цель работы

Получение навыков анализа реальных диаграмм состояния тройных систем с нонвариантным эвтектическим превращением и переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии (по крайней мере, в одной фазе).

7.2. Теоретическое введение

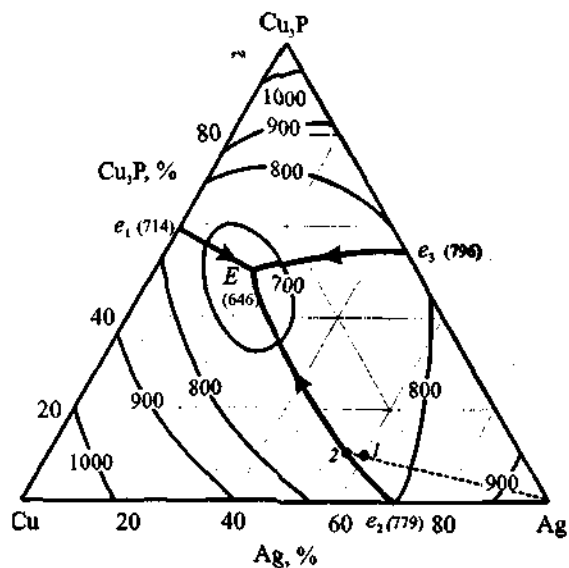
Нонвариантные эвтектические превращения встречаются во многих тройных системах. Именно по таким реакциям часто заканчивается кристаллизация. Температура тройной эвтектики (в общем случае самой многофазной в сплавах с большим числом компонентов) часто определяет литейные свойства и максимально возможную температуру нагрева фасонной отливки или слитка.

В качестве примера рассматривается диаграмма Cu-Ag-P в области $\text{Cu-Ag-Cu}_3\text{P}$ (рис. 7.1, а, б), в которой имеется только одна четырехфазная эвтектическая реакция при 646°C $\text{L} \rightarrow (\text{Cu}) + (\text{Ag}) + \text{Cu}_3\text{P}$ (точка E), где (Cu) и (Ag) – твердые растворы на основе меди и серебра соответственно. Эта реакция протекает во всех сплавах треугольника $a-b-c$ (рис. 7.1, а). Предельные растворимости в двойных системах при эвтектической температуре приведены в табл. 7.1. При комнатной температуре они незначительны ($< 0,2\%$). Соединение Cu_3P (14 % масс. P) имеет практически постоянный состав во всем температурном диапазоне и его можно рассматривать как квазикомпонент, а систему $\text{Ag-Cu}_3\text{P}$ как квазибинарную. На рис. 7.1 указаны количества соединения Cu_3P , а не фосфора.

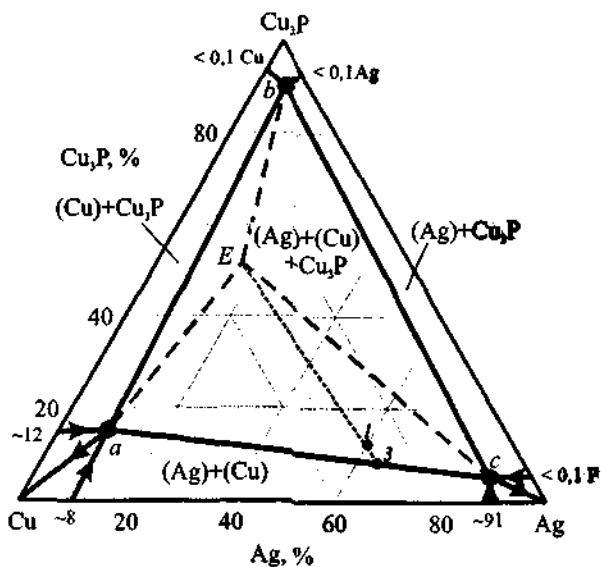
Таблица 7.1

Предельные растворимости в двойных системах Cu-Ag , Cu-P и Ag-P

Система	Предельные растворимости при эвтектической температуре, %	Предельные растворимости при 20°C , %
Cu-Ag	$\text{Ag в (Cu)} - 8$; $\text{Cu в (Ag)} - 8,8$	$\text{Ag в (Cu)} - < 0,1$; $\text{Cu в (Ag)} - 0,2$
Cu-P	$P в (Cu) - 1,75$	$P в (Cu) - < 0,6$
Ag-P	$P в (Ag) - < 0,1$	$P в (Ag) - < 0,1$



a



b

Рис. 7.1. Диаграмма Ag-Cu-P в области Ag-Cu-Cu₃P:
a – поверхность ликвидуса; б – поверхность солидуса

В сплаве $\text{Cu}-60\% \text{Ag}-10\% \text{Cu}_3\text{P}$ (кривая охлаждения показана на рис. 7.2) кристаллизация начинается с образования первичных кристаллов (Ag). Согласно положению фигуративной точки этого сплава (1 на рис. 7.1, а) количество первичных кристаллов должно быть небольшим (определяется отношением отрезков $1-2/\text{Ag}-2$). Состав жидкости меняется по линии $1-2$, точка 2 на политерме e_2-E отвечает началу протекания двойной эвтектической реакции $L \rightarrow (\text{Cu}) + (\text{Ag})$, которая завершается в точке E . Количество тройной эвтектики, кристаллизующейся при постоянной температуре (см. рис. 7.2) согласно рис. 7.1, б) определяется отношением отрезков $3-1/E-3$ (т.е. заведомо менее 10 %).

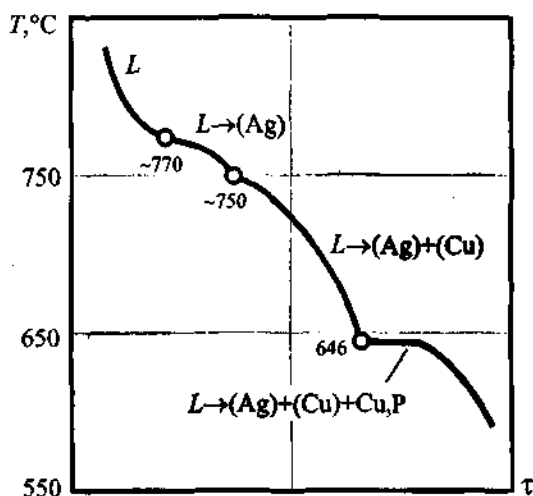


Рис. 7.2. Кривая охлаждения сплава $\text{Ag} - 30\% \text{Cu} - 10\% \text{Cu}_3\text{P}$

На примере системы с неинвариантной эвтектикой можно определить основные этапы построения изотермических и политермических сечений тройных диаграмм состояния с большим количеством фазовых областей. Они приведены в табл. 7.2 и 7.3.

Изотермическое сечение рассматриваемой диаграммы при 750°C приведено на рис. 7.3. При этой температуре все сплавы систем $\text{Cu}-\text{Ag}$ и $\text{Ag}-\text{Cu}_3\text{P}$ находятся в твердом состоянии, так как соответствующие эвтектики плавятся при большей температуре. Только в системе $\text{Cu}-\text{Cu}_3\text{P}$ имеется жидкая область (между точками 1 и 2). Из трех эвтектических политерм две (e_2-E и e_3-E) пересекаются плоскостью

разреза в точках 7 и 8 соответственно. Эти точки являются вершинами двух трехфазных областей $L+(Cu)+(Ag)$ и $L+(Ag)+Cu_3P$, а также граничными для жидкой области (1–2–7–8).

Размеры однофазных областей (в твердом состоянии) в основном определяются растворимостями в двойных системах (табл. 7.1). Наибольшей из них является область (Cu), поскольку растворимости фосфора и серебра в медном твердом растворе сравнительно велики. Область (Ag) представляет собой узкую полосу вдоль стороны Cu–Ag, что связано с низкой растворимостью P в (Ag). Область соединения Cu_3P можно рассматривать как точку. Двухфазные области $L+(Cu)$, $L+Cu_3P$, $L+(Ag)$ и $(Cu)+(Ag)$ располагаются между соответствующими однофазными областями. Крайние положения последних соответствуют сторонам конодных треугольников или конодам двойных систем. Например, в области $L+(Cu)$ крайними конодами являются отрезки 2–3 и 9–8 (см. рис. 7.3).

Таблица 7.2

**Основные этапы построения изотермических сечений
тройных диаграмм состояния**

Номер этапа	Действие
1	Определение граничных точек на сторонах треугольника, т.е. в двойных системах
2	Определение граничных точек на политермах (в частности, эвтектических и предельной растворимости)
3	Определение области жидкой фазы (если она имеется) с использованием граничных точек (пп.1–2)
4	Определение трехфазных областей, т.е. конодных треугольников (вершины находятся на политермах, см. п. 2)
5	Определение однофазных областей твердых растворов, которые прилегают к чистым компонентам или промежуточным соединениям (используются граничные точки на политермах солидуса и сольвуса, см. пп. 1–2)
6	Определение двухфазных областей, которые располагаются между однофазными и трехфазными, нанесение конод (граничные положения соответствуют сторонам конодных треугольников или конодам двойных систем)
7	Проверка правильности построения изотермического разреза: по линии фазовые области отличаются на одну фазу (т.е. граничат одно- и двухфазовые области или двух- и трехфазные), а в точке сходятся четыре области: однофазная, две двухфазные и трехфазная

Политермическое сечение диаграммы $\text{Ag}-\text{Cu}-\text{Cu}_3\text{P}$ при 30 % Cu_3P (рис. 7.4) показывает наличие двух поверхностей ликвидуса, которые начинаются от систем $\text{Cu}-\text{Cu}_3\text{P}$ и $\text{Ag}-\text{Cu}_3\text{P}$. Сплыв двойных сплавов отвечает температурам соответствующих двойных эвтектик. Большая часть разреза пересекает плоскость тройной эвтектики. Под горизонталью располагается трехфазная область $(\text{Ag})+(\text{Cu})+\text{Cu}_3\text{P}$, которая немного расширяется при понижении температуры. Однофазные области в твердом состоянии на данном разрезе отсутствуют, так как соответствующие поверхности солидуса не пересекаются.

Таблица 7.3

**Основные этапы построения политермических сечений
тройных диаграмм состояния**

Номер этапа	Действие
1	Определение граничных температур двойных сплавов разреза, в частности ликвидуса, солидуса и сольвуса
2	Определение граничных точек при пересечении плоскости разреза с поверхностями (в частности, ликвидуса, солидуса, сольвуса, линейчатыми поверхностями и плоскостями невариантных реакций), т.е. разделение разреза на элементарные диапазоны, внутри которых сплавы имеют качественно одинаковые кривые охлаждения
3	Определение линий ликвидуса (используются граничные точки на эвтектических политемах, а также ликвидус двойных сплавов, см. п. 2)
4	Нанесение горизонталей (в частности, эвтектических), определение точек на них и начального хода линий от этих точек (в общем случае их две)
5	Определение линий солидуса (используются граничные точки на политемах солидуса, а также солидус двойных сплавов, см. п. 2)
6	Определение промежуточных линий (в частности, начала кристаллизации двойных эвтектик). Для этого используются граничные точки, указанные в пп. 3–5, а также эвтектическая температура двойных сплавов
7	Определение линий сольвуса. Для этого надо в первую очередь определить фазовые области при комнатной температуре, а также граничные точки на политемах сольвуса (п.2) и невариантных горизонталях (п. 4)
8	Проверка правильности построения политермического разреза: по линии фазовые области отличаются на одну фазу (т.е. граничат одно- и двухфазные области или двух- и трехфазные), а в точке сходятся четыре области: однофазная, две двухфазные и трехфазная; в точках (кроме особых) на горизонталях сходятся две линии (не считая горизонталь)

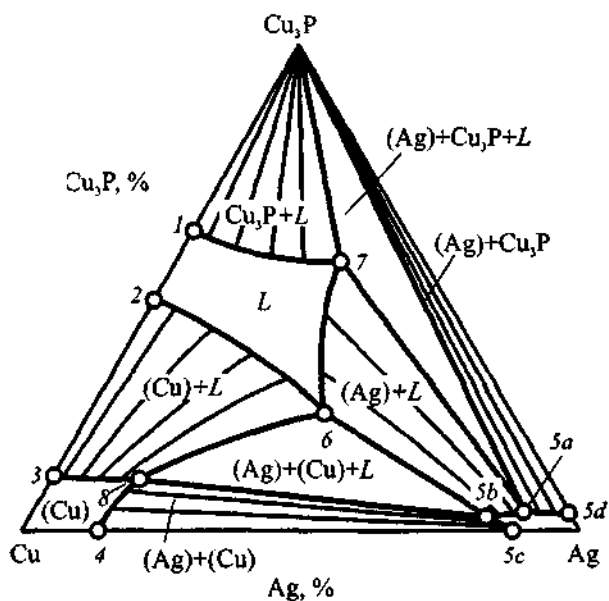


Рис. 7.3. Изотермическое сечение диаграммы Ag-Cu-Cu₃P при 750 °C

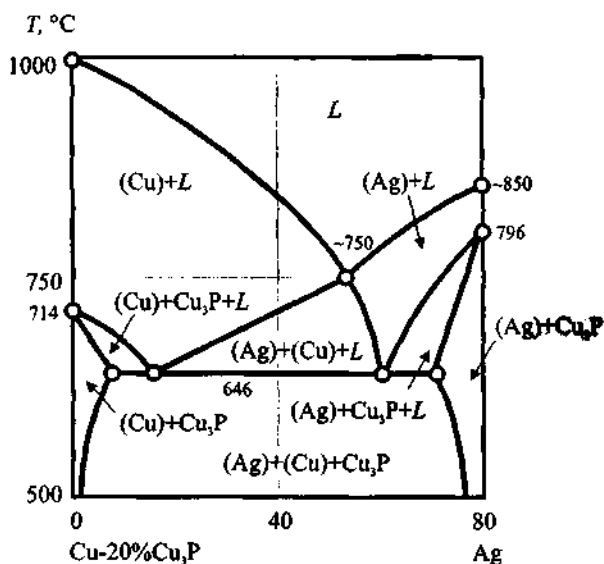


Рис. 7.4. Политермическое сечение диаграммы Ag-Cu-Cu₃P при 20 % Cu₃P

В системе Al–Cu–Si (рис. 7.5, *а–в*), табл. 7.5) кристаллизация тройной эвтектики, как и в рассмотренном примере, протекает с участием двух твердых растворов: (Al) и (Si). При этом растворимость кремния и меди в (Al) относительно большие при эвтектической температуре и становятся незначительными при температурах ниже 300 °С. В системе Al–Mg–Fe (рис. 7.6, *а, б*, табл. 7.6) в невариантной эвтектической реакции кроме (Al) участвуют два соединения из соответствующих двойных систем (Al_8Mg_5 и Al_3Fe). Растворимость железа в (Al) очень мала, поэтому понижение температуры отражается в основном на уменьшении растворимости магния.

Система Al–Mg–Si (рис. 7.7, *а–в*), табл. 7.7, 7.8) содержит квази-бинарный разрез Al– Mg_2Si , который делит алюминиевый угол на две части, в каждой из которых имеется невариантная эвтектическая реакция. Обе части этой тройной диаграммы (Al– Al_8Mg_5 – Mg_2Si и Al–Si– Mg_2Si) могут анализироваться независимо друг от друга.

Двойные диаграммы состояния со стороны алюминия, которые следует рассмотреть при анализе тройных систем, рассмотренных выше, приведены в лабораторных работах 2 и 9). Поскольку на рис. 7.5–7.7 показаны только алюминиевые углы, то для более точного определения границ фазовых областей, в частности эвтектического треугольника, следует воспользоваться табличными значениями по составу фаз.

7.3. Порядок проведения работы

1. Используя изображения заданных тройных диаграмм (см. рис. 7.5, 7.6, см. варианты в табл. 7.4) и необходимые сведения из двойных систем, построить кривую охлаждения заданного сплава (указать реакции).
2. Построить изотермическое сечение при заданной температуре.
3. Построить политермическое сечение при заданной концентрации одного из компонентов (см. табл. 7.4).

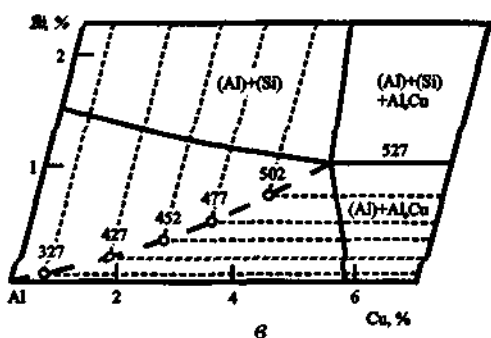
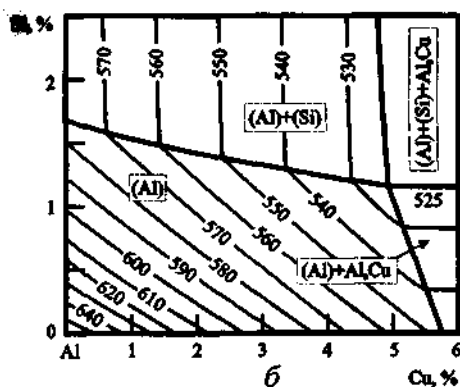
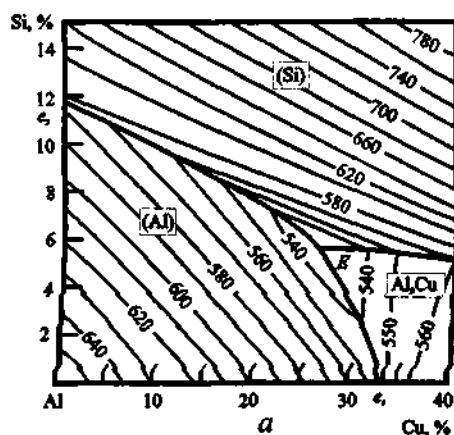


Рис. 7.5. Диаграмма Al-Cu-Si в области, богатой алюминием:
 а – поверхность ликвидуса; б – поверхность солидуса;
 в – поверхность сольвуса

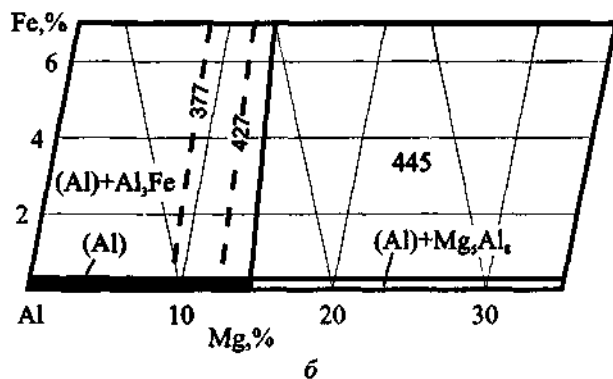
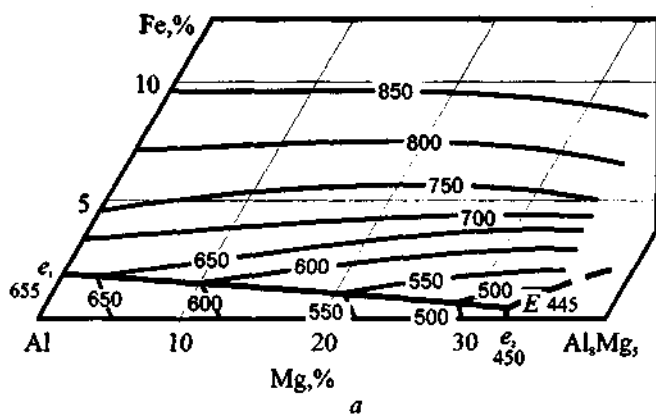


Рис. 7.6. Диаграмма Al-Mg-Fe в области, богатой алюминием:
 а – поверхность ликвидуса; б – поверхность солидуса и изотермы
 сольвуса

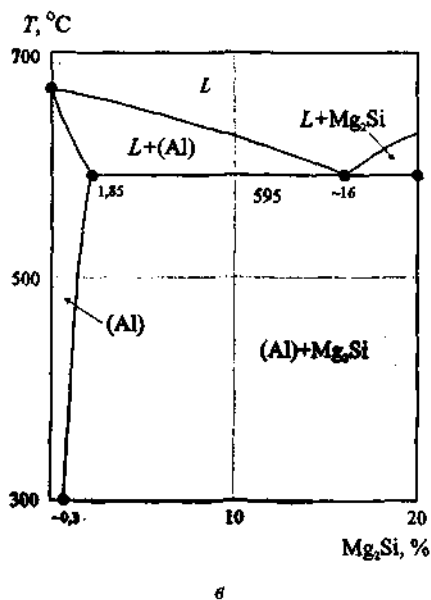
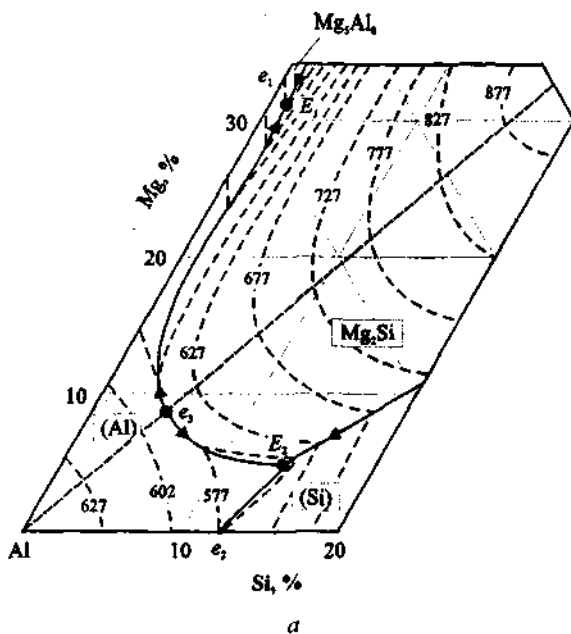
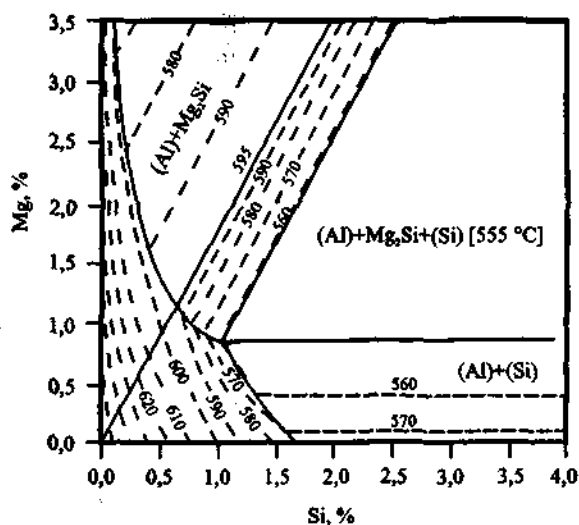
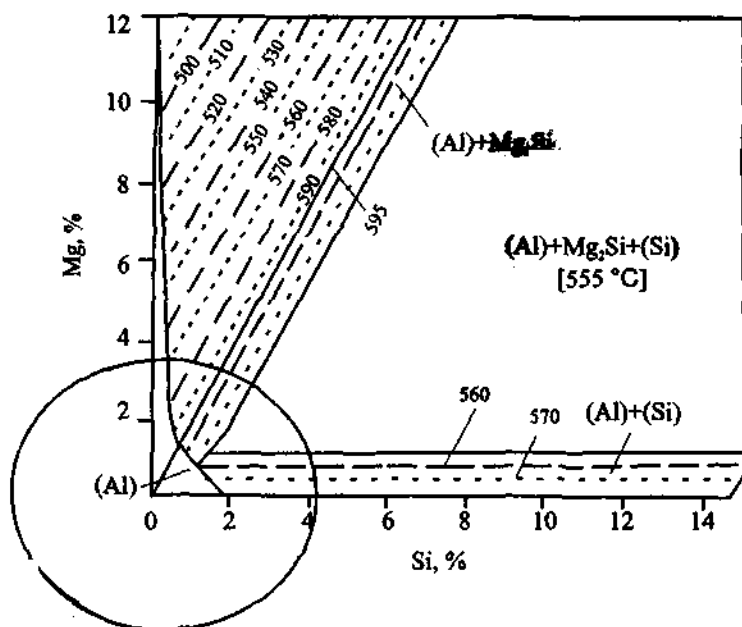


Рис. 7.7. Диаграмма Al-Mg-Si в области, богатой алюминием:
 а – поверхность ликвидуса; е – квазибинарный разрез Al-Mg₂Si



6

Рис. 7.7. Диаграмма Al-Mg-Si в области, богатой алюминием:
6 – поверхность солидуса

7.4. Требования к отчету

Отчет должен содержать:

- 1) рисунки с изотермами ликвидуса, солидуса и сольвуса заданной тройной диаграммы. Отметить на них заданный сплав и линию политермического разреза;
- 2) кривую охлаждения заданного сплава, указав все реакции;
- 3) изотермическое сечение при заданной температуре;
- 4) политермическое сечение при заданной концентрации одного из компонентов.

Таблица 7.4

Варианты задания к лабораторной работе 7

Варианты задания	Сплав	T, °C*	Концентрация**	Варианты задания	Сплав	T, °C*	Концентрация**
Диаграмма Al-Cu-Si				Диаграмма Al-Mg-Fe			
1	2%Cu, 6%Si	620	10%Cu	10	3%Mg, 0,2%Fe	620	2%Mg
2	12%Cu, 0,4%Si	350	20%Cu	11	13%Mg, 1,2%Fe	260	10%Mg
3	8%Cu, 3%Si	600	3%Cu	12	1%Mg, 5%Fe	380	20%Mg
4	1%Cu, 13%Si	510	0,5%Si	13	20%Mg, 0,5%Fe	600	0,5%Fe
5	8%Cu, 14%Si	550	2%Si	14	10%Mg, 0,8%Fe	550	2%Fe
6	5%Cu, 0,8%Si	580	8%Si	15	2%Mg, 2,5%Fe	510	6%Fe
7	1%Cu, 10%Si	440	95%Al	16	18%Mg, 4%Fe	440	95%Al
8	3%Cu, 7%Si	570	90%Al	17	4%Mg, 1%Fe	570	90%Al
9	15%Cu, 2%Si	530	86%Al	18	8%Mg, 1,5%Fe	330	99%Al

* Температура изотермического разреза.

** Постоянная концентрация политермического разреза:
области построения: для диаграммы Al-Cu-Si до 14 % Si и 20 % Cu; для диаграммы Al-Mg-Fe до 10 % Fe и 20 % Mg

Литература

Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. М.: Металлургия, 1990

Контрольные вопросы

1. Сколько критических точек содержит кривая охлаждения сплава 30 % Cu, 20 % Ag и Cu₃P?
2. При какой температуре начнется кристаллизация сплава 15 % Cu, 10 % Ag и Cu₃P?

3. При какой температуре начнется плавление сплава 25 % Cu, 15 % Ag и Cu_3P ?

4. Какой состав первичных кристаллов в начальный момент кристаллизации сплава 50 % Cu, 35 % Ag и Cu_3P ?

5. Какой состав последней капли жидкости в момент окончания кристаллизации сплава 30 % Cu, 30 % Ag и Cu_3P ?

6. Сколько критических точек содержит кривая охлаждения сплава Al–0,5 % Si–2 % Cu?

7. При какой температуре закончится кристаллизация сплава Al–8 % Si–1 % Cu?

8. При какой температуре начнется кристаллизация сплава Al–8 % Si–4 % Mg?

9. Какой состав фазы (Al) в сплаве Al–2 % Fe–12 % Mg при 300 °C?

10. Какую структуру следует ожидать у сплава Al–1 % Si–0,5 % Mg после кристаллизации и охлаждения до комнатной температуры?

11. В каком сплаве больше тройной эвтектики: Al–0,5 % Fe–20 % Mg или Al–5 % Fe–22 % Mg?

12. Какой состав фазы (Al) в сплаве Al–20 % Si–1 % Mg при 540 °C?

13. Сколько структурных составляющих в сплаве Al–14 % Si–6 % Cu при комнатной температуре?

14. Сколько фаз в сплаве Al–0,2 % Fe–10 % Mg при 440 °C?

15. Как отличить по структуре два сплава: Al–13,5 % Si–3,1 % Cu и Al–10,1 % Si–3,6 % Cu?

16. Как отличить по кривым охлаждения два сплава: Al–6,2 % Si–2,8 % Cu и Al–2,8 % Si–6,2 % Cu?

17. Как отличить по кривым нагрева два сплава: Al–4 % Si–8 % Cu и Al–8 % Si–4 % Mg?

18. Сколько фаз в сплаве Al–14 % Si–0,3 % Mg при 520 °C?

19. Как изменится количество фазы Al_2Cu при нагреве сплава Al–2 % Si–5 % Cu с 340 до 430 °C?

20. В каком сплаве больше кремниевой фазы при комнатной температуре: Al–9 % Si–4 % Mg или Al–8 % Si–1 % Mg?

Таблица 7.5

Данные по диаграмме Al – Cu – Si в области
алюминиевого угла (см. рис. 7.5)

Нонвариантная реакция	Составы фаз, %							
	L		(Al)		(Si)		Al ₂ Cu	
	Cu	Si	Cu	Si	Cu	Si	Cu	Si
$L \rightarrow (Al) + Al_2Cu + (Si)^*$	27	5	4,5	1,1	0	~100	~52	0
Совместная растворимость Si и Cu в (Al) при разных температурах								
T, °C	525	500	460	400	300			
Cu, %	4,5	4,1	3,6	1,5	0,4			
Si, %	1,1	0,85	0,6	0,25	0,1			

*525 °C.

Таблица 7.6

Данные по диаграмме Al – Fe – Mg в области
алюминиевого угла (см. рис. 7.6)

Нонвариантная реакция	Составы фаз, %							
	L		(Al)		Al ₃ Fe		Al ₈ Mg ₅	
	Fe	Mg	Fe	Mg	Fe	Mg	Fe	Mg
L→(Al)+Al ₃ Fe+Al ₈ Mg ₅ *	0,37	32,2	<0,05	14,1	37	0	0	33
Совместная растворимость Mg и Fe в (Al) при разных температурах								
T, °C	449	400	350	300	250	200		
Mg, %	14,1	10,7	7,7	5,4	3,6	2,4		
Fe, %	< 0,05							

*449 °C.

Таблица 7.7

Нонвариантные эвтектические реакции
в системе Al–Mg–Si (см. рис. 7.7, а)

Реакция	Точка на рис. 2.7, а	T, °C	Состав L, %	
			Mg	Si
$L \rightarrow (Al) + Mg_2Si$ (квазибинарная)	e_1	595	8,15	7,75
$L \rightarrow (Al) + (Si) + Mg_2Si$	E_2	555	4,96	12,95
$L \rightarrow (Al) + Mg_2Si + Al_8Mg_5$	E_1	449	32,2	0,37

Таблица 7.8

**Совместная растворимость магния и кремния в (Al)
в системе Al–Mg–Si (см. рис. 7.7)**

T, °C	(Al) + Mg ₂ Si + Al ₃ Mg ₅		(Al) + Mg ₂ Si		(Al) + (Si) + Mg ₂ Si	
	Mg, %	Si, %	Mg, %	Si, %	Mg, %	Si, %
595	–	–	1,17	0,68	–	–
577	–	–	1,10	0,63	–	–
552	–	–	1,00	0,57	0,83	1,06
527	–	–	0,83	0,47	0,6	0,8
502	–	–	0,70	0,40	0,5	0,65
452	15,3	0,1	0,48	0,27	0,3	0,45
402	11	< 0,01	0,33	0,19	0,22	0,3
302	5	< 0,01	0,19	0,11	0,1	0,15

Лабораторная работа 8

МИКРОСТРУКТУРА ПРОМЫШЛЕННЫХ ЧУГУНОВ

(2 часа)

8.1. Цель работы

Получение навыков анализа структуры промышленных чугунов с разной формой графита, в частности с использованием ГОСТ 3443–87.

8.2. Теоретическое введение

Промышленные чугуны содержат 2,0...4,5 % С, 1,0...3,5Si, 0,5...1,0 % Mn, до 0,3 % Р и до 0,2 % S. Содержание кремния в чугунах соизмеримо с содержанием углерода, и кремний следует рассматривать не как примесь, а как один из компонентов чугуна. Основной промышленных чугунов можно считать тройную систему Fe–C–Si. По правилу фаз в трехкомпонентной системе трехфазное равновесие не неинвариантное, а моновариантное и, соответственно, эвтектическое и эвтектоидное равновесия $L + \gamma + \Gamma$ и $\gamma + \alpha + \Gamma$ наблюдается не при постоянной температуре, как в системе Fe–C, а в интервале температур. Еще более важно, что под действием кремния двойная эвтектика смещается в сторону меньшего содержания углерода.

Например, чугун с 3,85 % С и 3 % Si является заэвтектическим, и в нем первично кристаллизуется графит (рис. 8.1), в то время как в системе Fe–C сплав с 3,8 % С доэвтектический и в нем первично кристаллизуется аустенит (см. рис. 6.1).

При введении 1 % Si или 1 % Р концентрация углерода в двойной эвтектике уменьшается примерно на 0,3 %. Влиянием марганца на эту концентрацию можно пренебречь.

Литейные и механические свойства чугуна зависят от того, насколько близок его состав к эвтектическому. Для оценки этого подсчитывают степень эвтектичности S_e – отношение концентрации углерода в чугуне C к его концентрации в эвтектике с учетом влияния на эвтектическую концентрацию других элементов:

$$S_e = C/[4,26 - 0,3(Si + P)], \quad (8.1)$$

где 4,26 – концентрация углерода в эвтектике системы железо – графит, Si и P – содержание этих элементов в чугуне, %.

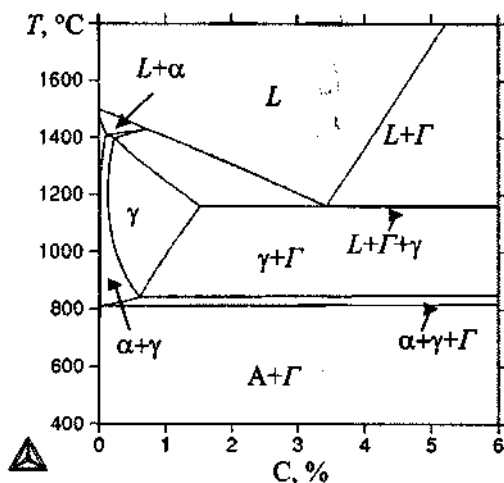


Рис. 8.1. Вертикальный разрез системы Fe–C–Si при содержании 3 % Si, рассчитанный по программе Thermo-Calc

Если $S_c < 1$, то чугун доэвтектический, если $S_c > 1$ – заэвтектический.

Другой показатель, характеризующий близость чугуна к эвтектическому составу – углеродный эквивалент:

$$C_{\text{эк}} = C + 0,3(\text{Si} + \text{P}). \quad (8.2)$$

Если $C_{\text{эк}} \approx 4,2...4,3$ %, то чугун считают эвтектическим.

Структура чугуна зависит не только от его состава, но и от скорости охлаждения. При ускоренном охлаждении графит не успевает кристаллизоваться, и формируется структура белого чугуна, а при медленном охлаждении кристаллизуется серый чугун. От скорости охлаждения зависит и полнота графитизации серого чугуна в твердом состоянии: с уменьшением скорости охлаждения перлитная основа заменяется феррито-перлитной и ферритной.

В том же направлении, что и замедление охлаждения, на полноту графитизации влияет увеличение содержания углерода и кремния, а марганец, наоборот, затрудняет графитизацию. Структурная диаграмма Маурера (рис. 8.2) приближенно указывает границы структурных областей в зависимости от содержания углерода и кремния при постоянном содержании 0,5 % Mn и заданной скорости охлаждения (при толщине стенки отливки 50 мм). Например, в чугуне с

3 % С увеличением содержания кремния приводит к переходу от белого чугуна к половинчатому и далее к серому чугуну на перлитной, феррито-перлитной и ферритной основах. Чем больше углерода в чугуне, тем меньше кремния требуется для полной графитизации. С увеличением скорости охлаждения (уменьшением толщины стенок отливки) линии диаграммы Маурера смещаются вправо и вверх.

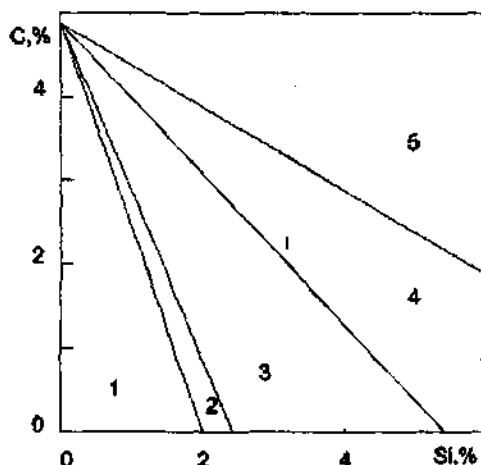


Рис. 8.2. Формирование структур чугунов с разной формой графита

Чугуны, содержащие структурно-свободный углерод – графит, подразделяют на четыре группы: серые с пластинчатым графитом, высокопрочные с шаровидным графитом, вермикуллярным графитом и ковкие. Механические свойства этих чугунов в первую очередь зависят от формы включений графита, их размера, характера распределения и общего количества (объемной доли), а также от строения металлической матрицы чугуна.

Формирование структуры серого чугуна с пластинчатым графитом было подробно проанализировано по этапам в лабораторной работе 6. Графит, как первичный, так и эвтектический, при медленном охлаждении кристаллизуется в виде крабовидных образований, сечения которых в плоскости шлифа выглядят в виде пластинок (см. рис. 6.3, а). С ускорением охлаждения графит при кристаллизации ветвится сильнее, его отростки становятся тоньше и на шлифе они имеют вид тонких и коротких изогнутых чешуек. При волокнистой форме графита в колонии аустенитно-графитной эвтектики на шлифе виден точечный графит. Пластины уменьшают «живое» сечение ме-

таллической матрицы и, что особенно важно, острые края пластин являются внутренними концентраторами напряжений, способствующими зарождению и развитию трещин. Серый чугун с пластинчатым графитом маркируют буквами СЧ, за которыми следует число, означающее гарантируемое значение предела прочности (кгс/мм^2); наименее прочный чугун – СЧ 10, наиболее прочный СЧ 35.

При введении в чугун около 0,05 % магния или церия графит кристаллизуется в шаровидной или близкой к ней форме (рис. 8.3). Для получения такого графита используют также комплексные модификаторы, содержащие магний, кальций и редкоземельные металлы (РЗМ). Разобщенные шаровидные включения графита меньше, чем пластинчатые, ослабляют сечение металлической матрицы, и главное, не являются такими сильными концентраторами напряжений, как пластинчатые включения графита. Чугуны с шаровидным графитом называют высокопрочными и обозначают буквами ВЧ, за которыми следует число, указывающее гарантируемое значение σ_b (кгс/мм^2); наименее прочный чугун – ВЧ 35, наиболее прочный – ВЧ 100.

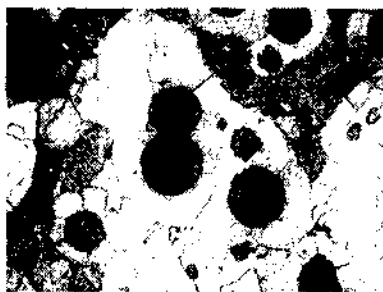


Рис. 8.3. Микроструктура высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ШГ) на ферритоперлитной основе.
х250 (Ф – феррит, П – перлит)

Наряду с шаровидным графитом высокопрочные чугуны могут содержать некоторое количество вермикулярного (от лат. *vermiculus* – червячок) графита (рис. 8.4). От пластинчатого вермикулярный графит отличается меньшими размерами и меньшим отношением длины к толщине. Поэтому вермикулярный графит не является таким концентратором напряжений, как пластинчатый. Его можно рассматривать как переходную форму от пластинчатого к шаровидному графиту. Соотношение количества шаровидного и вермикулярного гра-

фита в чугунах зависит от его химического состава и от обработки расплава лигатурами, содержащими магний и РЗМ. Чугун, содержащий не менее 60 % вермикулярного графита (не более 40 % шаровидного), называют высокопрочным чугуном с вермикулярным графитом и обозначают буквами ЧВГ, за которыми следует число, указывающее гарантированное значение σ_b (кгс/мм²); наименее прочный чугун – ЧВГ 30, наиболее прочный – ЧВГ 45.



Рис. 8.4. Шаровидный (ШГ) и вермикулярный графит в высокопрочном чугунах на ферритной (Ф) основе. $\times 120$

В чугунах с пластинчатым, шаровидным и вермикулярным графитом он формируется при литье во время кристаллизации расплава. По окончании затвердевания любой из этих чугунов состоит из аустенита и графита. При последующем, достаточно медленном охлаждении состав эвтектического аустенита, а также первичного аустенита в доэвтектическом чугунах, изменяется по линии $E'S'$ диаграммы состояния системы Fe–C (см. рис. 6.1) и выделяется вторичный графит. Он наслаивается на ранее образовавшийся из расплава пластинчатый, шаровидный или вермикулярный графит и самостоятельной структурной составляющей не образует.

Заключительным фазовым превращением в твердом состоянии в рассматриваемых чугунах является эвтектоидный распад аустенита. Если при медленном охлаждении аустенит переохлаждается до температуры ниже пунтирной, но выше сплошной эвтектоидной горизонтали (см. рис. 6.1.), то перлитное превращение $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ произойти не может и аустенит претерпевает эвтектоидный распад по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \Gamma$. При этом эвтектоидный графит наслаивается на уже имеющиеся включения пластинчатого, шаровидного или вермикулярного графита, качественно не изменяя их форму. В результате колонии эвтектоида $\alpha + \Gamma$ не формируются. Если по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \Gamma$ распадается весь аустенит, то чугун будет состоять из двух струк-

турных составляющих – графита и феррита эвтектоидного происхождения (см. рис. 6.3, а). При ускоренном охлаждении аустенит может переохлаждаться до температур ниже сплошной эвтектоидной горизонтали (см. рис. 6.1), и тогда распад аустенита пойдет по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ с образованием колоний перлита. В этом случае структурными составляющими будут графит и перлит. При скорости охлаждения, промежуточной между указанными случаями, часть аустенита распадается по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ с образованием колоний перлита; в этом случае чугуны будут состоять из трех структурных составляющих – графита, феррита и перлита (см. рис. 8.3). Чем больше перлита в основе чугуна, тем он прочнее. Например, чугуны марок СЧ10 и ВЧ 35 имеют ферритную основу, чугуны марок СЧ35 и ВЧ 80 – перлитную, чугун марки ВЧ 60 – ферритоперлитную основу.

Полнота графитизации чугуна возрастает не только с замедлением охлаждения, но и (при заданной скорости охлаждения) с увеличением содержания кремния и уменьшением содержания марганца в чугуне.

В отличие от чугунов с пластинчатым, шаровидным и вермикулярным графитом ковкий чугун получают отжигом белого чугуна при температурах 900...1050 °С, т.е. графит в нем образуется не из расплава. При отжиге белого чугуна на ковкий графит образуется в компактной форме (рис. 8.5). Такой графит называют также углеродом отжига. Содержание углерода и кремния в ковком чугуне должно быть меньше, чем в сером, чтобы обеспечить по всему сечению отливки формирование структуры белого чугуна, предотвратив образование при литье пластинчатого графита (при последующем отжиге пластинчатый графит не преобразуется в компактный). Если серые чугуны могут содержать до 3,7 % С и 2,6 % Si, то ковкие только до 3,9 % С и 1,6 % Si.

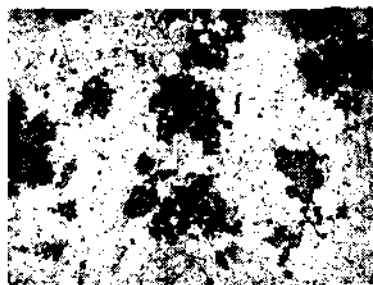


Рис. 8.5. Микроструктура ковкого чугуна на ферритной (Ф) основе, КГ – компактный графит (углерод отжига). х250

Белый чугун при комнатной температуре состоит из двух фаз – феррита и цементита (см. п. 6.2.1 лабораторной работы 6.). После нагрева до 900...1050 °С, если не прошла графитизация, белый чугун должен состоять из аустенита и цементита. Во время выдержки при этих температурах цементит, являющийся термодинамически метастабильной фазой, растворяется в аустените, а стабильная фаза – графит – выделяется из аустенита в компактной форме. При последующем охлаждении с температуры отжига вначале происходит выделение по линии $E'S'$ (см. рис. 6.1) из аустенита вторичного графита, который наслаивается на углерод отжига. Затем, как и в ранее рассмотренных чугунах, в зависимости от скорости охлаждения (степени переохлаждения аустенита) происходит эвтектоидный распад по схеме $\gamma \rightarrow \alpha + \Gamma$, или $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$, или же сначала по первой а потом по второй схеме. В результате основа ковкого чугуна может быть ферритной, перлитной и ферритоperlитной. Наиболее прочен ковкий чугун с перлитной основой, а наиболее пластичен – с ферритной. Ковкий чугун маркируется буквами КЧ, за которыми следуют два числа, означающие гарантируемое значение предела прочности (кгс/мм²) и относительного удлинения (%), например, КЧ37-12 и КЧ 80-1,5. Первый чугун имеет ферритоperlитную, второй perlитную основу.

Использование ГОСТ 3443-87 для характеристики структурных составляющих

Четыре вида включений графита – пластинчатый, шаровидный, вермикулярный и компактный – по ГОСТ 3443-87 обозначают соответственно буквами ПГ, ШГ, ВГ и КГ. Включения графита одного вида характеризуют формой, длиной или диаметром, распределением и общим количеством (объемной долей). Для этого в стандарте имеются шкалы эталонов структур. Просмотр шлифа анализируемого чугуна проводят при том же увеличении микроскопа, при котором получены фотографии эталонной шкалы. Подбирается эталон, наиболее близкий к структуре анализируемого шлифа. Под этим эталоном дано условное обозначение, являющееся характеристикой структурной составляющей.

Так как графит плохо полируется и рассеивает падающий на него свет, то он четко выявляется в виде темных включений на нетравленном шлифе. Поэтому эталонные структуры, характеризующие графит, получены фотогравированием нетравленных полированных шлифов. Шлифы анализируемого чугуна для характеристики графитных включений также должны быть нетравленными.

Форму пластинчатого графита обозначают буквами ПГф и условным порядковым номером: ПГф1, ПГф2, ПГф3 и ПГф4).

Длину включений пластинчатого графита обозначают буквами ПГд и числом, являющимся средней длиной включения в микрометрах: ПГд15, ПГд25, ПГд45, ПГд90, ПГд180, ПГд350, ПГд750 и ПГд1000. Обозначение ПГд15 относится к пластинам графита со средней длиной 15 мкм и менее, а ПГд1000 – к пластинам графита со средней длиной 1000 мкм и более.

Распределение включений пластинчатого графита обозначают буквами ПГр и условным порядковым номером от ПГр1 до ПГр9, соответствующим равномерному, неравномерному, розеточному, междендритному и другим типам распределения графита.

Суммарное количество пластинчатого графита обозначают буквами ПГ и числом, являющимся объемной долей графита (% объемн.). Шкала включает пять эталонов: ПГ2, ПГ4, ПГ6, ПГ10 и ПГ12. Аналогичные шкалы эталонов структур имеются для характеристики шаровидного, вермикулярного и компактного графита.

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом имеет эталоны формы графита от ШГф1 до ШГф5, эталоны диаметра включений графита – от ШГд15 до ШГд 360 (число – диаметр в микрометрах), эталоны распределения графита – от ШГр1 до ШГр4 и эталоны количества графита – от ШГ2 до ШГ12 (число – объемная доля графита, % объемн.).

Высокопрочный чугун с вермикулярным графитом имеет эталоны: формы графита ВГф1, ВГф2 и ВГф3, распределения графита – от ВГр1 до ВГр5 и эталоны количества вермикулярного графита – ВГ100, ВГ98, ВГ 92, ВГ85 и ВГ70, где число – это объемная доля вермикулярного графита (% объемн.) от суммарного количества (100 %) вермикулярного и шаровидного графита. ВГ100 означает отсутствие шаровидного графита. В высокопрочном чугуне с вермикулярным графитом допускается максимум 40 % объемн. шаровидного графита от общего их количества.

Ковкий чугун с компактным графитом имеет эталоны: формы графита – КГф1, КГф2, КГф3 и диаметра включений графита от КГд15 до КГд350 (число – диаметр в микрометрах).

Для характеристики структурных составляющих металлической основы чугуна используют пространственные шлифы. ГОСТ 3443–87 содержит шкалы эталонных структур, характеризующих количество феррита и перлита.

Количество (объемную долю) перлита и феррита определяют по соотношению площадей, занятых этими структурными составляющими (их сумма равна 100 %). Чугуны с любой формой графита имеют следующие эталоны количества перлита: П, П96, П92, П85, П70, П45, П20, П6 и ПО. Эталон П соответствует количеству перлита $\geq 98\%$, а эталон ПО – количеству перлита $\leq 2\%$. Аналогично построена шкала эталонов количества феррита: ФО, Ф4, Ф8, Ф15, Ф30, Ф55, Ф80, Ф94 и Ф.

Металлическая основа характеризуется также дисперсностью пластинчатого перлита (средним расстоянием между пластинами цемента) и несколькими параметрами фосфидной эвтектики, которые здесь не рассматриваются.

Ниже приведен пример записи в соответствии с ГОСТ 3443–87 результатов определения структуры серого чугуна с пластинчатым графитом завихренной формы, со средней длиной частиц 180 мкм, розеточным их распределением, с количеством графита 6 % и перлита 85 %:

ПГф2 – ПГд180 – ПГр7 – ПГ6 – П85.

8.3. Порядок проведения работы

1. Посмотреть набор нетравленных шлифов чугунов при увеличении 100 и, сопоставляя наблюдаемые структуры с эталонами ГОСТ 3443–87, определить форму графитных включений, их длину или диаметр, распределение и количество (объемную долю). Шкалы эталонов структур чугунов выдает преподаватель.

2. Просмотреть протравленные шлифы и оценить на глаз соотношение площадей перлита и феррита.

8.4. Требование к отчету

1. Представить зарисовки микроструктуры всех шлифов с указанием состава, масштабной отметки, фаз и структурных составляющих.

2. Для каждого шлифа привести описание структуры в соответствии с ГОСТ 3443–87.

Литература

1. Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСиС, 1994. С. 289–300.

2. ГОСТ 3443–87 «Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры». М.: Изд-во стандартов, 1987.

Контрольные вопросы

1. Как получает компактная форма графита в ковких чугунах?
2. Как влияет содержание кремния на структуру чугуна при прочих равных условиях?
3. Что отражает диаграмма Маурера?
4. Как влияет кремний на формирование структуры чугуна?
5. Что означает марка чугуна ЧВГ 30?
6. Какую металлическую основу имеет чугун ВЧ 100?
7. Чем отличается пластинчатый графит от вермикулярного?
8. Какой из чугунов (КЧ 60-3 или КЧ 45-7) имеет большую пластичность?
9. Чем отличаются (составом или технологией получения) высокопрочные и ковкие чугуны?
10. При какой температуре проводят отжиг ковких чугунов и как это связано с диаграммой их состояния?
11. Как по ГОСТ 3443-87 характеризуются морфология и размер графитной фазы?
12. Как по ГОСТ 3443-87 характеризуется соотношение между ферритом и перлитом в металлической основе?
13. Как получают высокопрочный чугуны?
14. Как получают ковкие чугуны?
15. Почему чугуны с вермикулярным графитом имеют большее относительное удлинение, чем чугуны с пластинчатым графитом?

Лабораторная работа 9

МИКРОСТРУКТУРА И СТАНДАРТНЫЕ МАРКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

(2 часа)

9.1. Цель работы

Получение навыков металлографического анализа промышленных алюминиевых и медных сплавов и знакомство со стандартами на их составы.

9.2. Теоретическое введение

9.2.1. Общая характеристика алюминиевых сплавов

Алюминиевые сплавы подразделяют на две группы: литейные и деформируемые. Области их типичных составов показаны на рис. 9.1. Сплавы первой группы предназначены для получения фасонных отливок. Они должны обладать хорошими литейными свойствами: высокой жидкотекучестью, малой склонностью к образованию рассеянных усадочных пустот и кристаллизационных трещин. Для этого к концу кристаллизации они должны иметь достаточно большое количество эвтектической жидкости. Сплавы, находящиеся вблизи эвтектической точки, обладают наилучшими литейными свойствами.

Из деформируемых сплавов методом полунепрерывного литья получают круглые и плоские слитки, которые подвергают горячей и холодной обработке давлением (прокатке, прессованию, штамповке, ковке и др.). Область составов деформируемых сплавов простирается от алюминия до сплавов вблизи точки предельной растворимости α (см. штриховку на рис. 9.1). Основной структурной составляющей этой группы сплавов является α -раствор на основе алюминия, а объемная доля хрупких интерметаллидов сравнительно невелика (< 5...10 % объемн.), что обеспечивает высокую деформируемость этих сплавов.

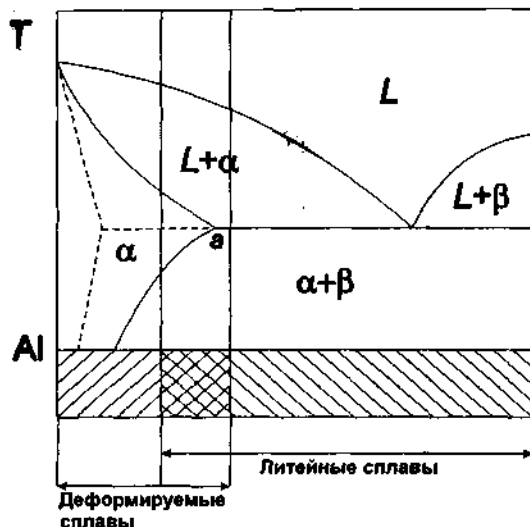


Рис. 9.1. Области составов литейных и деформируемых сплавов

Таблица 9.1

Классификация легирующих элементов и примесей в промышленных алюминиевых сплавах по их влиянию на различные элементы структуры

Элементы структуры	Легирующие элементы и примеси ¹
Твердорастворное легирование (Al) и образование фаз-упрочнителей при старении	Cu, Mg, Si, Zn, Li, Mn
Образование нерастворимых (при отжиге) эвтектических фаз	Fe, Ni, Mn, Mg, Si, Cu, Be
Образование первичных кристаллов	Fe, Ni, Mn, Si, Zr, Cr, Ti
Образование дисперсионных фаз при отжиге	Mn, Zr, Cr, Ti, Sc, (Si, Cu)
Микродобавки, мало влияющие на фазовый состав	Be, Cd, Sr, Na, Ti, B

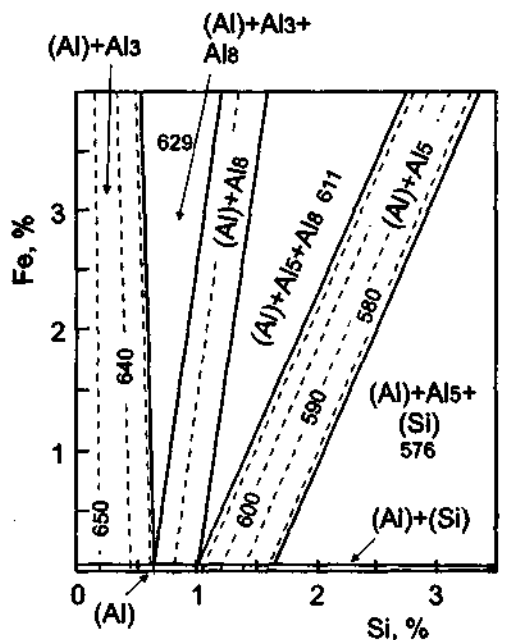
¹ Один и тот же элемент может быть классифицирован по-разному в зависимости от его количества и состава сплава.

Для повышения прочности большинство алюминиевых сплавов подвергают закалке и старению. При нагреве под закалку происходит растворение всех или отдельных избыточных фаз, называемых фазами-упрочнителями, а при последующем ускоренном охлаждении эти фазы не успевают выделиться, и фиксируется пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в алюминии. При старении закаленного сплава происходит образование вторичных выделений.

как правило, метастабильных фаз, что и приводит к упрочнению (см. лабораторную работу 10).

К избыточным фазам, образованным основными легирующими элементами и алюминием и наиболее часто встречаемым в структуре отливок, относятся Mg_2Si , $CuAl_2$ (θ), Al_2CuMg (S) и Al_3Mg_2 . Эти фазы под микроскопом после травления имеют следующие отличительные особенности. Mg_2Si – скелетного вида кристаллы черного цвета, $CuAl_2$ – вытянутые, изогнутые светлые включения, Al_2CuMg – компактные включения темного цвета, Al_3Mg_2 – светлые включения неправильной формы.

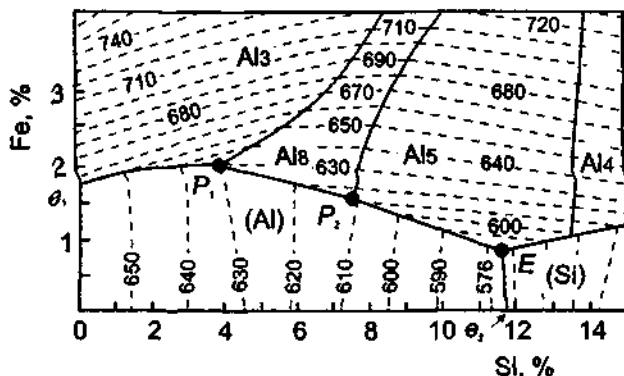
Основные примеси, присутствующие во всех алюминиевых сплавах, – это железо и кремний, которые образуют фазы кристаллизационного происхождения иглообразной или скелетной формы и, как правило, ухудшают механические и коррозионные свойства. Для анализа влияния железа и кремния на фазовый состав следует использовать тройную диаграмму, показанную на рис. 9.2.



$Al_3 - Al_3Fe$; $Al_5 - Al_5FeSi$; $Al_8 - Al_8Fe_2Si$

a

Рис. 9.2. Диаграмма состояния Al-Fe-Si: a – ликвидус



Al₃ - Al₃Fe; Al₅ - Al₅FeSi; Al₈ - Al₈Fe₂Si;
Al₄ - Al₄FeSi₂

б

Рис. 9.2. Диаграмма состояния Al-Fe-Si: б – солидус

Для травления шлифов алюминиевых сплавов часто используют 1 %-ный раствор плавиковой кислоты в воде.

9.2.2. Литейные алюминиевые сплавы

Большинство литейных алюминиевых сплавов (табл. 9.1) являются доэвтектическими. После литья они содержат две основные структурные составляющие – первичные кристаллы раствора на основе алюминия и эвтектику. Из-за хрупкости первичных интерметаллидов заэвтектические сплавы используют редко. Так как литейные сплавы должны обладать хорошей жидкотекучестью, алюминий легируют элементами, образующими эвтектику.

Литейные алюминиевые сплавы согласно ГОСТ 1583–93 (табл. 9.2) маркируют буквой А, за которой следуют буквы, обозначающие легирующий элемент: К – Si, М – Cu, Мг – Mg, Ц – Zn, Н – Ni, Кд – Cd. Цифры после обозначения элемента указывают среднее его содержание. Если концентрация элемента не превышает 1,5 %, то после его обозначения цифры не проставляют. Буквы ч или ич в конце марки (чистый, повышенной чистоты) указывают на пониженное содержание примесей.

Состав некоторых литейных алюминиевых сплавов (ГОСТ 1583-93)

Марка	Si, %	Mg, %	Cu, %	Mn, %	Другие	Fe, %
AK12	10...13	—	—	—	—	< 1
AK9ч	8...10,5	0,17...0,3	—	0,2...0,5	—	< 0,9
AK7ч	6...8	0,2...0,4	—	—	—	< 1
AK5M2	4...6	0,2...0,8	1,5...3,5	0,2...0,8	Ti	< 1,3
AK8M3ч	7...8,5	0,2...0,45	2,5...3,5	—	Zn, Ti, Be, B	< 0,4
AM5	—	—	4,5...5,3	0,6...1	Ti	< 0,3
AMг6л	—	6...7	—	—	Ti, Zr, Be	< 0,2
AMг10	—	9,5...10,5	—	—	Ti, Zr, Be	< 0,2

В других странах своя система обозначения, например в США – цифровая. Поскольку в настоящее время зарубежные сплавы широко используются в отечественном производстве, умение работать с национальными стандартами разных стран приобретает важное значение.

Силумины – сплавы на базе системы Al-Si (рис.9.2, а, б). Это наиболее широко используемые алюминиевые сплавы для фасонного литья. Эвтектика в системе Al-Si в отличие от большинства других эвтектик в алюминиевых сплавах, содержащих интерметаллиды, сравнительно пластична. Поэтому в силуминах эвтектика, обеспечивающая высокие литейные свойства, является основной структурной составляющей.

Структура доэвтектических сплавов системы Al-Si (см. рис. 9.3, а, б) состоит из светлых первичных α -кристаллов раствора кремния в алюминии в дендритной форме и пестрой эвтектики. Овальные участки α -фазы являются сечениями ветвей дендритов плоскостью шлифа. Эвтектика состоит из α -раствора кремния в алюминии (светлый фон) и серых выделений кремния (более строго – раствора алюминия в кремнии), являющихся сечениями плоскостью шлифа разветвленных кристаллов кремния в эвтектических колониях. В заэвтектических сплавах серые первичные кристаллы кремния имеют форму многогранников.

Для повышения прочности и пластичности силумины модифицируют сотыми долями процента натрия или стронция. Под действием этих модификаторов кремний в эвтектике кристаллизуется в форме сильно разветвленного скелета с тонкими ветвями волокнистой формы. Сечения этих ветвей в плоскости шлифа имеют глобулярный или точечный вид.



а



б

Рис. 9.3. Микроструктура силумина АК7ч:

а – СМ, литое состояние; б – СЭМ, закаленное состояние (с 540 °С)

Наиболее вредной примесью в силуминах является железо, так как оно с алюминием в присутствии кремния образует хрупкое соединение FeSiAl_5 (β -фаза). На рис. 9.2, а, б приведена диаграмма состояния Al-Fe-Si. Это соединение кристаллизуется в виде тонких пластин (на шлифе – игл), которые действуют как концентраторы напряжений и тем самым резко снижают пластичность. Чем больше железа в силумине, тем длиннее эти пластины. Для повышения пластичности в силумины вводят марганец (0,2...0,6 %), который связывает железо в фазу $(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$, кристаллизующуюся в скелетообразной форме в составе эвтектики. Иногда эта скелетная фаза похожа на иероглифы, и такую структурную составляющую называют «китайский шрифт». Более компактные скелетные кристаллы меньше охрупчивают силумины по сравнению с тонкими пластинами.

Сплав АК12 является единственным промышленным силумином, принадлежащим к двойной системе Al-Si (без добавок других элементов). Он содержит 10...13 %Si и в немодифицированном состоянии по структуре может быть доэвтектическим, чисто эвтектическим и заэвтектическим (эвтектическая точка в системе Al-Si – 12,5 % Si (см. рис. 4.6, б). Натрий смещает эвтектическую точку в сторону больших концентраций кремния так, что модифицированный силумин АК12 по структуре всегда является доэвтектическим сплавом и состоит из точечной эвтектики ($\alpha + \text{Si}$) и небольшого количества первичных кристаллов α -раствора кремния в алюминии.

Силумин АК12 после литья под давлением имеет $\sigma_b \geq 160$ МПа и $\delta \geq 1$ %. Упрочняющей термической обработке сплав АК12 не подвергают, так как ее эффект незначителен. Основной способ повыше-

ния его механических свойств (при литье в песчаные формы) – модифицирование.

Добавки меди и магния в силумины позволяют проводить упрочняющую термическую обработку, так как эти элементы образуют фазы-упрочнители CuAl_2 и Mg_2Si . Типичными представителями этой группы сплавов являются промышленные силумины АК9ч (АЛ4) и АК7ч (АЛ9), которые применяют для отливки крупных нагруженных деталей и деталей сложной конфигурации, подвергаемых сварке.

Сплав АК7ч содержит 7 % Si и 0,3 % Mg. В литом состоянии структура модифицированного силумина АК7ч содержит две основные структурные составляющие – первичные кристаллы α -раствора кремния и магния в алюминии и эвтектику $\alpha + \text{Si}$. Силицид магния входит в состав тройной эвтектики $\alpha + \text{Si} + \text{Mg}_2\text{Si}$, количество которой мало из-за небольшого содержания магния в сплаве. Эту эвтектику легко опознать по черным скелетным кристаллам Mg_2Si . При нагреве под закалку до 535 °С силицид магния полностью переходит в α -раствор, а кремний из эвтектики, частично растворяясь в алюминии, коагулирует. В результате структура закаленного сплава может не иметь типичного эвтектического строения. В сплаве АК7ч после закалки виден светлый фон – раствор кремния и других легирующих элементов в алюминии и глобулярные частицы кремния эвтектического происхождения. Если силумин загрязнен железом, то хорошо видны иероглифы $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$, не переходящие в твердый раствор при нагреве под закалку. Отлитый в песчаную форму модифицированный, термически обработанный сплав АК9ч имеет $\sigma_b \geq 230$ МПа и $\delta \geq 3$ %.

Сплав АК7ч содержит 7 % Si и 0,3 % Mg. Структура его аналогична структуре силумина АК9ч и отличается лишь меньшим количеством эвтектики $\alpha + \text{Si}$ (из-за более низкого содержания кремния в сплаве).

В высокопрочных литейных алюминиевых сплавах основной структурной составляющей является твердый раствор. В отличие от силуминов эти сплавы по составу находятся около левой границы заштрихованной области литейных сплавов на рис. 9.1. Они расположены в области составов, типичных для деформируемых сплавов. Именно здесь максимален эффект упрочнения при закалке и старении. Из-за малого содержания эвтектического расплава в конце кристаллизации высокопрочные литейные алюминиевые сплавы значительно уступают по литейным свойствам силуминам. Из-за большого интервала кристаллизации эти сплавы склонны к образованию усадочной рыхлоты.

Сплавы этой группы относятся к системам Al-Mg (рис. 9.4, а) и Al-Cu (рис. 9.4, б), часто с добавками других элементов.

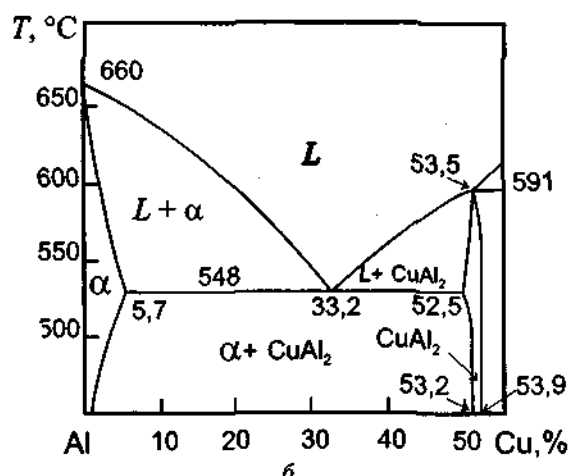
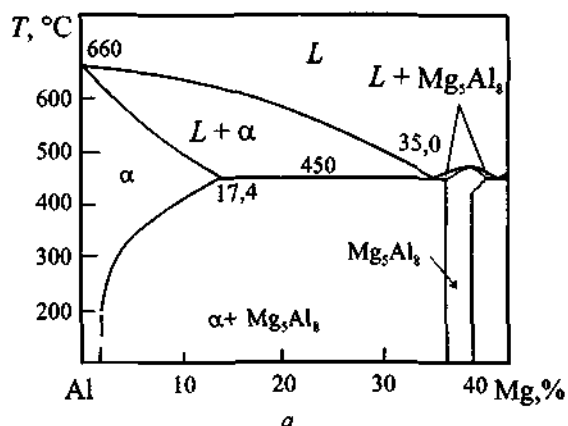


Рис. 9.4. Диаграммы состояния Al-Mg (а) Al-Cu (б)

Сплав АМг10 содержит 10 % Mg и малые добавки титана (0,1 %), циркония (0,1 %) и бериллия (0,1 %). По составу он находится левее точки предельной растворимости магния в алюминии (17,4 %) (см. рис.9.4, а). В литом состоянии структура сплава состоит из первичных зерен α-раствора магния в алюминии и неравновесной эвтектики, которая вырождена в фазу β(Mg₅Al₈) (рис. 9.5). Светлые, хорошо

очерченные кристаллы β -фазы из эвтектики расположены по границам дендритных ячеек α -фазы. Из-за хрупкости β -фазы литые сплавы с такой структурой малопластичны. При нагреве под закалку β -фаза полностью переходит в твердый раствор, и закаленные сплавы отличаются высокой пластичностью.

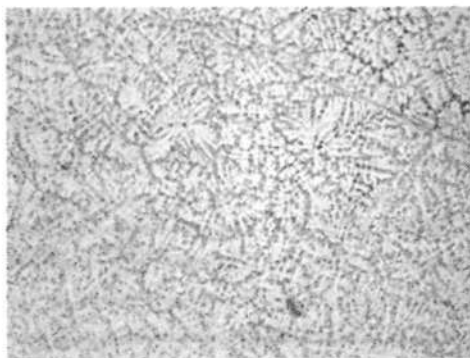


Рис. 9.5. Микроструктура литейного сплава АМg10 (СМ, литое состояние)

Малые добавки титана и циркония модифицируют литую структуру. Кроме того, в структуре иногда можно обнаружить интерметаллиды Al_3Ti и Al_3Zr в виде звездочек или мелких пластинок внутри зерен α -раствора. Сплав АМg10 после закалки (режим Т4) имеет $\sigma_b \geq 320$ МПа и $\delta \geq 12$ %.

9.2.3. Деформируемые алюминиевые сплавы

В литом состоянии основная структурная составляющая деформируемых сплавов – дендриты α -раствора на базе алюминия. Под микроскопом обычно видны границы светлых дендритных ячеек, являющихся сечениями ветвей дендритов. По этим границам располагаются фазы эвтектического происхождения. Эвтектики в деформируемых сплавах появляются обычно из-за неравновесной кристаллизации (см. пунктирные линии на рис. 9.1). Структуры закаленных и состаренных деформируемых полуфабрикатов более однообразны по сравнению со структурами слитков.

Для обозначения промышленных деформируемых сплавов широко используют исторически сложившуюся буквенно-цифровую и буквенную маркировку, в которой цифры чаще всего являются услов-

ным номером сплава и не означают содержание легирующего элемента. Позднее согласно ГОСТ 4784-74 была введена параллельная традиционной чисто цифровая маркировка деформируемых алюминиевых сплавов. Марка состоит из четырех цифр. Первая цифра (1) во всех марках обозначает основу сплава – алюминий. Вторая цифра в марке несет главную смысловую нагрузку, указывая систему, являющуюся основой данного сплава: 0 – технический алюминий, 1 – система Al-Cu-Mg, 2 – системы Al-Cu-Mn и Al-Li, 3 – системы Al-Mg-Si и Al-Mg-Si-Cu, 4 – система Al-Mn, 5 – система Al-Mg, 9 – система Al-Zn-Mg и Al-Zn-Mg-Cu. Последние две цифры в марке указывают порядковый номер сплава. Эта чисто цифровая маркировка пока не нашла широкого использования, поэтому ниже используются традиционные обозначения марок деформируемых алюминиевых сплавов.

В зависимости от способности упрочняться при закалке и последующем старении деформируемые алюминиевые сплавы подразделяют на термически неупрочняемые и термически упрочняемые. Первые подвергают только отжигу, вторые – закалке и старению. Примером термически неупрочняемого сплава может служить сплав АМгб. Он относится к группе магналиев – сплавов на основе системы Al-Mg (см. рис. 9.5) и содержит 6,3 % Mg, 0,6 % Mn, 0,06 % Ti, 0,001 % Be, не более 0,4 % примеси железа и 0,4 % примеси кремния. Сплав выпускается в виде разнообразных деформированных полуфабрикатов: листов, плит, прутков, профилей, штамповок и т.д. Широкое использование этого сплава объясняется высокой стойкостью против атмосферной коррозии и хорошей свариваемостью.

Основной структурной составляющей сплава АМгб является твердый раствор магния и марганца в алюминии. В слитках по границам дендритных ячеек алюминиевого раствора находятся светлые компактные включения фазы $\beta(Mg_2Al_3)$ эвтектического происхождения. Микродобавки бериллия, вводимого для уменьшения окисляемости, и титана, измельчающего зерно, своих структурных составляющих не дают.

Слитки сплава АМгб перед горячей деформацией подвергают отжигу, при котором неравновесные избыточные фазы переходят в твердый раствор на базе алюминия. В деформированных полуфабрикатах этот раствор является основной структурной составляющей. В отожженном состоянии сплав имеет $\sigma_b = 340$ МПа и $\delta = 19$ %.

Примером термически упрочняемого деформируемого алюминиевого сплава служит сплав Д1, принадлежащий к группе дуралюми-

нов – сплавов на основе системы Al–Cu–Mg (рис. 9.6, а, б). Он содержит 4,3 % Cu, 0,6 % Mg, 0,6 % Mn, до 0,7 % примеси железа и 0,7 % примеси кремния. Самое первое представление о структуре сплава Д1 можно получить из диаграммы состояния системы Al–Cu (см. рис. 9.3, б). Добавки меди, магния и марганца входят в твердый раствор на базе алюминия.

В литом состоянии под микроскопом обнаруживается вырожденная эвтектика в виде светлых включений CuAl_2 . Примесь кремния образует силицид магния, входящий в образующуюся при неравновесной кристаллизации тройную эвтектику $\alpha + \text{CuAl}_2 + \text{Mg}_2\text{Si}$ и четверную эвтектику $\alpha + \text{CuAl}_2 + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$. Тройная эвтектика может образовывать островки из смеси фаз и может быть структурно вырожденной. Четверная эвтектика, которой очень мало, всегда структурно вырождена. Силицид магния на шлифе выявляется в виде черных скелетных кристаллов внутри островков тройной эвтектики, а также в виде черных веточек из вырожденной тройной и четверной эвтектик. Фаза S (Al_2CuMg) из вырожденной четверной эвтектики дает компактные включения коричневого цвета, чем и отличается от CuAl_2 . На шлифе в сплаве Д1 можно увидеть также коричневые иероглифы железомарганцовистой составляющей.

Сплав Д1 подвергают закалке и старению. После такой термической обработки структура полуфабрикатов под световым микроскопом состоит из зерен раствора меди, магния и марганца в алюминии, округлых светлых частиц фазы CuAl_2 и черных частиц Mg_2Si , не полностью перешедших в раствор при нагреве под закалку. Кроме того, видны более светлые, чем силицид магния, частицы железомарганцовистой составляющей, нерастворимой в твердом алюминии. Типичные свойства состаренного листа из сплава Д1: $\sigma_b = 410 \text{ МПа}$ и $\delta = 20 \%$.

При небольшом повышении температуры закалки дуралюмина возможен пережог, проявляющийся в снижении прочности, особенно пластичности. Пережог – это неисправимый брак. Его появление обусловлено тем, что температура нагрева под закалку, необходимого для растворения избыточных фаз, может быть очень близка к температуре солидуса сплава. При превышении температуры солидуса по границам зерен появляются тонкие прослойки расплава, которые при закалке в результате неравновесной кристаллизации превращаются в тонкие эвтектические прослойки. Такие прослойки, содержащие хрупкий интерметаллид (например, CuAl_2), снижают механиче-

ские свойства сплава. Кроме того, по жидким прослойкам под действием закалочных растягивающих напряжений возникают межзеренные микротрещины.

Металлографически пережог дуралюмина проявляется в утолщении границ зерен, в появлении островков эвтектик в тройных стыках зерен, глобулей внутри зерен (результат частичного оплавления CuAl_2) и в появлении извилистых межзеренных микротрещин.

Таблица 9.3

Состав некоторых деформируемых алюминиевых сплавов (ГОСТ 4784-74)

Марка	Cu, %	Mg, %	Zn, %	Mn, %	Si, %	Другие	Fe, %
АД00 (1010)	< 0,015	< 0,02	< 0,07	< 0,02	< 0,16	—	< 0,16
АД (1015)	< 0,1	< 0,1	< 0,1	< 0,1	< 0,5	—	< 0,5
АМц (1400)	< 0,1	< 0,2	< 0,1	1,0...1,6	< 0,6	—	< 0,7
АМг2 (1520)	< 0,1	1,8...2,6	< 0,2	0,2...0,6	< 0,4	—	< 0,4
АМг6 (1560)	< 0,1	5,8...6,9	< 0,2	0,5...0,8	< 0,4	Ti, Be	< 0,4
АД31 (1310)	< 0,1	0,40,9	< 0,2	< 0,1	0,3...0,7	—	< 0,4
АВ (1341)	0,1...0,5	0,45...0,9	< 0,2	0,15...0,3 5	0,5...1,2	—	< 0,5
Д16 (1160)	3,8...4,9	1,2...1,8	< 0,3	0,3...0,9	< 0,5	—	< 0,5
Д20 (1200)	6,0...7,0	< 0,05	< 0,1	0,4...0,8	< 0,3	Ti	< 0,3
АК8 (1380)	3,9...4,8	0,4...0,8	< 0,3	0,4...1,0	0,6...1,2	—	< 0,3
АК4-1 (1141)	1,9...2,7	1,2...1,8	< 0,3	< 0,2	< 0,35	0,8... 1,4 Ni	0,8... 1,4
В95	1,4...2,0	1,8...2,8	5,0...7,0	0,2...0,6	< 0,5	Ti, Cr	< 0,5

9.3. Порядок проведения работы

1. Просмотреть набор приготовленных шлифов литейных и деформируемых алюминиевых сплавов и определить фазы и структурные составляющие.

2. Используя атласы микроструктур и диаграмм состояния (в виде альбома или в электронной форме на компьютере), схематично зарисовать изученные структуры сплавов с указанием фаз и структурных составляющих.

3. По указанию преподавателя схематически изобразить изменение микроструктуры сплавов на различных технологических этапах.

9.4. Требования к отчету

1. Представить зарисовки всех изученных микроструктур литейных и деформируемых алюминиевых сплавов с указанием увеличения (в виде маркера).

2. Под каждой микроструктурой подписать марку сплава, средний химический состав, состояние, стрелками указать фазы и структурные составляющие.

3. Рядом с микроструктурами начертить соответствующие диаграммы состояния, необходимые для анализа структуры сплавов.

Литература

Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение цветных металлов. Раздел: Алюминиевые сплавы. Металловедение, применение, стандарты. М.: МИСиС, 2000.

Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСиС, 1999. С. 7–12, 121–136.

Силумины. Атлас структур и фрактограмм промышленных сплавов / А.Г. Пригунова, Н.А. Белов, Ю.Н. Таран и др. М.: МИСиС, 1996.

Контрольные вопросы

1. На какие основные группы подразделяют алюминиевые сплавы?

2. В какой области диаграммы состояния алюминиевые сплавы обладают хорошими литейными свойствами?

3. Какая основная структурная составляющая в силумине АК12М2?

4. Какая основная избыточная фаза в сплаве АМг10 в литом состоянии?

5. Какие примеси могут присутствовать в сплаве АК9ч?

6. Какие основные структурные составляющие наблюдаются в эвтектических силуминах?

7. Для чего и как модифицируют силумины?

8. Почему железо является вредной примесью в силуминах?

9. Для чего и в каком количестве в силумины вводят марганец и бериллий?

10. Что представляют собой дисперсоиды?

11. Какие основные легирующие элементы в сплаве В95?

12. При какой температуре можно проводить гомогенизацию слитков сплавов типа Д16?

13. Что такое пережог и как он отражается на микроструктуре?

14. Что такое наклеп и как он отражается на механических свойствах деформированных полуфабрикатов?

15. Чем отличается полигонизованная структура от рекристаллизованной?

17. Какой сплав содержит больше алюминия: АМг6, АД31 или АК12М2?

18. Какой сплав имеет самый низкий ликвидус: АМг4, АК12 или АК7пч?

Лабораторная работа 10

ЗАКАЛКА И СТАРЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

(2 часа)

10.1. Цель работы

Получение навыков проведения закалки и старения в лабораторных условиях и анализа эффекта упрочнения (на примере литейных алюминиевых сплавов).

10.2. Теоретическое введение

10.2.1. Закалка

Закалка подавляющего большинства цветных сплавов состоит в фиксации при комнатной температуре состояния, свойственного более высокой температуре, причем главной структурной составляющей закаленного сплава является пересыщенный твердый раствор на базе основного металла. В отличие от углеродистых сталей, закалка большинства цветных сплавов не связана с полиморфным превращением твердого раствора.

Рассмотрим закалку на примере сплава X_1 (рис.10.1), имеющего в исходном (литом) состоянии двухфазную структуру, состоящую из зерен α -фазы и выделений β -фазы, расположенных по границам и в теле зерен. При нагреве этого сплава выше температуры сольвуса (T_1), например до T_2 , β -фаза растворяется в α -фазе. Выше температуры T_1 (но ниже солидуса T_3) сплав X_1 представляет собой ненасыщенный твердый раствор, причем концентрация компонента В в α -фазе определяется отрезком AX_1 . При охлаждении от температуры T_2 до температуры T_1 α -раствор в сплаве X_1 становится насыщенным (точка n на кривой сольвуса). Если дальнейшее охлаждение проходит достаточно медленно, то из α -раствора выделяется β -фаза и состав α -раствора изменяется по линии ограниченной растворимости nb . При комнатной температуре сплав X_1 в равновесном состоянии содержит α -раствор состава точки b и β -фазу.

Выделение β -фазы является диффузионным процессом, так как химические составы α - и β -фаз различны. Диффузионное перераспределение компонентов требует определенного времени для своего

завершения. При достаточно быстром охлаждении диффузионные процессы, необходимые для образования и роста частиц β -фазы, не успевают пройти, и β -фаза не выделяется из α -раствора. В результате сплав X_1 после такой термической обработки (закалки) будет состоять из одной фазы – α -раствора состава X_1 . Этот раствор при комнатной температуре является пересыщенным; избыток растворенного компонента В в нем характеризуется отрезком bX_1 . Следовательно, закалка сплава X_1 зафиксировала фазовое состояние, стабильное при температуре нагрева под закалку.

Закалкой далеко не всегда фиксируют однофазное состояние. Например, в сплаве X_2 (см. рис. 10.1) при любых температурах, вплоть до эвтектической, содержится β -фаза. При температуре закалки T_2 в этом сплаве находится насыщенный твердый раствор состава точки m и нерастворенная β -фаза. При достаточно медленном охлаждении из-за выделения β -фазы из α -раствора состав последнего должен изменяться по линии mb . При быстром охлаждении происходит закалка: β -фаза не успевает выделиться из α -раствора, и его состав при комнатной температуре, так же как и при температуре T_2 , определяется точкой m . Следовательно, закаленный сплав X_2 содержит пересыщенный α -раствор состава точки m и избыточную β -фазу, не растворившуюся при нагреве под закалку. Закалкой сплава X_2 зафиксировано состояние, которое было стабильным при температуре закалки.

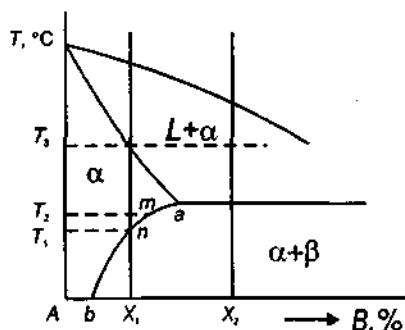


Рис. 10.1. Схема к объяснению закалки и старения двойных сплавов

Основные параметры закалки: температура нагрева, время держки и скорость охлаждения. Температуру нагрева и время держки выбирают так, чтобы полнее растворить избыточные фазы в матричном растворе.

Нижняя граница интервала закалочных температур в сплавах типа X_1 на рис.10.1 определяется точкой сольвуса (точкой n). При недогреве до этой температуры закалка будет неполной: часть β -фазы не растворится, и α -фаза после закалки будет меньше пересыщена вторым компонентом. Верхняя граница интервала закалочных температур определяется точкой солидуса.

Скорость охлаждения при закалке должна быть такой, чтобы не успел произойти распад матричного раствора. Чаще всего это условие выполняется при охлаждении с температуры закалки в холодной воде; в редких случаях достаточно воздушного охлаждения. Закалку алюминиевых сплавов чаще всего применяют как промежуточную операцию перед старением.

10.2.2. Старение

При старении закаленный сплав, находящийся в метастабильном состоянии, переходит в более устойчивое состояние, но далеко не равновесное. Достигается это нагревом закаленного сплава до температур двухфазной области, обеспечивающих диффузионное перераспределение растворенных компонентов.

В закаленном сплаве пересыщенный раствор содержит избыток растворенных элементов. При старении эти элементы стремятся выделиться из пересыщенного раствора, причем в промышленных сплавах цветных металлов выделяющаяся фаза является, как правило, интерметаллидом. При самом общем рассмотрении вопроса можно условно выделить три важнейшие стадии старения.

На первой стадии внутри кристаллов твердого раствора происходит подготовительный процесс: атомы растворенных элементов собираются к определенным местам, образуя кластеры – участки раствора с концентрацией, близкой к концентрации той фазы, которая должна выделиться. Кластеры, экспериментально выявляемые структурными методами, называют *зонами Гинье – Престона* (зоны ГП). На второй стадии выделяется собственно избыточная фаза. Важнейшая особенность этой стадии заключается в том, что, как правило, вначале выделяется не абсолютно стабильная (β), а метастабильная фаза (β'), которая или по структуре или по составу является промежуточной между исходным раствором α и равновесной избыточной фазой β . Как правило, на этой стадии достигается наибольший эффект упрочнения. При повышении температуры или увеличении продолжительности старения метастабильная фаза может заменяться

стабильной. Решетка новой фазы на первых этапах выделения часто когерентна решетке матрицы – пересыщенного раствора (плавно сопряжена с ней). С повышением температуры и увеличением продолжительности старения эта когерентность нарушается.

На третьей стадии старения в сплаве идут самопроизвольные процессы коагуляции (укрупнения) кристаллов выделившейся фазы. При достаточно высоких температурах более мелкие частицы растворяются в матричном α -растворе и за их счет растут более крупные. Кроме того, если выделившаяся фаза имеет пластинчатую форму, то происходит частичное растворение крупных пластин с вершин и «осаждение» атомов из раствора вдали от вершин, и пластины постепенно превращаются в шаровидные частицы. Таким образом, коагуляция и сфероидизация частиц избыточной фазы происходят путем переноса вещества через окружающий их твердый раствор α .

Процесс распада пересыщенного раствора можно представить в виде схемы: $\alpha \rightarrow \text{ГП} \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$. В общем случае с увеличением температуры и продолжительности старения прочность и твердость сплава сначала возрастают, а затем снижаются (рис. 10.2).

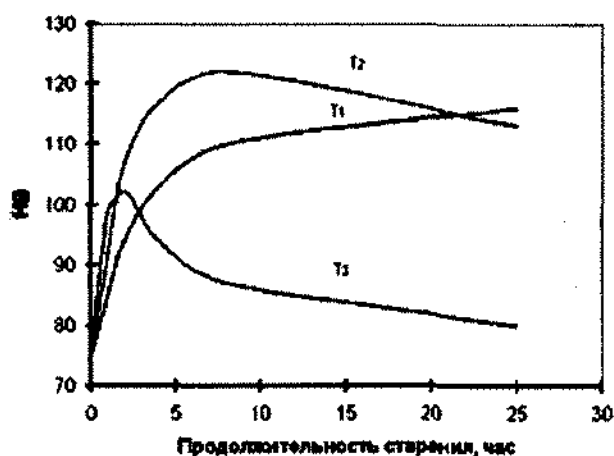


Рис. 10.2. Зависимость твердости сплава от времени старения при разных температурах ($T_1 < T_2 < T_3$)

Упрочнение при старении обусловлено возникновением поля упругих напряжений в матрице вокруг зон ГП и полукogerентных выделений промежуточной фазы, а также сопротивлением зон ГП и

особенно промежуточной фазы перерезанию их дислокациями. Чем больше число зон ГП и выделений промежуточной фазы в единице объема матрицы, тем сильнее действие обоих факторов упрочнения.

Разупрочнение при старении (перестаривание) вызывается коагуляцией выделений (увеличением расстояний между ними), а также уменьшением поля упругих напряжений в матрице при замене когерентных выделений сначала полуккогерентными, а затем некогерентными. Выделения стабильной фазы, как правило, полностью некогерентны матрице и появляются на большом расстоянии одно от другого, не создавая эффективных препятствий движущимся дислокациям.

Главной целью старения является упрочнение сплава. Режим старения выбирают, ориентируясь на достижение определенного сочетания прочности, пластичности, коррозионной стойкости и других свойств. При упрочняющем старении пластичность обычно снижается. Старение при комнатной температуре называют естественным, а при специальном нагреве – искусственным.

Операции закалки и старения литейных алюминиевых сплавов обозначают буквой Т и условным порядковым номером: Т1, Т4, Т5, Т6, Т7. Термическая обработка по режиму Т1 состоит в искусственном старении отливки без предварительной закалки. Старение в этом случае возможно потому, что при быстром охлаждении отливки в металлической форме происходит подкалка. При этом алюминиевый раствор получается недостаточно пересыщенным, во-первых, из-за того, что фазы-упрочнители не были растворены при высокотемпературном нагреве и, во-вторых, скорость охлаждения была недостаточно высокой. В результате прирост прочности при старении получается значительно меньше, чем после специальной закалки.

Режим Т4 включает только закалку (и, очевидно, естественное старение), а Т6 – закалку и старение отливок на максимальную прочность. Часто используют режим Т5 – закалку и старение, которое из-за более короткой выдержки или более низкой температуры не приводит к максимально возможному упрочнению, но зато обеспечивает повышенную по сравнению с режимом Т6 пластичность отливок. Режим Т7 – это закалка и стабилизирующее старение (перестаривание), проводимое при температуре, более высокой, чем по режиму Т6. Цель такой обработки – стабилизация свойств и размеров деталей.

10.2.3. Закалка и старение сплавов системы алюминий-медь

Рассмотрим процессы, проходящие во время закалки и старения в системе Al-Cu на примере сплава Al-5 % Cu (рис. 10.3). Этот сплав расположен левее точки предельной растворимости меди в алюминии в твердом состоянии и поэтому при медленном охлаждении при кристаллизации в нем не будет протекать эвтектическая реакция. При комнатной температуре структура сплава будет состоять из зерен алюминиевого твердого раствора и выделений соединения CuAl_2 (θ -фаза) содержащего ~53 % Cu.

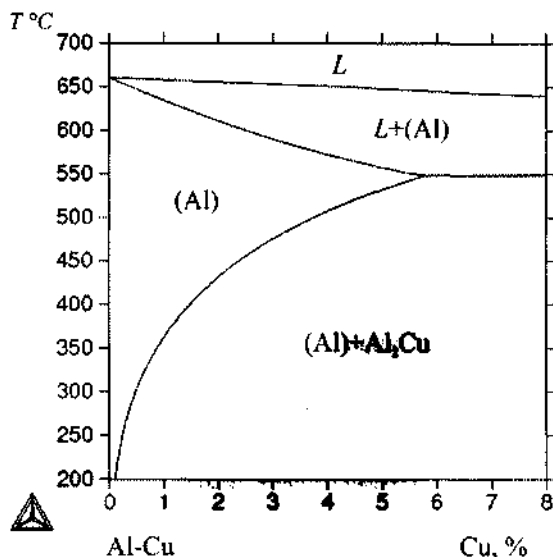


Рис.10.3. Фрагмент диаграммы состояния Al-Cu со стороны алюминия

При нагреве сплава до температуры около 530 °С в соответствии с диаграммой состояния (см. рис. 10.3) структура сплава становится однофазной и содержит только кристаллы α -раствора. При медленном охлаждении этого сплава от заданной температуры из α -твердого раствора на базе алюминия должно выделяться фаза CuAl_2 .

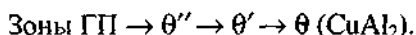
В процессе закалки сплава Al-5 % Cu от температуры 530 °С происходит фиксация при комнатной температуре пересыщенного твердого раствора меди в алюминии. В процессе старения сплава, например при 200 °С сначала происходит образование в пересыщенном

твердом растворе участков, обогащенных медью, которые, как уже было сказано, называются зонами ГП. С увеличением продолжительности старения в сплаве наблюдается выделение промежуточной фазы θ'' , состав которой соответствует CuAl_2 (рис. 10.4). Дальнейшее старение приводит к выделению сначала промежуточной фазы θ' , а затем стабильной фазы θ .



Рис. 10.4. Вторичные выделения фазы метастабильных модификаций фазы Al_2Cu (θ' и θ'') в сплаве $\text{Al}-5\% \text{Cu}$ после закалки с 540°C и старения при 180°C в течение 10 ч. ПЭМ ($\times 9000$)

Таким образом, всю последовательность распада пересыщенного раствора при старении сплава $\text{Al}-5\% \text{Cu}$ можно описать цепочкой



10.3. Описание оборудования

Для нагрева образцов используются лабораторные муфельные печи электросопротивления с автоматическим регулятором, поддерживающим температуру внутри муфеля с точностью 10°C . Дополнительный контроль температуры образцов осуществляется хромель-алюмелевой термопарой, подключенной к переносному потенциометру. Термопара вставляется в печь через отверстие в дверце муфеля, до соприкосновения ее горячего спая с образцом.

Закалка образцов производится предельно быстрым погружением их в бак с водой. При закалке, во избежание захлаживания образцов при переносе их из печи, щипцы предварительно подогревают до температуры, близкой к температуре закалки сплава.

После погружения образца в воду следует производить вращательное или возвратно-поступательное движение щипцов с образцом в воде, чтобы сорвать с его поверхности паровую рубашку, замед-

ляющую охлаждение. Твердость по Бринеллю определяется на твердомере типа ТШ-2 (см. лабораторную работу 3). Образцы для измерения твердости должны иметь плоскую площадку.

10.4. Порядок проведения работы и указания по охране труда

1. Изучить влияние закалки и старения на твердость сплава Al-5 % Cu.

Образцы сплава нагреть до 530 °С, выдержать 30 мин и закалить в холодной воде. Закаленные образцы подвергнуть старению при 200 °С в течение 1 ч. Измерить твердость по Бринеллю HB 5/250/30 образцов в закаленном и состаренном состояниях.

2. Изучить влияние температуры и времени старения на твердость закаленного сплава Al-5 % Cu.

По данным размерам отпечатка после разного времени (t) старения при трех температурах оценить твердость по Бринеллю (HB) и построить графики зависимости HB– t .

3. При работе с электрическими печами сопротивления необходимо помнить, что они могут явиться источниками поражения электрическим током и термических ожогов.

Запрещается начинать работу с печами без разрешения преподавателя или учебного лаборанта.

Во избежание поражения электрическим током загрузку образцов в печь и их выгрузку производить только при выключенном электропитании печи. Во избежание термических ожогов запрещается прикасаться к корпусу печей и работать без рукавиц и специальных клещей.

4. При работе с твердомером Бринелля шариковый индентор нельзя располагать у края образца во избежание вылета образца при нагружении.

10.5. Требования к отчету

1. Представить диаграмму состояния системы Al–Cu, отметив на ней изученный сплав.

2. Представить графики зависимости твердости закаленного сплава Al-5 % Cu от времени старения при 200 °С и от времени старения.

Литература

Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МЦИС, 1994. С. 236–238, 246–249, 320–332.

Контрольные вопросы

1. Зачем необходимо ускоренное охлаждение при закалке?
2. Каково основное назначение закалки алюминиевых сплавов?
3. Как выбрать на диаграмме состояния двойной системы интервал закалочных температур?
4. Как скажется недогрев при закалке на упрочнении при старении?
5. Что представляют собой зоны Гинье – Престона?
6. Как происходит коагуляция и сфероидизация выделений при старении?
7. Чем вызвано упрочнение при старении?
8. Чем вызвано разупрочнение при старении?
9. Какое структурное состояние характерно для алюминиевого сплава, состаренного на максимальную прочность?
10. Какую структуру имеет сплав Al–5 % Cu в литом, закаленном и состаренном на максимальную прочность состояниях?
11. В каком сплаве больше максимальный эффект упрочнения после закалки и старения: Al–6 % Cu или Al–10 % Cu?
12. Оцените оптимальный диапазон температур нагрева под закалку сплава Al–4 % Cu.
13. Что такое естественное старение?
14. Можно ли упрочнить за счет закалки и старения сплав Cu–20 % Zn (см. рис. 4.6, а)?

Лабораторная работа 11

МИКРОСТРУКТУРА МАГНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

(2 часа)

11.1. Цель работы

Получение навыков металлографического анализа промышленных магниевых и титановых сплавов и знакомство со стандартами на их составы.

11.2. Теоретическое введение

11.2.1. Магниево-титановые сплавы

Магний – двухвалентный элемент, имеющий ГП решетку. Температура плавления магния чистотой 99,99 % составляет 651 °С. Отличительное свойство магния – его невысокая плотность: 1,738 г/см³ при 20 °С. Вследствие этого магний и его сплавы нашли широкое применение при производстве деталей для самолето- и ракетостроения, атомной энергетики и автомобилестроения.

Все промышленные магниевые сплавы в зависимости от их назначения делятся на две основные группы:

- 1) деформируемые, предназначенные для производства полуфабрикатов различными методами обработки давлением;
- 2) литейные, предназначенные для получения деталей методами фасонного литья.

В табл. 11.1 представлено влияние основных легирующих элементов и примесей на разные структурные параметры в промышленных магниевых сплавах. Основными легирующими элементами в магниевых сплавах являются алюминий, цинк, неодим, литий. С этими элементами магний образует диаграммы состояния эвтектического типа (рис. 11.1, а–г).

Наиболее вредными примесями в деформируемых и литейных магниевых сплавах являются никель, железо и кремний. Содержание этих примесей строго ограничивают, так как они снижают коррозионную стойкость изделий.

Классификация легирующих элементов и примесей в промышленных магниевых сплавах по их влиянию на различные элементы структуры

Элементы структуры	Легирующие элементы и примеси ¹
Твердорастворное легирование (Al) и образование фаз-упрочнителей при старении	Al, Cu, Si, Zn, Li, Nd
Образование нерастворимых (при отжиге) эвтектических фаз	Fe, Ni, Mn, Al, Si, Cu, Nd
Образование дисперсондов в различных состояниях	H, Zr, Mn

¹ Один и тот же элемент может быть классифицирован по-разному в зависимости от его количества и состава сплава.

Российские деформируемые и литейные магниевые сплавы маркируют соответственно буквами МА и МЛ. В других странах магниевые сплавы маркируются по-другому. Например, в соответствии с американской маркировкой сплавы маркируются двумя заглавными буквами:

АМ – сплав содержит в качестве основных легирующих элементов алюминий и марганец;

AZ – сплав содержит в качестве основных легирующих элементов алюминий и цинк;

ZK – сплав содержит в качестве основных легирующих элементов цинк и цирконий (табл. 1–3 Приложения 3).

Деформируемые магниевые сплавы (ГОСТ 14957–76) в зависимости от свойств и природы влияния легирующих элементов делят на несколько групп:

коррозионностойкие сплавы, легированные марганцем;

сплавы средней и высокой прочности, легированные алюминием, цинком и марганцем;

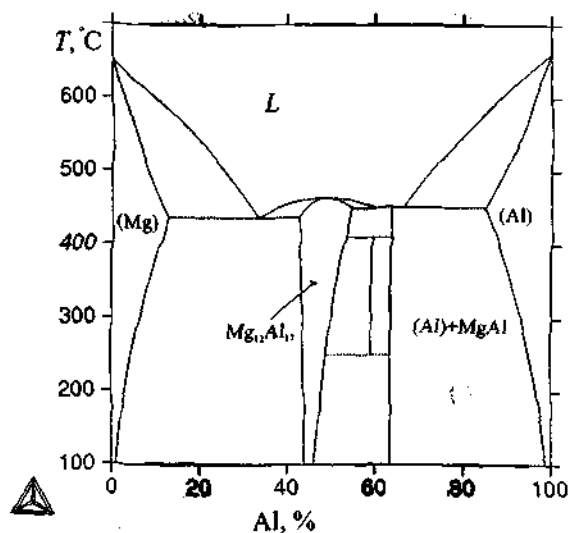
высокопрочные сплавы, легированные цинком и цирконием;

жаропрочные сплавы, легированные редкими и редкоземельными металлами;

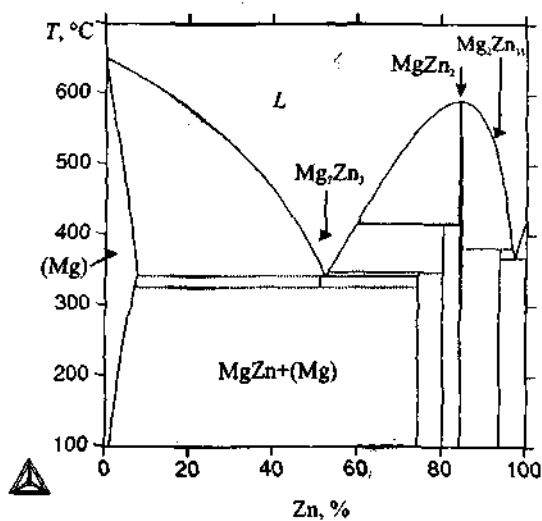
ультралегкие сплавы, легированные литием.

Полуфабрикаты из магниевых сплавов чаще всего получают горячей обработкой давлением, так как при комнатной температуре пластичность сплавов на основе магния (за исключением сплавов системы Mg–Li) мала.

Горячая деформация (прокатка, прессование, ковка), как правило, проводится при температурах 200...500 °С.



a



b

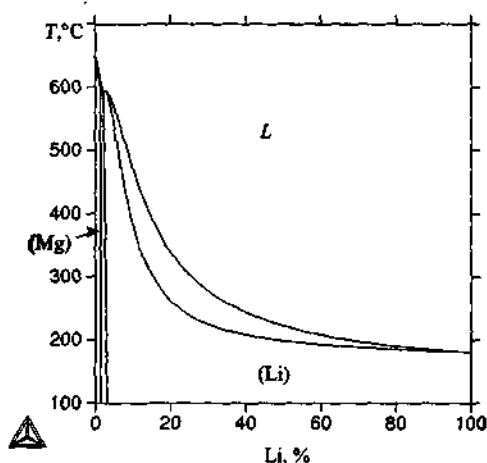
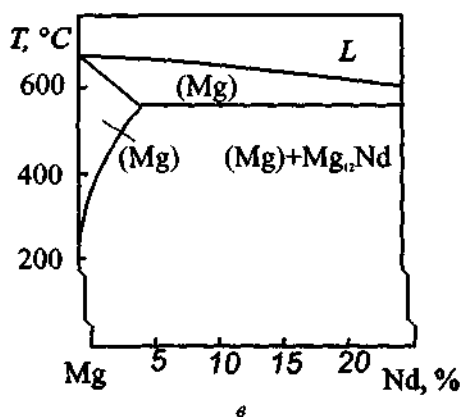


Рис. 11.1. Диаграммы состояния Mg-Al (а), Mg-Zn (б), Mg-Nd (в) и Mg-Li (г)

В качестве заготовок для горячей обработки давлением служат слитки, полученные полунепрерывным методом. Гомогенизацию слитков деформируемых магниевых сплавов чаще всего совмещают с нагревом их под обработку давлением.

После горячего прессования полуфабрикаты из магниевых сплавов, не содержащих циркония, имеют рекристаллизованную структуру.

В сплавах с цирконием почти всегда наблюдается характерная строчечность структуры, ориентированная вдоль направления деформации. При горячей прокатке формируется полосчатая структура. Локализация деформации в узких полосах приводит к тому, что рекристаллизация проходит только в полосах деформации, объем же металла между полосами остается нерекристаллизованным.

Деформированные полуфабрикаты из магниевых сплавов, не упрочняемые термической обработкой, подвергают высокотемпературному (рекристаллизационному) отжигу. Такой отжиг способствует уменьшению различия в свойствах полуфабрикатов вдоль и поперек направления деформации.

Термически упрочняемые деформируемые магниевые сплавы после горячей обработки давлением подвергают закалке без старения, часто с охлаждением на воздухе в струе теплого воздуха, или закалке с последующим старением.

Нагрев под закалку способствует частичному или полному растворению избыточных фаз литейного происхождения, а также тех, которые образуются при горячей деформации. Последующее охлаждение полуфабриката при закалке формирует пересыщенный твердый раствор, который затем распадается при старении.

Пересыщенные растворы на основе магния (кроме сплавов магния с редкоземельными металлами), как уже отмечалось, фиксируются при небольших скоростях охлаждения. Поэтому такие сплавы закалывают на воздухе или в струе сжатого воздуха, иногда в кипящей или горячей воде.

Таблица 11.2

Механические свойства отливок сплавов на базе системы Mg-Al-Zn, полученных различными способами литья, после закалки и старения

Марка сплава	Способы литья	Режим термообработки	Механические свойства		
			$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
МЛ4	З, О	T4	220	—	5
		T6	230	—	2
МЛ5	З, О, К	T4	230	85	5
		T6	230	—	2
МЛ6	З, О, К	T4	220	110	4
		T6	220	140	1

З — земляное литье, О — в оболочковые формы, К — кокиль.

Литейные магниевые сплавы (ГОСТ 2856-79) подразделяют на следующие основные группы:

сплавы средней и высокой прочности на базе системы Mg-Al-Zn (табл. 11.2);

высокопрочные сплавы на базе систем Mg-Al-Zn;

жаропрочные сплавы, легированные РЗМ.

Структура литейных магниевых сплавов схожа со структурой слитков деформируемых сплавов. В целом по составу структуре магниевые сплавы, как правило, близки сплаву X_1 на рис. 9.1, а по структуре в литом состоянии – алюминиевым сплавам типа АМ5 или АМг10 (см. рис. 9.5).

11.2.2. Титановые сплавы

Титан – четырехвалентный элемент, полиморфный металл, атомный номер 22. Температура плавления 1668°C , плотность $4,505\text{ г/см}^3$. При температурах до $882,5^\circ\text{C}$ устойчива низкотемпературная α -модификация титана с ГП решеткой, при более высоких температурах вплоть до плавления существует высокотемпературная β -модификация с ОЦК решеткой.

Титановые сплавы (ГОСТ 19807–91) отличаются низкой плотностью, высокой абсолютной и удельной прочностью и коррозионной стойкостью в морской воде и многих других агрессивных средах. Рабочие температуры титановых сплавов находятся в интервале температур от криогенных (-196°C и ниже) до $450\dots 500^\circ\text{C}$, а у отдельных сплавов достигают $600\dots 650^\circ\text{C}$. Титановые сплавы нашли широкое применение в авиационной и ракетной технике, судостроении, химической, медицинской и других областях промышленности.

Классификация легирующих элементов и примесей

В зависимости от влияния на температуру полиморфного превращения легирующие элементы и примеси в титановых сплавах разделяются на три группы (рис. 11.2):

1. **α -стабилизаторы**, т.е. элементы, повышающие температуру $\alpha \rightarrow \beta$ превращения. К ним относятся алюминий, галлий, индий, углерод, кислород и азот (см. рис. 11.2, а.). Углерод, кислород и азот образуют в титане твердые растворы внедрения и являются вредными примесями.

2. **β -стабилизаторы**, т.е. элементы, понижающие температуру $\alpha \rightarrow \beta$ превращения (см. рис. 11.2, б–г). Эти элементы можно подразделить на три подгруппы:

а) **эвтектоидообразующие β -стабилизаторы**; к их числу относятся кремний, хром, марганец, железо, медь, никель, кобальт, а так же водород – наиболее вредная примесь внедрения в титановых сплавах. В сплавах титана с этими элементами при достаточно низкой температуре происходит эвтектоидный распад β -фазы по реакции $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ (см. рис. 11.1, б). В результате такой реакции возможно образование промежуточных фаз Ti_5Si_3 , NiCr_2 , TiMn , TiFe и др.;

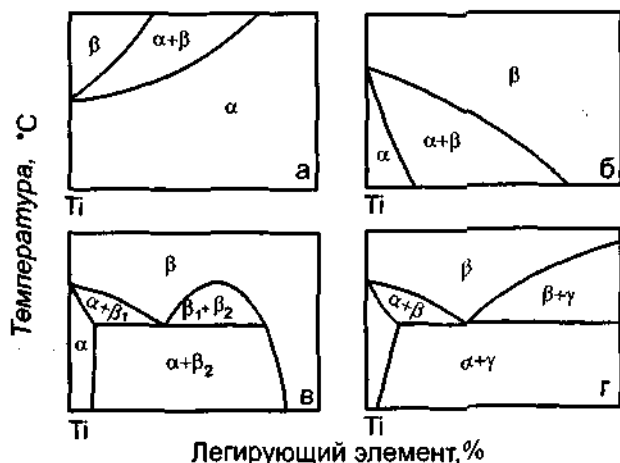


Рис. 11.2. Влияние легирующих элементов и примесей на температуру полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \beta$ в титане:

б) **изоморфные β -стабилизаторы**, к числу которых относятся ванадий, ниобий, тантал и молибден; в сплавах титана с этими элементами β -твердый раствор сохраняется до комнатной температуры, не претерпевая эвтектоидного распада (см. рис. 11.2, б); к числу изоморфных β -стабилизаторов следует также отнести вольфрам (см. рис. 11.2, г). Хотя в системе Ti-W и наблюдается монотектоидное равновесие $\beta_1 \rightarrow \alpha + \beta_2$, но при всех температурах ниже 882,5 °С и до комнатной в равновесии находятся α - и β -растворы, к тому же вольфрам с β -титаном также образует непрерывный ряд твердых β -растворов;

в) **квазиизоморфные β -стабилизаторы**, к числу которых относятся рений, рутений, родий, осмий и иридий. В сплавах титана с этими элементами β -твердый раствор также сохраняется до комнатной температуры, не претерпевая эвтектоидного распада, но непрерывных рядов твердых растворов в верхней части соответствующих диаграмм состояния эти элементы не образуют.

3. **Нейтральные упрочнители**, т.е. элементы, мало влияющие на температуру полиморфного превращения в титане, но заметно его упрочняющие. К ним относятся олово, цирконий, германий, гафний и торий.

Алюминий – важнейший легирующий элемент в титановых сплавах, стабилизирует α -фазу и присутствует в подавляющем большин-

стве промышленных титановых сплавов в количестве от 1,5...2 до 6...6,5 %. При более высоком содержании алюминия возможно образование промежуточной фазы α_2 (Ti₃Al), которая их охрупчивает (рис. 11.3). Алюминий эффективно упрочняет α -титан при комнатной и повышенной температурах, снижает плотность титановых сплавов и повышает их сопротивление окислению.

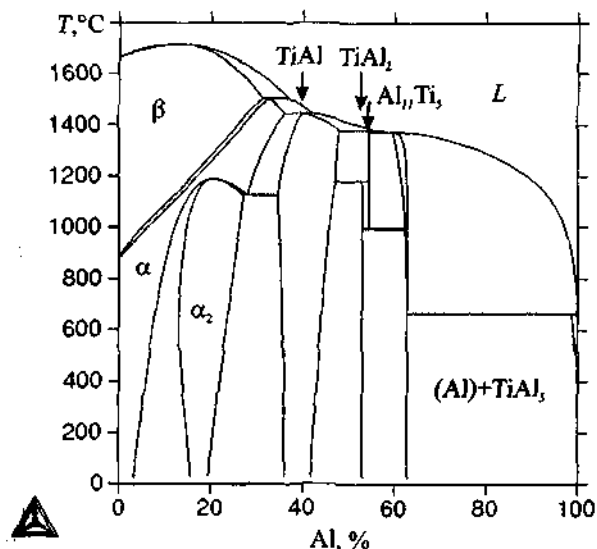


Рис. 11.3. Диаграмма состояния системы Ti-Al

Примеси углерода, азота, кислорода и водорода снижают пластичность и вязкость титана и титановых сплавов, поэтому их содержание ограничивают.

В зависимости от формы структурных составляющих все наблюдаемые разновидности структур в титановых сплавах можно отнести к одному из четырех типов:

а) так называемая превращенная β -структура, которая получается при малых скоростях охлаждения из β -области; в структуре присутствует бывшее β -зерно, в котором расположены α -колонии (рис. 11.4, а);

б) смешанная или дуплексная структура, которая получается при нагреве в $(\alpha+\beta)$ -область и последующем медленном охлаждении;

структура состоит из первичной α -фазы и β -превращенной матрицы (рис. 11.4, б);

в) равноосная или глобулярная структура, которая формируется при деформации в $(\alpha+\beta)$ -области с последующим рекристаллизационным отжигом при температурах ниже β -области (рис. 11.4, в);

г) так называемая структура корзиночного плетения, которая образуется при деформации вблизи температуры A_{c3} или при комбинированной деформации, когда она начинается в β -, а заканчивается в $(\alpha+\beta)$ -области (рис. 11.4, г).

Промышленные титановые сплавы классифицируют по разным признакам (фазовому составу в отожженном и других состояниях, уровню прочности, способности воспринимать упрочняющую термическую обработку и т.д.).

Наиболее распространена классификация титановых сплавов по степени соответствия их химического состава второй критической концентрации $C''_{кр}$ (см. рис. 11.2, а и б).

В связи с этой классификацией вводится так называемый коэффициент β -стабилизации (K_β):

$$K_\beta = C_1 / C_{1кр} + C_2 / C_{2кр} + C_3 / C_{3кр} + \dots + C_i / C_{икр}, \quad (11.1)$$

где $C_1, C_2, C_3, \dots, C_i$ — содержание β -стабилизаторов; $C_{1кр}, C_{2кр}, C_{3кр}, \dots, C_{икр}$ — критические концентрации ($C''_{кр}$), выше которых в соответствующих двойных системах закалкой фиксируется только β -фаза (+ ω), а мартенситное превращение подавляется. В табл. 11.3 приведены значения критических концентраций для соответствующих двойных систем на основе титана; K_β — показывает, насколько данный сплав близок по составу к $C''_{кр}$ и не учитывает влияние α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей.

Таблица 11.3

Значения критических концентраций в двойных системах титана

β-стабилизаторы		Критическая концентрация, %	
		$C'_{кр}$	$C''_{кр}$
Эвтектоидообразующие	Железо	6,0	9,2
	Марганец	6,5	10,8
	Хром	6,5	10,0
Изоморфные	Ванадий	15,0	18,0
	Ниобий	28,5	30,0
	Молибден	11,0	16,5
	Вольфрам	22,0	26,0

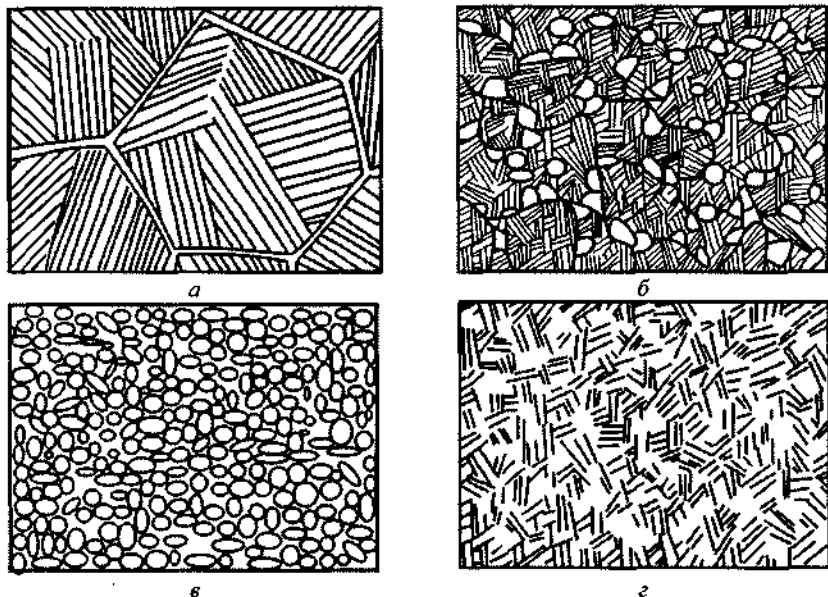


Рис. 11.4. Типичные структуры титановых сплавов
 а – пластинчатая (β -превращенная); б – смешанная (дулексная);
 в – равноосная (глобулярная); г – корзиночного плетения

По величине коэффициента K_β промышленные титановые сплавы разделяют на шесть групп:

- 1) α -сплавы (не содержат β -стабилизаторов, $K_\beta = 0$);
- 2) псевдо- α -сплавы ($0,09 \leq K_\beta \leq 0,25$);
- 3) $(\alpha+\beta)$ -сплавы мартенситного типа ($0,27 \leq K_\beta \leq 0,83$);
- 4) $(\alpha+\beta)$ -сплавы переходного типа ($K_\beta = 1 \dots 1,1$);
- 5) псевдо- β -сплавы ($1,7 \leq K_\beta \leq 2,5$);
- 6) β -сплавы ($K_\beta \geq 3$).

Марки российских промышленных титановых сплавов обозначаются двумя буквами: ВТ, ОТ, АТ или СТ, после которых стоят одна или две цифры, указывающие на порядковый номер сплава или его модификации. Если сплав используется не только как деформируемый, но и как литейный, то обозначение его марки заканчивается буквой Л (например, ВТ5Л, ВТ31Л, ВТ9Л и др.).

Отдельные титановые сплавы обозначают только цифрами. Марка таких сплавов состоит из четырех цифр (две первые – 42), из которых последние две цифры также означают порядковый номер сплава.

α -сплавы ($K_\beta = 0$). К их числу относятся технический титан, а также сплавы, легированные алюминием и нейтральными упрочнителями – оловом и цирконием.

Структура нелегированного титана (BT1-00 и BT1-0) зависит от температуры горячей деформации и последующего отжига. После деформации в β -области структура носит пластинчатый характер, и границы зерен бывшей β -фазы имеют зубчатое строение. Последующий отжиг в α -области не изменяет характера структуры – зубчатость границ сохраняется.

Отличительные особенности α -сплавов: высокая термическая стабильность (т.е. способность сохранять пластичность после длительного воздействия высоких температур и напряжений), нечувствительность к упрочняющей термической обработке и к типу структуры, образующейся при отжиге, средняя прочность при удовлетворительной пластичности и хорошая свариваемость.

К отечественным α -сплавом может быть отнесен сплав BT5-1 (5 % Al; 2,5 % Sn); он термически не упрочняется, хорошо сваривается, отличается достаточно высокими механическими свойствами ($\sigma_b = 800 \dots 1000$ МПа; $\delta = 8$ %; KCU = 40 Дж/см²), нашел широкое применение в различных отраслях, включая криогенную технику. Сплав жаропрочен до температур, не превышающих 450°C. Единственный вид термической обработки α -сплавов – отжиг.

Псевдо- α -сплавы ($0,09 \leq K_\beta \leq 0,25$). Эти сплавы содержат до 1...2,5 % β -стабилизаторов, а также алюминий и нейтральные упрочнители. Поэтому в их структуре в отожженном состоянии присутствует 2...6 % β -фазы. Образующаяся при закалке мартенситная α' -фаза в этих сплавах по своим механическим свойствам мало отличается от равновесной α -фазы, поэтому псевдо- α -сплавы упрочняющей термической обработке не подвергаются.

Небольшое количество β -фазы оказывает положительное влияние на пластичность псевдо- α -сплавов и при комнатной, и, особенно, при повышенных температурах, поэтому псевдо- α -сплавы более технологичны при обработке давлением по сравнению с α -сплавами, содержащими повышенное количество алюминия (BT5 и BT5-1). При одинаковой пластичности псевдо- α -сплавы на 10...20 % прочнее α -сплавов, что объясняется их более мелкозернистой и гетерогенной структурой. Псевдо- α -сплавы с повышенным содержанием алюминия (6...7 %) отличаются высокой жаропрочностью и используются при максимально высоких рабочих температурах (550...600 °C).

Наиболее широкое применение в промышленности среди псевдо- α -сплавов получили сплавы ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4 и ВТ20.

При комнатной температуре псевдо- α -сплавы имеют структуру, состоящую в основном из α -фазы. В свою очередь β -фаза металлографически при средних увеличениях не обнаруживается, что связано с ее малым количеством.

($\alpha+\beta$)-сплавы мартенситного типа ($0,27 \leq K_\beta \leq 0,83$). В отожженном состоянии эти сплавы имеют двухфазную структуру с содержанием β -фазы в количестве от 5 до 25 %. После закалки с температур выше $T_{кр}$, но ниже A_{c3} в этих сплавах, в зависимости от природы β -стабилизаторов, образуются мартенситные фазы α' или α'' . Последующее старение закаленных сплавов позволяет существенно повысить их прочность. Эффект термической обработки возрастает по мере увеличения коэффициента K_β , поэтому большинство двухфазных титановых сплавов мартенситного типа используют в промышленности как в отожженном, так и термически упрочненном состояниях.

Двухфазные ($\alpha+\beta$)-сплавы мартенситного типа можно условно на две группы:

а) сплавы средней (ВТ6) и высокой прочности (ВТ14, ВТ16 и ВТ23), используемые при комнатной и невысоких температурах;

б) жаропрочные сплавы (ВТ3-1, ВТ8, ВТ9 и ВТ25), используемые при температурах до 450...550 °С.

Сплавы средней и высокой прочности в зависимости от назначения используют в отожженном или термически упрочненном состояниях. На микроструктуру отожженных сплавов сильное влияние оказывают температура отжига и скорость охлаждения с этой температуры, а в случае упрочняющей термической обработки – температура нагрева под закалку и последующего старения.

Отжиг сплава ВТ6 в двухфазной ($\alpha+\beta$)-области (при 600...800 °С) не изменяет структуры, характер которой определяется режимом горячей деформации и сечением полуфабрикатов. Рекристаллизационный отжиг вблизи температуры A_{c3} вызывает коагуляцию α -фазы, и структура приобретает глобулярный характер. Для повышения вязкости разрушения можно применять отжиг β -области, в результате которого происходит рекристаллизация β -фазы и образование пластинчатой ($\alpha+\beta$)-структуры. При медленном охлаждении из β -области (с печью) образуются более широкие пластины α -фазы внутри равноосных зерен превращенной β -фазы, что обеспечивает

высокую вязкость разрушения, так как трещина продвигается вдоль границ бывших β -зерен и поперек колоний α -пластин.

Отжиг сплавов ВТ14 и ВТ16 так же проводят при температурах $(\alpha+\beta)$ -области, при которых еще не наблюдается заметного роста зерна. После медленного охлаждения структура этих сплавов представляет собой дисперсную смесь α - и β -фаз глобулярной формы. С повышением температуры отжига в пределах $(\alpha+\beta)$ -области происходит незначительное огрубление глобулярной структуры и увеличение размера зерна α -фазы. Отжиг в β -области ведет к резкому росту зерна β -фазы и образованию крупнозернистой структуры пластинчатого типа, для которой характерны пониженная прочность и пластичность. Крупное зерно распавшейся β -фазы не удастся измельчить путем последующей термической обработки.

При медленном охлаждении (с печью) после отжига в $(\alpha+\beta)$ -области образующаяся глобулярная структура с мелкими частицами α - и β -фаз обеспечивает низкую прочность и повышенную пластичность. При ускоренном охлаждении (на воздухе) с температур выше $t_{кр}$ возможно образование мартенсита α' (в сплавах ВТ6 и ВТ14) или α'' (в сплаве ВТ16), и структура отличается большей дисперсностью α - и β -фаз. Ускоренное охлаждение после отжига в β -области формирует крупнозернистую пластинчатую структуру с тонкими пластинами, при этом с повышением температуры отжига длина и толщина пластин увеличивается.

При закалке высокопрочных сплавов образуется мартенсит α' (или α'') и фиксируется метастабильная β -фаза. Повышение температуры нагрева под закалку в пределах $(\alpha+\beta)$ -области не оказывает существенного влияния на размер частиц α - и β -фаз, несмотря на заметное изменение фазового состава сплавов (сначала увеличивается количество β -фазы, а после закалки с температур выше $t_{кр}$ метастабильная β -фаза превращается в мартенсит).

После закалки из $(\alpha+\beta)$ -области с температур, близких к $A_{с3}$, образуется так называемая предмартенситная (или смешанная) структура, состоящая из мартенситной матрицы с пластинчатым (игольчатым) строением и глобулярных частиц α -фазы. После закалки из β -области высокопрочные сплавы имеют крупнозернистую пластинчатую (игольчатую) структуру, характерную для мартенсита α' (или α'').

Последующее старение не оказывает существенного влияния на микроструктуру закаленных сплавов. Происходит изменение фазово-

го состава закаленных сплавов, так как мартенситные фазы α' или α'' и метастабильная β -фаза распадаются с образованием смеси фаз α и β . Дисперсные продукты распада (частицы α - и β -фаз) можно увидеть только под электронным микроскопом. Металлографически структура состаренных сплавов от структуры закаленных сплавов отличается повышенной травимостью.

Структура жаропрочных $(\alpha+\beta)$ -сплавов формируется в основном во время горячей деформации полуфабрикатов.

Глобулярная структура равноосного типа обеспечивает высокие показатели прочности, пластичности и предела выносливости, но наиболее низкие значения ударной вязкости, жаропрочности и, особенно, вязкости разрушения. Для жаропрочных титановых сплавов наиболее желательная микроструктура корзиночного плетения, обеспечивающая оптимальное сочетание всего комплекса механических свойств. Для зернистой структуры с пластинчатым внутризерненным строением характерны более низкие пластические свойства, но более высокие значения ударной вязкости, сопротивления ползучести и вязкости разрушения.

В зависимости от назначения жаропрочные $(\alpha+\beta)$ -сплавы мартенситного типа подвергают двойному или изотермическому отжигу, закалке и последующему старению, а также ВТМО, которая состоит из закалки с температуры конца горячей деформации и последующего старения.

Отжиг жаропрочных $(\alpha+\beta)$ -сплавов производится только в $(\alpha+\beta)$ -области, так как нагрев в β -области ведет к резкому росту зерна β -фазы.

После двойного отжига в структуре жаропрочных $(\alpha+\beta)$ -сплавов видны светлые зерна α -фазы и темные поля превращенной β -фазы, что связано с дисперсным характером продуктов ее распада на второй ступени отжига.

Изотермический отжиг в $(\alpha+\beta)$ -области приводит к образованию смешанной глобулярно-пластинчатой или пластинчатой структуры корзиночного плетения.

Закалка из верхней части $(\alpha+\beta)$ -области не вызывает существенных изменений микроструктуры по сравнению с отожженным состоянием. В закаленном состоянии структура жаропрочных $(\alpha+\beta)$ -сплавов состоит из разноосных зерен или пластин α -фазы, мартенсита α' (или α'') с игольчатым строением и остаточной метастабильной β -фазы.

После старения структура состоит из мелких равноосных зерен α -фазы на фоне дисперсных продуктов распада мартенсита α' (или α'') и метастабильной β -фазы, отличающихся повышенной трювностью.

α - β -сплавы переходного типа ($K_\beta = 1 \dots 1,1$) и **псевдо- β -сплавы** ($1,7 \leq K_\beta \leq 2,5$).

Сплавы переходного типа по своему химическому составу располагаются между $C''_{кр}$ и $C'''_{кр}$ (см. рис. 11.2). После отжига в $(\alpha+\beta)$ -области и медленного охлаждения (с печью) структура этих сплавов представлена 20...30 % α -фазы и 80 % β -фазы. Если предшествующая деформация проводилась в $(\alpha+\beta)$ -области, то отожженный полуфабрикат имеет мелкое зерно бывшей β -фазы. После деформации β -области β -зерно оказывается более крупным. Типичными представителями сплавов переходного класса являются российские сплавы ВТ22 и ВТ30.

Структура полуфабрикатов после отжига в β -области и медленного охлаждения (с печью) представлена крупными зернами β -фазы, внутри которых располагаются тонкие пластины α -фазы. Размер зерна β -фазы и длина пластин α -фазы увеличиваются с уменьшением скорости охлаждения, а также с увеличением температуры и продолжительности отжига.

В зависимости от формы β -зерна различают неравноосную структуру, в которой зерна ориентированы в направлении деформации, и равноосную структуру. Неравноосная структура характерна для горячекатаных и отожженных прутков, тонкостенных штамповок и плит, в которых также наблюдается полосчатая структура. Крупногабаритные поковки и штамповки обычно имеют равноосную структуру.

Структура сплавов переходного типа после закалки из $(\alpha+\beta)$ -области представлена мелкими частицами α -фазы на фоне мелких или крупных зерен β -фазы. В структуре состаренных (после закалки) сплавов внутри зерен бывшей β -фазы видны игольчатые продукты распада (короткие и тонкие пластинки α -фазы).

Псевдо- β -сплавы относятся к наиболее легированным. Содержание только β -стабилизаторов в них достигает 15...20 %. После закалки из β -области в этих сплавах фиксируется метастабильная β -фаза, которая существенно упрочняется при последующем старении. Поскольку с увеличением содержания β -стабилизаторов

температура A_{c3} заметно снижается, то опасаться резкого укрупнения зерна β -фазы при закалке из β -области не приходится. В закаленном состоянии псевдо- β -сплавы имеют высокую пластичность.

После отжига при температурах ниже A_{c3} помимо β -фазы в структуре присутствует небольшое количество α -фазы, расположенной по ее границам. К сплавам этого класса относятся сплавы BT32, BT35, BT19.

β -сплавы ($K_{\beta} \geq 3$). Сплавы на основе термодинамически стабильной β -фазы не нашли широкого применения, так как не имеют значительных преимуществ, которые бы оправдывали их производство, по сравнению с другими титановыми сплавами. Эти сплавы не упрочняются при термической обработке и имеют более высокую прочность.

11.3. Порядок проведения работы

1. Проанализировать шлифы литейных магниевых и титановых сплавов в различных состояниях.
2. Определить структурные составляющие и схематично зарисовать микроструктуру.
3. Проанализировать структуру металлографических шлифов и объяснить причины формирования той или иной структуры.

11.4. Требования к отчету

1. Представить зарисовки структур литейных и деформируемых магниевых и титановых сплавов.
2. Под каждой микроструктурой подписать марку сплава, средний химический состав, состояние сплава, увеличение микроскопа; стрелками указать структурные составляющие.
3. Рядом с микроструктурами начертить соответствующие диаграммы состояния, необходимые для анализа структурных составляющих, и указать на них состав изученных сплавов.

Литература

Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1999. Гл. 2.

Контрольные вопросы

1. Назовите основные группы магниевых сплавов.
2. К какой системе относятся высокопрочные литейные сплавы?
3. Почему полуфабрикаты из магниевых сплавов получают горячей деформацией?
4. Для какой цели вводят в магниевые сплавы цирконий?
5. К какой системе относят высокопрочные деформируемые Mg-сплавы? Приведите пример высокопрочного сплава.
6. К какой системе относятся жаропрочные деформируемые магниевые сплавы? Приведите пример жаропрочного сплава.
7. Какую структуру имеет сплав МЛ12 в литом состоянии?
8. Какой сплав на базе системы Mg-Li имеет структуру β -твердого раствора?
9. Какую структуру имеет сплав МА21 в литом состоянии?
10. С какой целью в деформируемые магниевые сплавы вводят неодим?
11. По какому признаку и на какие группы подразделяют легирующие элементы в титановых сплавах?
12. По какому признаку и на какие группы подразделяют промышленные титановые сплавы?
13. Как маркируют промышленные деформируемые и литейные титановые сплавы?
14. Как рассчитывают коэффициент β -стабилизации (K_β) титановых сплавов?
15. Каковы разновидности структур титановых сплавов разных групп?
16. Каково назначение, преимущества и ограничения введения алюминия в титановые сплавы?
17. Какие элементы и почему следует отнести к β -стабилизаторам?
18. Какие элементы и почему следует отнести к α -стабилизаторам и нейтральным упрочнителям?
19. Какие ($\alpha+\beta$)-титановые сплавы вы знаете, каковы их преимущества и недостатки?
20. Какие β -титановые сплавы вы знаете, каковы их преимущества и недостатки?

Лабораторная работа 12

МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВОВ НА МЕДНОЙ ОСНОВЕ

(2 часа)

12.1. Цель работы

Получение навыков металлографического анализа промышленных медных сплавов (и композитов на медной основе) и знакомство со стандартами на их составы.

12.2. Теоретическое введение

12.2.1. Латунь

Медные сплавы, в которых основным легирующим элементом является цинк, называют двойными (или простыми) латунями. Наряду с двойными латунями в промышленности широко применяют многокомпонентные (специальные) латуни, содержащие помимо цинка добавки алюминия, железа, никеля, марганца, свинца и других элементов (табл. 12.1). Латуни используют для получения фасонных отливок, а также в виде полуфабрикатов, изготавливаемых обработкой давлением. Обработываемые давлением двойные латуни маркируют буквой Л, за которой следует число, указывающее содержание меди.

Структура двойных латуней определяется диаграммой состояния системы Cu–Zn (рис. 4.6, а), в которой α -фаза – это твердый раствор цинка в меди с гранцентрированной кубической решеткой, а β -фаза – соединение электронного типа переменного состава с объемноцентрированной кубической решеткой и характерной электронной концентрацией $3/2$, отвечающей составу CuZn.

К α -латуням относятся промышленные сплавы марок Л96, Л90, Л85, Л80, Л70 и Л68. При кристаллизации α -латуней в твердом растворе цинка в меди возникает внутрикристаллитная (дендритная) ликвация, устраняемая гомогенизационным отжигом, во время которого происходит усреднение концентрации цинка внутри зерен. В структуре литой α -латуни оси дендритов, обогащенные медью, оказываются светлыми по сравнению с темными межосными пространствами, обогащенными цинком. После отжига структура α -латуни

имеет такой же вид, как и микроструктура литой меди. После холодной деформации α -латуни образуется волокнистая структура с вытянутыми вдоль направления деформации кристаллами. При отжиге холоднодеформированной α -латуни или при горячей деформации рекристаллизация приводит к образованию полиэдрической структуры с большим количеством двойников, дающих в плоскости шлифа ряд параллельных полосок внутри зерен.

Таблица 12.1

Состав некоторых латуней, %

Марка	Cu	Al	Mn	Fe	Другие
Деформируемые (ГОСТ 15527-2004)					
Л90	88,0...91,0	—	—	—	—
Л68	67,0...70,0	—	—	—	—
Л63	62,0...65,0	—	—	—	—
ЛС59-1	57,0...60,0	—	—	—	0,8...0,9 Pb
ЛО70-1	69,0...71,0	—	—	—	1,0...1,5 Sn
Литейные (ГОСТ 17711-80)					
ЛЦ16К4	78,0...81,0	—	—	—	3,0...4,5 Si
ЛЦ23А6ЖЗМц2	64,0...68,0	1,7...2,5	1,5...3,0	2,0...4,0	—

По структуре литой α -латуни нельзя судить о ее химическом составе, так как изменение содержания цинка в твердом растворе не приводит к существенным изменениям в картине дендритной ликвации. Тем более по структуре α -латуни, отожженной после литья или деформации, нельзя судить о ее составе, как нельзя судить о химическом составе по микроструктуре любого другого однородного твердого раствора. Механические свойства α -латуни Л90 в отожженном состоянии следующие: $\sigma_b = 260$ МПа, $\delta = 44$ %.

К $(\alpha+\beta)$ -латуням относятся промышленные сплавы марок Л63 и Л60. Интервал составов, отвечающий марке Л63 (62...65 % Cu), находится около границы между α - и $(\alpha+\beta)$ -областями (61 % Cu).

В неравновесном литом состоянии латунь Л63 всегда двухфазная. В состоянии, близком к равновесному, при комнатной температуре она должна быть однофазной (α). При нагревании во время отжига или горячей обработки давлением латунь Л63 всегда попадает в $(\alpha+\beta)$ -область. При последующем ускоренном охлаждении из этой области остается неравновесный избыток β -фазы, поэтому латунь Л63 чаще всего бывает двухфазной. В двухфазных латунях под мик-

роскопом всегда четко видны две структурные составляющие: α -фаза (светлая) и β -фаза (темная).

По структуре отожженной ($\alpha+\beta$)-латуни, приведенной в состояние, близкое к равновесному, можно определить содержание в ней цинка, используя данные диаграммы состояния.

Микроструктура β -латуни характеризуется резкой разницей в окраске зерен β -фазы, различно ориентированных по отношению к плоскости шлифа. Стабильная при высоких температурах β -фаза пластична, а образующаяся из нее при упорядочении β' -фаза, наоборот, хрупка. Поэтому латуни с β' -структурой в промышленности не применяют.

В многокомпонентных латунях легирующие добавки растворены в α - и β -фазах и могут образовывать новые интерметаллидные фазы. При введении добавок изменяется концентрация цинка, соответствующая границе α - и ($\alpha+\beta$)-областей.

Тип микроструктуры многокомпонентной латуни (α , $\alpha+\beta$ или β) можно оценить с помощью коэффициентов замены цинка (коэффициентов эквивалентности Гийе). Коэффициент Гийе показывает, скольким процентам (по массе) цинка эквивалентен по своему действию на фазовый состав 1 % добавки. Значения этих коэффициентов следующие: для Si 11, Al 5, Sn 2, Pb 1, Fe 0,9, Mn 0,5 и для Ni минус 1,3. Кажущееся содержание цинка в латуни определяется по формуле

$$X = \frac{C_{Zn} + k_1 C_1 + k_2 C_2 + \dots}{C_{Cu} + C_{Zn} + k_1 C_1 + k_2 C_2 + \dots} 100, \quad (12.1)$$

где C_{Zn} и C_{Cu} — действительные концентрации цинка и меди, а $C_1, C_2, \dots$ — концентрации добавок с коэффициентами замены $K_1, K_2 \dots$. При увеличении содержания всех добавок, за исключением никеля, происходит переход от α - к ($\alpha+\beta$)- и к β -структуре, т.е. качественно эти добавки действуют на микроструктуру так же, как и цинк, а количественная разница учитывается при использовании коэффициентов замены цинка.

Из многокомпонентных литейных латуней разными методами литья получают фасонные изделия, не требующие обработки давлением. Широкое применение литейных латуней объясняется тем, что они благодаря малому интервалу кристаллизации обладают хорошей жидкотекучестью, небольшой усадочной рассеянной пористостью.

К недостаткам следует отнести образование в отливках при их затвердевании крупных усадочных раковин, для выведения которых в прибыль приходится переводить довольно много металла в отходы. В марке литейной многокомпонентной латуни после буквы Л указаны буквы, обозначающие все добавки к меди, начиная с цинка, за которыми следует число, указывающее содержание добавки; концентрация меди в марке не приводится. Обозначения добавок следующие: Ц – цинк, С – свинец, К – кремний, Ж – железо, Мц – марганец, А – алюминий.

Примером многокомпонентной литейной латуни является латунь марки ЛЦ23А6Ж3Мц2, которая содержит 23 % Zn, 6 % Al, 3 % Fe и 2 % Mn. Несмотря на содержание всего 23 % Zn, основной структурной составляющей в этой латуни является β -фаза, что согласуется с подсчетом кажущейся концентрации цинка. На фоне β -зерен с резко различной окраской видны дисперсные включения железосодержащей фазы. Высоколегированная и очень прочная латунь ЛЦ23А6Ж3Мц2 ($\sigma_b = 650$ МПа, $\delta = 7\%$) используется для отливки высоконагруженных массивных червячных винтов и гаек нажимных винтов.

В марке многокомпонентных латуней, обрабатываемых давлением, после буквы Л стоят первые буквы названий легирующих элементов, после чего указано содержание меди и соответствующих легирующих элементов. Концентрация цинка в марке не указывается. Например, латунь ЛС59-1 содержит 59 % меди и 1 % свинца, остальное – цинк (40 %).

Микроструктура свинцовой латуни ЛС59-1 (рис. 12.1) состоит из двух фаз: α и β . Свинец практически нерастворим в α - и β -фазах и находится в виде темных включений, которые хорошо видны на не травленном шлифе или после травления – на фоне светлых α -зерен.

Включения свинца при обработке резанием делают стружку ломкой, легко отделяющейся. Поэтому латуни с добавкой свинца применяют для быстрой обработки резанием на станках-автоматах, в частности, в часовой промышленности.

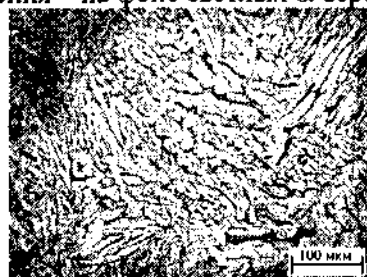


Рис. 12.1. Микроструктура свинцовой латуни ЛС59-1

12.2.2. Бронзы

В зависимости от основного легирующего элемента различают оловянные, алюминиевые, свинцовые, бериллиевые и другие бронзы.

Бронзы применяют для получения отливок и полуфабрикатов, изготавливаемых обработкой давлением.

В марке обрабатываемых давлением бронз после букв Бр стоят буквенные обозначения названий легирующих элементов в порядке убывания их концентрации, а в конце марки в той же последовательности указаны средние концентрации соответствующих элементов. В марке литейных бронз после каждого обозначения названия легирующего элемента указано его содержание. Если составы литейной и деформируемой бронз перекрываются, то в конце марки литейной бронзы стоит буква Л.

Оловянные бронзы (деформируемые ГОСТ 5017-74, литейные ГОСТ 613-79) – это сплавы меди с оловом, которые могут содержать также добавки фосфора, свинца, цинка, никеля и других элементов. Микроструктура двойных оловянных бронз определяется диаграммой состояния системы Cu-Sn (рис. 12.2, а). Фаза α – это твердый раствор олова в меди, а δ -фаза – соединение, отвечающее составу $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$.

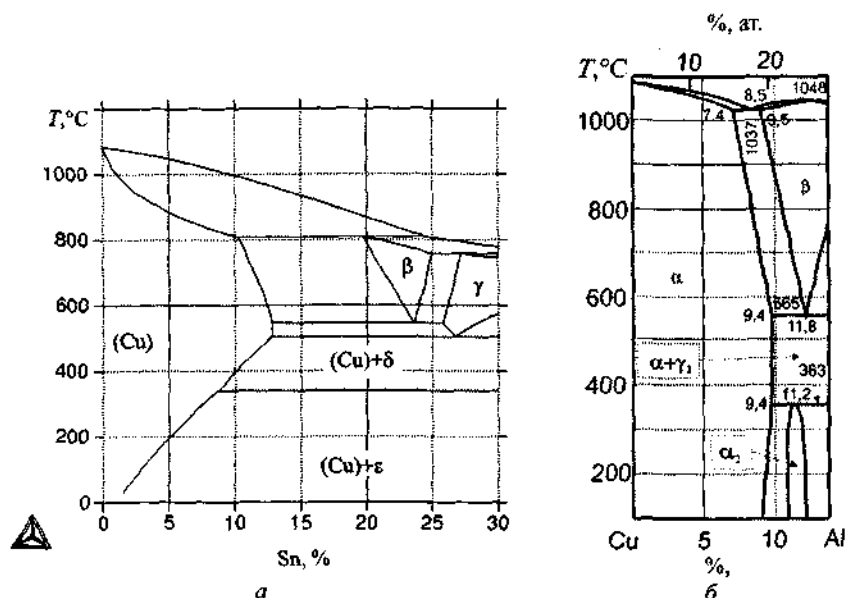


Рис. 12.2. Диаграммы состояния Cu-Sn (а) Cu-Al (б)

Эвтектоидное превращение $\delta \rightarrow \alpha + \epsilon$ при температурах ниже 350 °С и поворот границы α -области в сторону ординаты меди реализуются только в условиях громадных выдержек (до 10 000 ч) сильно наклепанных образцов.

В производственных условиях в отожженных двухфазных бронзах сосуществуют α - и δ -фазы, причем в α -растворе из-за чрезвычайной медленности его распада при низких температурах удерживается до 15,8 % Sn.

Из-за большого расхождения ветвей ликвидуса и солидуса оловянные бронзы в сильной степени склонны к дендритной ликвации. В α -растворе олова в меди оси дендритов, обогащенные медью, оказываются более темными по сравнению с межосными пространствами.

В структуре литых сплавов, содержащих более 6...7 % Sn, т.е. при значительно меньших концентрациях олова, нежели это предписывается равновесной диаграммой состояния, из-за дендритной ликвации появляется эвтектоид ($\alpha + \delta$), который образуется при распаде γ -фазы.

Структура таких сплавов состоит из двух составляющих – первичных кристаллов α -раствора с четко выраженной дендритной ликвацией и эвтектоида ($\alpha + \delta$). Эвтектоид состоит из бледно-голубого интерметаллида (δ) и темных изолированных включений α -фазы.

При отжиге литых сплавов, содержащих менее 15,8 % Sn, δ -фаза растворяется в α -фазе и эвтектоид может полностью исчезнуть; наряду с этим перестает выявляться дендритная ликвация в первичных α -кристаллах. В структуре сплавов, содержащих более 15,8 % Sn эвтектоид всегда присутствует, так как является равновесной составляющей.

Из-за дефицитности олова двойных сплавов Cu–Sn в действующем ГОСТе не имеется. Стандартная литейная оловяннофосфористая бронза Бр010Ф1 обладает хорошими антифрикционными свойствами и используется для отливки узлов трения арматуры, венцов червячных шестерен. Структура этой бронзы состоит из первичных α -кристаллов, эвтектоида $\alpha + \delta$ и светло-голубых кристаллов фосфида Cu_3P , входящих в состав вырожденной эвтектики $\alpha + \text{Cu}_3\text{P}$.

Алюминиевые бронзы (деформируемые ГОСТ 18175–75, литейные ГОСТ 493–79) – это сплавы меди с алюминием, а также с добавками марганца, железа и никеля. Согласно диаграмме состояния системы Cu–Al (см. рис. 12.2, б) сплавы, содержащие менее 9,4 % Al,

должны состоять из одной фазы – α -раствора алюминия в меди. Микроструктура этих сплавов после отжига слитка, после горячей деформации или отжига после холодной деформации ничем не отличается от структуры α -латуни, прошедшей соответствующую обработку.

При содержании алюминия свыше 9,4 %, а в неравновесных условиях и при меньшем его содержании, в структуре сплавов появляется эвтектоид ($\alpha + \gamma_2$), где γ_2 – соединение электронного типа. Микроструктура такого сплава состоит из светлых первичных α -кристаллов и темных участков эвтектоида, двухфазное строение которого из-за высокой дисперсности α - и γ_2 -фаз трудно различить.

Литейная алюминийевожелезомарганцевая бронза БрА10ЖЗМц2 содержит 10 % Al, 3 % Fe и 2 % Mn. Она имеет три структурные составляющие: α -кристаллы твердого раствора алюминия, марганца и железа в меди, эвтектоид ($\alpha + \gamma_2$) и точечные включения железной составляющей, равномерно распределенные по всему полю шлифа; эти включения трудно различить на темном фоне эвтектоида, но они хорошо видны на светлом фоне α -кристаллов. Эта бронза после литья в песчаную форму имеет $\sigma_b \geq 400$ МПа и $\delta \geq 10$ %.

Композиты на медной основе с дисперсными частицами получают различными методами, в частности, внутреннего окисления, т.е. без введение упрочнителей, поскольку оксидные частицы формируются в самом технологическом процессе. В других случаях частицы вводят с помощью технологии механического легирования (например, карбид кремния SiC). Такие композиционные материалы позволяют добиться уникального сочетания прочности, электропроводности, износостойкости и других характеристик, что невозможно реализовать в обычных медных сплавах. В качестве примера на рис. 12.3 показана структура композита Cu- SiC, полученного методом механического легирования.

12.3. Порядок проведения работы

1. Просмотреть набор приготовленных шлифов медных сплавов и определить фазы и структурные составляющие.

2. Используя атлас микроструктур (в виде альбома или в электронной форме на компьютере), схематично зарисовать изученные структуры сплавов с указанием фаз и структурных составляющих.

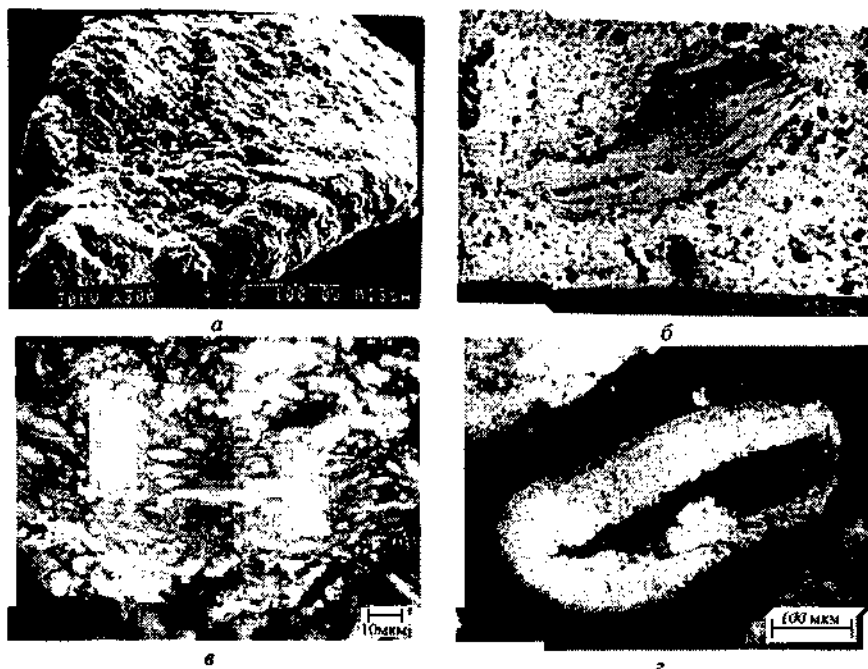


Рис. 12.3. Внешний вид и структура гранул композиционных материалов Cu – 20 % SiC (а, б), Cu – 45 % SiC (в), Д16 – 18 % SiC (г)
(А.А. Аксенов)

12.4. Требования к отчету

1. Представить зарисовки всех изученных микроструктур медных сплавов с указанием увеличения микроскопа.
2. Под каждой микроструктурой подписать марку сплава, средний химический состав, состояние, стрелками указать структурные составляющие.
3. Рядом с микроструктурами начертить соответствующие диаграммы состояния, необходимые для анализа структуры сплавов.

Литература

Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСИС, 1994. С. 309–316; 320–332; 334–337.

Контрольные вопросы

1. Какие сплавы называют латунями?
2. Сколько цинка содержит латунь Л63?
3. Что понимают под коэффициентом замены цинка?
4. Можно ли по микроструктуре определить химический состав одно- и двухфазной латуни?
5. Из каких структурных компонентов состоит бронза БрА10ЖЗМц2?
6. При какой температуре начнется плавление латуни Л70?
7. Какой сплав содержит больше меди: БрА10ЖЗМц2 или Л80?
8. Какое назначение свинца в латуни ЛС59-1?
9. Как изменится температура ликвидуса латуни Л80 при добавлении 5 % Ni?
10. Оцените температуру солидуса латуни ЛС59-1?
11. Можно ли упрочнить бронзу БрА5 за счет закалки и старения?
12. Какой сплав содержит больше меди: Л70, БрА10ЖЗМц2 или ЛС59-1?
13. Можно ли латунь ЛС59-1 перевести в однофазное состояние?

Лабораторная работа 13

МИКРОСТРУКТУРА БАББИТОВ И ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ

(2 часа)

13.1. Цель работы

Получение навыков металлографического анализа промышленных цинковых сплавов и баббитов и знакомство со стандартами на их составы.

13.2. Теоретическое введение

13.2.1. Цинк и его сплавы

Цинк имеет ГП кристаллическую решетку с параметрами $a = 0,2664$ нм $c = 0,4945$ нм, его плотность составляет $7,13$ г/см³. Марки первичного цинка по ГОСТ 3640–94 приведены в табл. 13.1. Содержание этого металла в земной коре составляет $0,005$ %. Цинк широко используется в промышленности в различных формах: в чистом виде – как основа цинковых сплавов и в качестве легирующей добавки (например, в алюминиевые и медные сплавы, см. гл. 16 и 19 соответственно). Самая чистая марка первичного цинка по ГОСТ 3640–94 (ЦВ00) содержит менее $0,003$ % примесей, а самая грязная (ЦЗ) допускает до $2,5$ % (основная примесь – свинец). Из технического цинка производят листы и фольгу, которые используются в полиграфии и для изготовления электрических батареек.

Промышленные цинковые сплавы подразделяют на литейные и антифрикционные. И те, и другие разработаны на основе системы Zn–Al–Cu. Составы стандартных литейных цинковых сплавов по ГОСТ 19424–97 приведены в табл. 13.1, а антифрикционных по ГОСТ 21437–95 – в табл. 13.2.

Сплав ЦА4, как следует из диаграммы состояния Zn–Al (рис. 13.1), является практически чисто эвтектическим (с небольшим количеством первичных кристаллов цинкового твердого раствора), что обеспечивает его высокие литейные характеристики при удовлетворительных механических свойствах. Алюминиевый твердый раствор при охлаждении ниже 275 °С претерпевает монотектоидный распад $(Al)' \rightarrow (Al)'' + (Zn)$, что вытекает из диаграммы Al–Zn (см.

рис. 13.1). Это может привести к изменению размеров деталей. Малая добавка магния (до 0,1 %) позволяет подавить этот распад и, следовательно, повысить размерную стабильность. Кроме того, магний повышает коррозионную стойкость, поэтому почти все цинковые сплавы содержат этот элемент в качестве добавки (см. табл. 13.1, 13.2). Однако при больших концентрациях магния, наоборот, становится нежелательным, поскольку он практически не растворяется в (Zn) и образует хрупкие включения фазы $MgZn_2$. Еще одной интересной особенностью двойной диаграммы Zn–Al является то, что предельное содержание цинка в алюминиевом твердом растворе превышает 80 % (см. рис. 13.1), поэтому многие цинковые сплавы имеют в качестве основной фазы (Al), а не (Zn).

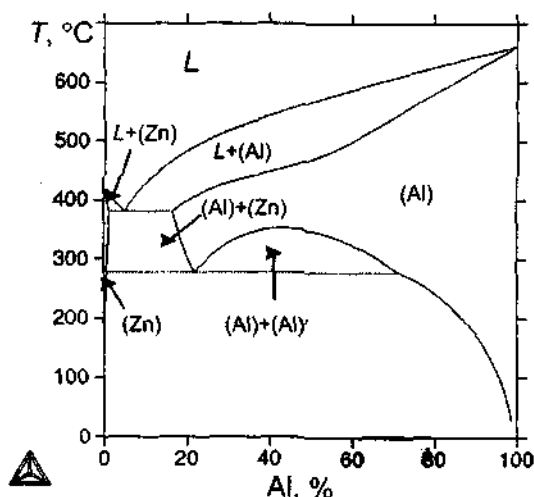


Рис. 13.1. Диаграмма состояния Zn–Al
(расчет по программе Thermo-Calc)

Таблица 13.1

Марки и химический состав некоторых литейных сплавов
на основе цинка по ГОСТ 25140–93

Марка сплава	Легирующие компоненты, %						
	Zn	Al	Cu	Mg	Fe	Cu	Pb
ЦА4	Ост.	3,5...4,5	–	0,02...0,06	–	0,06	0,01
ЦА4М1	Ост.	3,5...4,5	0,7...1,3	0,02...0,06	–	–	0,01
ЦА4М3	Ост.	3,5...4,5	2,5...3,7	0,02...0,06	–	–	0,01
ЦА8М1	Ост.	7,1...8,9	0,70...1,40	0,01...0,06	–	–	0,01
ЦА30М5	Ост.	28,5...32,1	3,8...5,6	0,01...0,08	0,01–0,5	–	0,02

Цинковые сплавы с добавкой меди согласно диаграмме Al-Zn-Cu (рис. 13.2) содержат (кроме алюминиевого и цинкового твердых растворов) фазу CuZn_3 (ϵ), которая может кристаллизоваться первично (ЦА4МЗ при содержании меди ближе к верхнему пределу), а также по моновариантным ($L \rightarrow (\text{Al}) + \text{CuZn}_3$ и $L \rightarrow (\text{Zn}) + \text{CuZn}_3$) и невариантной ($L \rightarrow (\text{Al}) + (\text{Zn}) + \text{CuZn}_3$) эвтектическим реакциям. Литейные цинковые сплавы с медью в зависимости от состава различаются по структурным составляющим, что отражено в табл. 13.3. Из таблицы видно, что в большинстве сплавов присутствует тройная эвтектика, которая определяет их солидус (377°C).

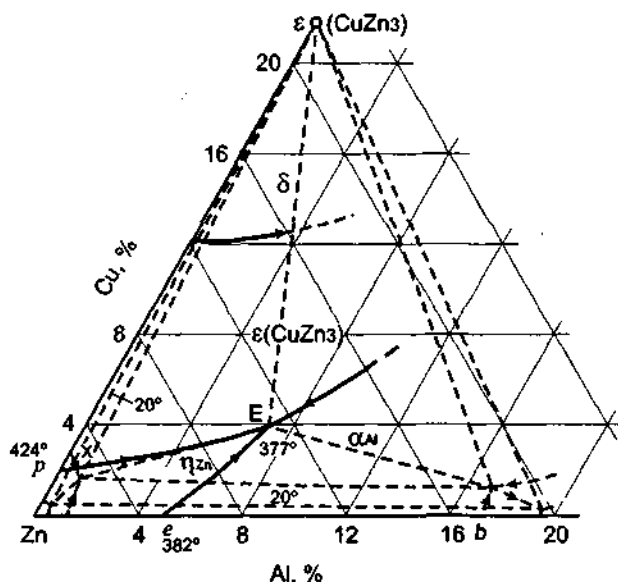


Рис. 13.2. Диаграмма состояния Zn-Al-Cu

Таблица 13.2

Марки и химический состав антифрикционных сплавов на основе цинка по ГОСТ 21437-95

Марка сплава	Основные компоненты, %				Примеси
	Zn	Al	Cu	Mg	
ЦАМ9-1,5Л ЦАМ 9-1,5	Основа	9,0...11,0	1,0...2,0	0,03...0,06	0,35
ЦАМ 10-5Л ЦАМ 10-5	То же	9,0...12,0	4,0...5,5	0,03...0,06	0,35

Структурные составляющие в промышленных цинковых сплавах

Марка сплава ¹	Первичные кристаллы	Двойная эвтектика	Тройная эвтектика ²
ЦА4	(Zn)	(Al)+(Zn)	—
ЦА4М1	(Zn)	(Al)+(Zn)	+
ЦА4М3	—	(Zn)+ CuZn ₃	+
ЦА8М1	(Al)	(Al)+(Zn)	+
ЦА30М5	(Al)	(Al)+CuZn ₃ ?	—
ЦАМ9-1,5	(Al)	(Al)+(Zn)	+
ЦАМ10-5	(Al)	(Al)+CuZn ₃	+

¹ См. табл. 13.1 и 13.2 (по среднему составу).² (Al) + (Zn) + CuZn₃.

Временное сопротивление большинства литейных цинковых сплавов не превышает 300 МПа, а в целом их механические свойства (табл. 13.4) находятся примерно на уровне силуминов (см. гл. 16), поэтому у них имеются совпадающие области применения (в частности, тонкостенные корпусные детали, получаемые литьем под давлением). Наиболее прочным цинковым литейным сплавом является наиболее легированный среди них – ЦА30М5. Хотя следует заметить, что в нем алюминиевый твердый раствор содержит меньше цинка, чем, например, ЦА8М1 (в первом приближении это можно оценить и по двойной диаграмме Al–Zn, см. рис. 13.1). Механические свойства антифрикционных сплавов (табл. 13.5) примерно такие же, как и у литейных сплавов (табл. 13.4).

Литейные цинковые сплавы используют в автомобильной, тракторной, электротехнической и других отраслях промышленности для отливки деталей приборов, в том числе таких, от которых требуется высокая стабильность и точность размеров (ЦА4, ЦА4М3). Из них также отливают вкладыши подшипников, втулки балансированной подвески, червячные шестерни, сепараторы подшипников качения (ЦА30М5).

Антифрикционный сплав ЦАМ 9-1,5Л используют для отливки монометаллических вкладышей, втулок, ползунов, а также для получения биметаллических изделий с металлическим каркасом литья. Из сплава ЦАМ 9-1,5 получают биметаллическую ленту из стали и дуралюмина методом прокатки с последующей штамповкой вкладышей. Сплав ЦАМ 10-5Л рекомендуется для отливки подшипников и втулок разных агрегатов, а сплав ЦАМ 10-5 – для получения прокатных полос для направляющих скольжения металлорежущих станков

и других изделий. Микроструктура сплава ЦАМ10-5 приведена на рис. 13.3. Предельные рабочие температуры антифрикционных сплавов не превышает 80-100 °С, а удельное давление – 100...250 МПа (в зависимости от скорости скольжения).

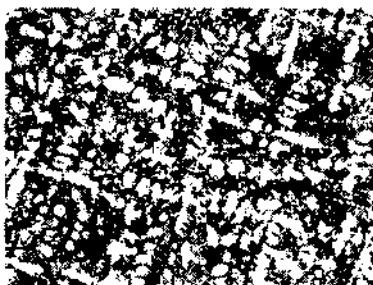


Рис. 13.3. Микроструктуры цинкового сплава ЦАМ 10-5, СМ

Таблица 13.4

Механические свойства некоторых литейных сплавов на основе цинка

Марка сплава	Способ литья ¹	Механические свойства, не менее		
		Временное сопротивление, МПа (кгс/мм ²)	Относительное удлинение, %	Твердость, НВ
ЦА4	Д	256 (26)	1,8	70
ЦА4М1	Д	270 (28)	1,7	80
ЦА4М3	Д	290 (30)	1,5	90
ЦА8М1	К	235 (24)	1,5	70
	Д	270 (28)	1,5	90
ЦА30М5	К	435 (44)	8,0	115
	Д	370 (38)	1,0	115

¹К – литье в кокиль, Д – литье под давлением

Таблица 13.5

Механические свойства цинковых антифрикционных сплавов

Марка сплава	Механические свойства, не менее		
	Временное сопротивление разрыву, МПа (кгс/мм ²)	Относительное удлинение	Твердость, НВ
<i>Литейные сплавы</i>			
ЦАМ9-1,5Л	245 (25)	1,0	95
ЦАМ 10-5Л	245 (25)	0,4	100
<i>Сплавы, обрабатываемые давлением</i>			
ЦАМ9-1,5	294 (30)	10,0	85
ЦАМ 10-5	343 (35)	4,0	90

13.2.2. Свинец, олово и их сплавы

Свинец имеет ГЦК кристаллическую решетку с периодом $a = 0,49502$, его плотность составляет $11,34 \text{ г/см}^3$. Содержание этого металла в земной коре составляет $0,004 \%$. Свинец – относительно дешевый металл, поэтому он широко используется в промышленности: в чистом виде как основа свинцовых баббитов и припоев, а также в качестве легирующей добавки, в частности, в медные сплавы.

Олово существует в двух модификациях. В интервале от точки плавления (232°C) до 13°C стабильной является β -модификация (так называемое белое олово) с тетрагональной кристаллической решеткой ($a = 0,58312 \text{ нм}$, $c = 0,31814 \text{ нм}$) и плотностью (при 20°C) $7,295 \text{ г/см}^3$. При более низких температурах термодинамически стабильна α -модификация (так называемое серое олово) с кубической решеткой типа алмаза ($a = 0,65043 \text{ нм}$) и плотностью $5,846 \text{ г/см}^3$. Трансформация $\beta \rightarrow \alpha$ сопровождается резким уменьшением плотности и, как следствие, значительным увеличением удельного объема (на $25,6 \%$). Результатом такого полиморфного превращения является растрескивание металла и образование серого порошка. Этот процесс проявляется при значительных переохлаждениях (наиболее сильно, начиная с -33°C), он получил название «оловянной чумы». Растрескивание олова при оловянной чуме вызвано возникновением сильных внутренних напряжений из-за увеличения удельного объема. Содержание этого металла в земной коре составляет $0,003 \%$. Мировое производство олова существенно меньше по сравнению со свинцом, но этот металл достаточно широко используется в промышленности: в чистом виде – как основа оловянных баббитов и припоев, а также в качестве легирующей добавки, в частности, в бронзы и латуни (см. лабораторную работу 12). Поскольку по цене олово намного дороже свинца, там, где нет острой необходимости, обычно стараются использовать сплавы с низким содержанием олова или совсем без него.

На примере баббита Б16 можно отметить основные особенности структуры этого класса материалов (согласно правилу Шарпи): мягкая матрица (в данном случае тройная эвтектика $(\text{Pb}) + \beta + \eta$) и твердые включения (в данном случае первичные кристаллы β) (рис. 13.4, а). Основное назначение меди в баббите Б16 (а также и в других) заключается в образовании разветвленных кристаллов соединения η , которые препятствуют всплыванию кристаллов $\beta(\text{SbSn})$, т.е. медь обеспечивает однородность состава и структуры по высоте (в чушке или

отливке). Мягкая основа должна обеспечивать прирабатываемость подшипника к шейке вала, а включения более твердой составляющей понижают коэффициент трения.

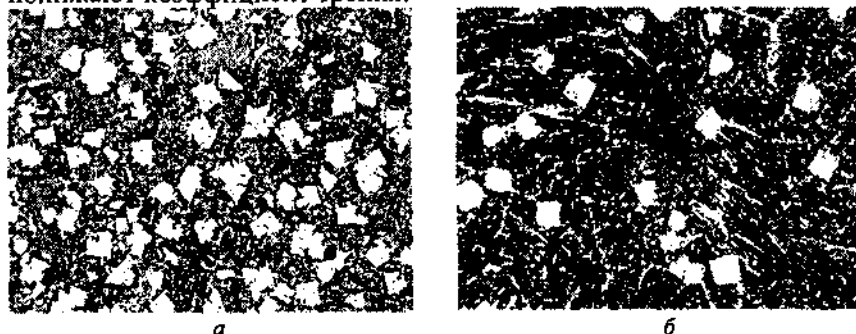


Рис. 13.4 Типичные микроструктуры свинцовых и оловянных баббитов, СМ: а – Б16; б – Б83

Для анализа фазового состава оловянного баббита Б83, содержащего в среднем 6 % Cu и 11 % Sn (табл. 13.6), достаточно тройной диаграммы Sn–Sb–Cu (рис. 13.5). Фигуративная точка этого сплава попадает в область первичной кристаллизации соединения $\eta(\text{Cu}_6\text{Sn}_5)$. После образования этого соединения кристаллизуется двойная эвтектика $\eta(\text{Cu}_6\text{Sn}_5) + \beta'(\text{SbSn})$, а затем протекает неинвариантное перитектическое превращение $L + \beta'(\text{SbSn}) \rightarrow (\text{Sn}) + \eta(\text{Cu}_6\text{Sn}_5)$. Поскольку в реальных условиях эта перитектическая реакция не доходит до конца, далее оставшаяся жидкость кристаллизуется с образованием двойной эвтектики $(\text{Sn}) + \eta(\text{Cu}_6\text{Sn}_5)$, в которой количество промежуточного соединения мало. Таким образом, в баббите Б83 роль мягкой составляющей играет оловянный твердый раствор, а твердой составляющей – кристаллы соединений β' и η (см. рис. 13.4, б).

Свинцовые и оловянные баббиты применяются в подшипниках, работающих при больших скоростях и высоких динамических нагрузках (в частности, в подшипниках для быстроходных и среднеоборотных дизелей, автотракторных двигателей, моторно-осевых подшипников электровозов, путевых машин и т.д.) при температурах до 70...75 °С. Плотность сплавов этой группы определяется главным образом соотношением между оловом и свинцом и находится в пределах от 7,35 (Б88) до 10,05 г/см (БС6). Более высокой твердостью обладают баббиты на основе олова: 27-30 НВ у Б83 по сравнению с 15-17 НВ у БС6. Эти сплавы отличаются низкой прочностью: предел прочности на сжатие находится в пределах 110...140 МПа.

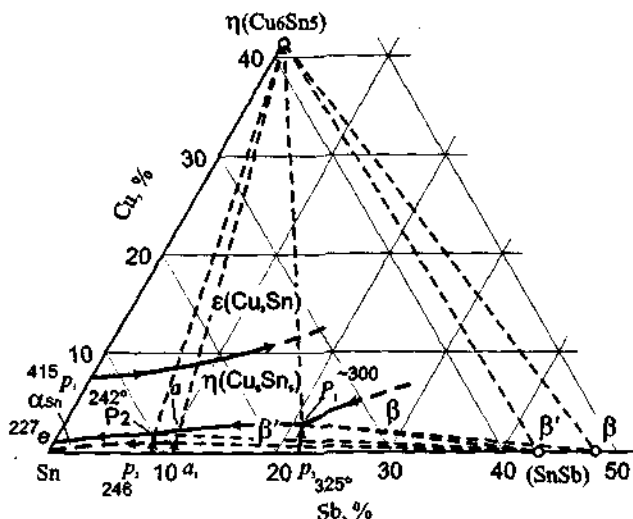


Рис. 13.5. Диаграмма состояния системы Sn-Sb-Cu

Отдельную группу представляют кальциевые баббиты, в которых основой является свинец, а главными легирующими компонентами кальций и натрий. В отличие от выше рассмотренных сплавов (типа Б16 и Б83) кальциевые баббиты являются низколегированными сплавами: суммарная концентрация Ca и Na не превышает 2 % (табл. 13.7). Структура и фазовый состав сплавов этой группы (например, БКА) определяется в основном кальцием, что вытекает из диаграмм состояния Pb-Ca (рис. 13.6) и Pb-Ca-Na (рис. 13.7). Из них следует, что добавка кальция в количестве ~1 % (т.е. типичной концентрации для кальциевых баббитов) приводит к образованию первичных кристаллов фазы CaPb_3 , которые и выполняют роль твердой составляющей (рис. 13.8). Натрий имеет относительно высокую растворимость в (Pb), поэтому при концентрациях менее 1 % он не образует фаз кристаллизационного происхождения, что следует из рис. 13.7. Но при охлаждении ниже солидуса возможно выделение вторичных кристаллов соединения NaPb_3 .

Влияние олова, магния и цинка, входящих в состав кальциевых баббитов (табл. 13.7), незначительно, поскольку они в основном входят в свинцовый твердый раствор и новых фаз не образуют.

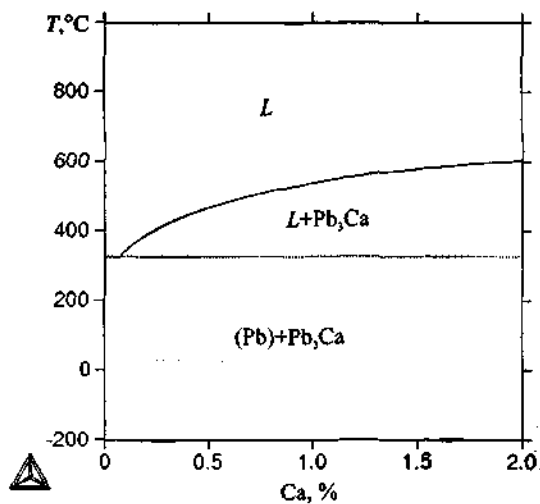


Рис. 13.6. Диаграмма состояния Pb-Ca (расчет по программе Thermo-Calc)

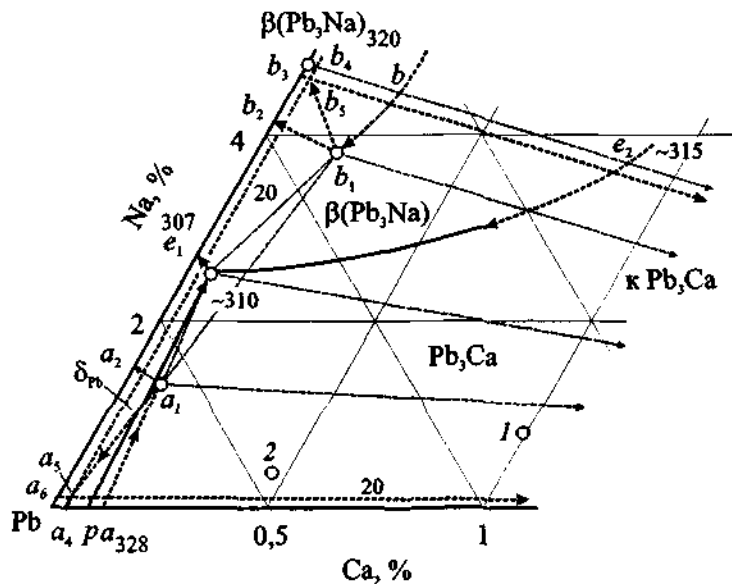


Рис. 13.7. Диаграмма состояния системы Pb-Ca-Na

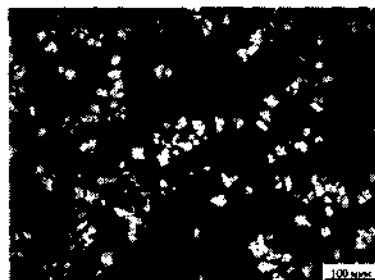


Рис. 13.8. Микроструктура кальциевого баббита БКА

Таблица 13.6

Марки и химический состав баббитов свинцовых и оловянных по ГОСТ1320-74

Мар- ка баб- бита	Химический состав, % масс.						
	Sn	Sb	Cu	Cd	Ni	As	Pb
Б88	Ост.	7,3...7,8	2,5...3,5	0,8...1,2	0,15...0,25	—	—
Б83	Ост.	10,0...12,0	5,5...6,5	—	—	—	—
Б83С	Ост.	9,0...11,0	5,0...6,0	—	—	—	1,0...1,5
Б16	15,0...17,0	15,0...17,0	1,5...2,0	—	—	—	Ост.
БН	9,0...11,0	13,0...15,0	1,5...2,0	0,1...0,7	0,1...0,5	0,5...0,9	Ост.
БС6	5,5...6,5	5,5...6,5	0,1...0,3	—	—	—	Ост.

Таблица 13.7

Марки и химический состав кальциевых баббитов по ГОСТ1209-90

Марка баб- бита	Химический состав, % масс.						
	Ca	Na	Mg	Sn	Al	Zn	Pb
БКА	0,95...1,15	0,70...0,90	—	—	0,05... 0,20	0,40... 0,60	Ост.
БК2	0,30...0,55	0,20...0,40	0,01... 0,05	1,50... 2,10	—	—	Ост.
БК2Ш	0,65...0,90	0,70...0,90	0,03... 0,09	1,50... 2,10	—	—	Ост.
БК2Ц	0,95...1,15	0,70...0,90	—	1,50... 2,10	—	0,40... 0,60	Ост.

Кальциевые баббиты используются для заливки буксовых подшипников трения для вагонов и тендеров железных дорог (БКА), вкладышей коренных и шатунных подшипников дизелей и газовых двигателей (БК2). Кальциевые баббиты существенно дешевле выше рассмотренных, поскольку они не содержат олова.

13.3. Порядок проведения работы

1. Просмотреть набор приготовленных шлифов цинковых сплавов и баббитов (на оловянной и свинцовой основах), определить фазы и структурные составляющие.

2. Используя атлас микроструктур (в виде альбома или в электронной форме на компьютере), схематично зарисовать изученные структуры сплавов с указанием фаз и структурных составляющих.

13.4. Требования к отчету

1. Представить зарисовки всех изученных микроструктур цинковых сплавов и баббитов (на оловянной и свинцовой основах) с указанием увеличения микроскопа.

2. Под каждой микроструктурой подписать марку сплава, средний химический состав, состояние, стрелками указать структурные составляющие.

3. Рядом с микроструктурами начертить соответствующие диаграммы состояния, необходимые для анализа структуры сплавов.

Литература

Новиков И.И., Строганов Г.Б., Новиков А.И. Металловедение, термообработка и рентгенография. М.: МИСИС, 1994.

Контрольные вопросы

1. Какие сплавы называют баббитами?
2. Сколько цинка содержит сплав ЦА4М3?
3. Какие основные структурные составляющие содержит сплав БКА?
4. Какая фаза кристаллизуется первично в сплаве ЦАМ 10-5?
5. Какую функцию выполняет малая добавка магния в цинковых сплавах?
6. У какого из трех сплавов (ЦА4М1, ЦАМ 10-5 и БКА) самый низкий солидус?
7. Какая фаза первично кристаллизуется в баббите Б83?
8. Какую функцию выполняет добавка кальция в баббите БКА?
9. Оцените состав первой капли жидкости в момент начала плавления сплава ЦА4М3.
10. Какой из трех сплавов (ЦА4М1, Б83 и БС6) самый тяжелый?

БЕЛОВ Николай Александрович
ХВАН Александра Вячеславовна

ОСНОВЫ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

Лабораторный практикум

Редактор *Л.М. Цесарская*

Компьютерная верстка *А.В. Каликиной*

Подписано в печать 10.02.09	Бумага офсетная	
Формат 60 × 90 1/16	Печать офсетная	Уч.-изд. л. 9,38
Рег. № 975	Тираж 300 экз.	Заказ 2100

Государственный технологический университет
«Московский институт стали и сплавов»,
119049, Москва, Ленинский пр-т, 4

Издательский Дом МИСиС,
119049, Москва, Ленинский пр-т, 2
Тел.: 647-23-09, 954-19-22

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС,
117419, Москва, ул. Орджоникидзе, 8/9
Тел.: 954-73-94, 954-19-22