



ДОНСКОЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
УПРАВЛЕНИЕ ДИСТАНЦИОННОГО ОБУЧЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ
КВАЛИФИКАЦИИ

Кафедра «Физическое и прикладное материаловедение»

УЧЕБНОЕ ПОСОБИЕ

по дисциплинам

«Материаловедение» и «Материаловедение и технология материалов»

Авторы
Пустовойт В.Н.,
Бровер Г.И.,
Бровер А.В.

Ростов-на-Дону, 2014



Аннотация

Учебное пособие включает в себя лабораторные работы, изучающие методы исследования структуры, построения и анализа диаграмм состояния, изучения строения различных металлических материалов.

Авторы

д.т.н., проф. Пустовойт В.Н.

д.т.н., проф. Бровер Г.И.,

к.т.н., доц. Бровер А.В.





Оглавление

ПРЕДИСЛОВИЕ	7
ВВЕДЕНИЕ.....	9
Лабораторная работа №1 МАКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ	
МЕТАЛЛОВ.....	11
1.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ	11
1.2. ПРАКТИКА МАКРОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА	
МЕТАЛЛОВ.....	11
1.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ.....	17
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	19
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	20
Лабораторная работа №2 МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ	
МЕТАЛЛОВ.....	21
2.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ	21
2.2. ПРАКТИКА МИКРОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА	
МЕТАЛЛОВ.....	21
2.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ.....	31
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	33
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	34
Лабораторная работа №3 ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ	
ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ СВИНЕЦ	
– СЛОВО.....	35
3.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И	
ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ	35
3.2. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ.....	37
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	40
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	41
Лабораторная работа № 4 АНАЛИЗ ФАЗОВЫХ	
РАВНОВЕСИЙ В ДВОЙНЫХ СИСТЕМАХ	42
4.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ	42



4.2. АНАЛИЗ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ	46
4.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ	60
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	61
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	62
Лабораторная работа № 5 АНАЛИЗ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД	63
5.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ	63
5.2. АНАЛИЗ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО-ЦЕМЕНТИТ	67
5.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ	76
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	78
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	79
Лабораторная работа №6 КОЛИЧЕСТВЕННАЯ МЕТАЛЛОГРАФИЯ	80
6.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И ПРАКТИКА КОЛИЧЕСТВЕННОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ	80
6.2. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ	84
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	86
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	87
Лабораторная работа №7 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЕРИОДА РЕШЕТКИ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ	88
7.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И ПРАКТИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПЕРИОДА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ	88
7.2. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ	93
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	95
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	96
Лабораторная работа №8 МИКРОСТРУКТУРА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ.....	97
8.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ	97
8.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ	99
8.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ	103



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	105
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	106
Лабораторная работа № 9 МИКРОСТРУКТУРА ЧУГУНА..	107
9.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ	107
9.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ЧУГУНА	112
9.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ.....	117
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	118
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	119
Лабораторная работа №10 МИКРОСТРУКТУРА	
ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	120
10.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ ...	120
10.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ЛЕГИРОВАННЫХ	
СТАЛЕЙ.....	124
10.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ	131
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	133
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	134
Лабораторная работа №11 МИКРОСТРУКТУРА ЦВЕТНЫХ	
СПЛАВОВ	135
11.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ ...	135
11.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ	
.....	138
11.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ	147
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	149
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	150
Лабораторная работа №12 МИКРОСТРУКТУРА ПРИПОЕВ	
.....	151
12.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ ...	151
12.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПРИПОЕВ	152
12.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ	161
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	162
РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА.....	163
ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.....	164
ВВЕДЕНИЕ	164



1. ИЗМЕРЕНИЕ ТВЕРДОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ.....	165
Лабораторная работа № 13.....	165
2. РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ	190
Лабораторная работа № 14.....	190
3. МИКРОСТРУКТУРА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ	197
Лабораторная работа № 15.....	197
4. ЗАКАЛКА И ОТПУСК УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ.....	208
Лабораторная работа №16.....	208
5. ИСПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТОЙ И ПЕРЕГРЕТОЙ СТАЛИ	222
Лабораторная работа №17.....	222
6. ЗАКАЛКА И ОТПУСК ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	228
Лабораторная работа №18.....	228
7. ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ ПРИ ЛАЗЕРНОМ НАГРЕВЕ.....	239
Лабораторная работа № 19.....	239
8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДУРАЛЮМИНА.....	255
Лабораторная работа № 20.....	255
9. МИКРОСТРУКТУРА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	263
Лабораторная работа № 21.....	263



ПРЕДИСЛОВИЕ

Курс "Материаловедение" является одним из основных в цикле общетехнической подготовки инженеров машиностроительного профиля различных специальностей. Этот курс, в котором изучаются закономерности, определяющие строение и свойства материалов в зависимости от их состава и условий обработки, имеет важное научное и прикладное значение.

Учебное пособие по курсу "Материаловедение" предназначено для приобретения практических навыков и закрепления теоретических знаний в области материаловедения. Оно включает лабораторный практикум по металловедению (часть 1). Часть 1 включает в себя лабораторные работы, посвященные изучению методов исследования структуры ("Макроструктурный анализ металлов", "Микроструктурный анализ металлов" и др.), построению и анализу диаграмм состояния ("Экспериментальное построение диаграммы состояния системы свинец-олово", "Анализ фазовых равновесий в двойных системах" и др.), изучению строения различных металлических материалов ("Микроструктура углеродистой стали в отожженном состоянии", "Микроструктура цветных сплавов" и др.). Выполнение лабораторного практикума по металловедению позволит студенту овладеть широко используемыми методами исследования структуры, научиться "читать" диаграммы состояния различных систем, "понимать" структуру различных металлических материалов. Учебное пособие носит характер научных исследований, позволяющих закрепить ранее приобретенные знания и навыки в обработке результатов эксперимента, составлении и оформлении отчета о работе, умении делать выводы по работе.

В пособии приведены контрольные вопросы, позволяющие студенту проверить свою готовность к выполняемой работе.

К выполнению практикума допускаются подготовленные студенты. Для этой цели в читальном зале института они знакомятся с учебным пособием "Материаловедение"; уясняют цель и методику выполнения работы; отражают в отчете основные теоретические представления, используемые в работе.

Лабораторный практикум выполняется на приборах и оборудовании лабораторий кафедры "Физическое и прикладное материаловедение": металлографии (ауд.267), термической обработки (ауд.265), механических испытаний (ауд.167).

При выполнении практикума студент должен соблюдать



правила техники безопасности:

1. Строго соблюдать указанную методику выполнения работы.
2. Не помещать на рабочие места посторонние предметы.
3. Не включать без разрешения преподавателя или лаборанта используемые в работе приборы и оборудование.
4. Строго выполнять правила эксплуатации приборов и оборудования.
5. Работать только на приборах и оборудовании, используемых в данной работе практикума.
6. При работе с химическими реактивами соблюдать осторожность, во избежание ожогов не допускать их попадания в лицо, на кожный покров, на одежду.
7. Загрузку и выгрузку образцов при работе на электротермическом оборудовании, во избежание электротравм производить при выключенном напряжении питания.
8. Во избежание ожогов загрузку и выгрузку образцов при работе на электротермическом оборудовании производить специальными клещами.
9. Категорически запрещается оставлять без присмотра выгруженные из камеры электротермического оборудования образцы.
10. Запрещается при приготовлении микрошлифов работать на дефектных (порванных) шлифовальных шкурках и полировальных материалах.
11. Не прижимать сильно микрошлиф к вращающемуся диску, обтянутому шлифовальной шкуркой или полировальным материалом, во избежание вырыва образца и порыва шлифовальной шкурки или полировального материала.
12. Во избежание поломки соблюдать осторожность, не прилагать больших усилий при работе с металлографическим микроскопом.
13. При обнаружении любой неисправности сообщать преподавателю или лаборанту.



ВВЕДЕНИЕ

При выполнении работ по изучению микроструктуры различных сплавов используется альбом макро- и микроструктур металлических сплавов кафедры "Физическое и прикладное материаловедение".

Отчет по практикуму необходимо выполнять в отдельной тетради, на титульном листе которой написать:

"Материаловедение"

Лабораторный практикум
студента группы (номер группы)
(Фамилия, имя, отчество)

Объем отчета по одной работе обычно не превышает 3-4 страницы. Отчет должен соответствовать рекомендуемому содержанию, быть понятным, кратким, лаконичным, написанным без произвольных сокращений; текст, иллюстративный и табличный материалы должны соответствовать известным требованиям оформления отчетов о НИР. В случае статистической обработки результатов эксперимента должны быть указаны доверительные интервалы экспериментально полученных значений и приведены графики полученных аппроксимирующих функций. В случае, если аппроксимация экспериментальных зависимостей не проводится, экспериментально полученные значения должны быть соединены прямыми линиями. В отчетах о работах, связанных с изучением микроструктур, должны быть изображены схемы микроструктур с указанием всех структурных и фазовых составляющих. Происхождение любой точки, линии и др. на схеме микроструктуры должно быть понятно студенту и любому, читающему отчет о работе. Под схемой микроструктуры должна быть приведена подрисовочная подпись с указанием материала, его марки, структурных составляющих и увеличения металлографического микроскопа. Результатом микроструктурного анализа является информация о структурных и фазовых составляющих сплавов, о том, что они собой представляют, как получают. Отчет должен содержать заключение или выводы по работе.

Результатом выполнения ряда лабораторных работ являются экспериментальные данные. Для достоверного их определения необходимо получить массив измерений, не менее 5, и статистически его обработать, определив среднее значение измеряемой величины \bar{X} , среднеквадратическое отклонение σ_x и доверительный интервал ΔX , полученного значения X по формулам:



Материаловедение

$$\bar{X} = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n X_i;$$

$$\sigma_X = \sqrt{\frac{1}{(n-1)} \cdot \sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X})^2};$$

$$\Delta X = \frac{t(P;n-1) \cdot \sigma_X}{n-1},$$

где X_i - i -е значение измеряемой величины X ; P - заданный уровень надежности (доверительная вероятность); $t(P;n-1)$ - квантиль распределения Стьюдента - нормированное отклонение, зависящее от доверительной вероятности и массива измерений n .

При решении научно-технических задач обычно используют $P=0,95$ и $0,99$. Значения $t(P;n-1)$ для t -распределения Стьюдента приведены в таблице

n-1	P		n-1	P	
	0,95	0,99		0,95	0,99
2	4,303	9,925	18	2,101	2,878
3	3,182	5,841	20	2,086	2,845
4	2,776	4,604	25	2,060	2,787
5	2,571	4,032	30	2,042	2,750
6	2,447	3,707	35	2,090	2,724
7	2,365	3,499	40	2,021	2,704
8	2,306	3,355	45	2,014	2,689
9	2,262	3,250	50	2,009	2,678
10	2,228	3,169	60	2,000	2,660
11	2,201	3,106	70	1,994	2,648
12	2,179	3,055	80	1,990	2,639
13	2,160	3,012	90	1,987	2,632
14	2,145	2,977	100	1,984	2,626
15	2,131	2,947	∞	1,960	2,576
16	2,120	2,921			

Примечание: 1. Интерполяция допустима только по аргументу $n-1$.

2. Для значений $(n-1) > 100$ значения $t(P;n-1)$ с точностью до 0,001 можно вычислить по формулам

$$(0,95; n-1) = 1,960 + 2,4 / (n-1);$$

$$(0,99; n-1) = 2,576 + 5,0 / (n-1).$$



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №1

МАКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение методических основ и приемов макроструктурного анализа металлов.

1.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Макроструктура - строение металлов и сплавов, выявляемое невооруженным глазом или лупой ($\times 30$) на шлифованных и/или протравленных образцах. Макроструктурный метод позволяет, что важно, одновременно анализировать всю поверхность изучаемого объекта или значительную ее часть. Макроструктуру можно наблюдать на поверхности детали, в изломах, а также на специально подготовленной поверхности образца - макрошлифе, который получают путем шлифования и травления различными реактивами. В результате избирательного растворения металла на поверхности макрошлифа выявляется структура, по которой судят о строении и "поведении" металла в процессе обработки и его качестве. Состав реактивов для травления зависит от природы металла и определяемых целью исследования задач. Например, для выявления структуры слитков и проката из стали различных марок применяют раствор соляной, серной кислот и воды в соотношении 1:2:3 при температуре 95-100 $^{\circ}$ C. При этом травление проводят в течение 1,5-2 ч погружением макрошлифов в раствор. С целью сохранения структурной картины макрошлифы тщательно промывают в проточной воде и протирают ватным тампоном, смоченным в спирте. Макрошлиф, приготовленный на поверхности сечения детали, часто называют темплетом. Для выявления различных особенностей макроструктуры применяют специальные реактивы.

1.2. ПРАКТИКА МАКРОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА МЕТАЛЛОВ

1.2.1. Макроструктура отливок (слитков)

Впервые описание процессов кристаллизации из жидкого состояния на основе макроструктурного анализа дал Д.К.Чернов в 1878 г. Для изучения строения слитка делают продольный и поперечный разрезы, шлифуют и протравливают. При исследовании макрошлифа слитка можно выявить зоны кристаллизации, ликвацию, усадочные раковины, рыхлость, газовые пузыри.

Неравномерное растворение поверхности металла приводит



к появлению макрорельефа, который отражает развитие процесса кристаллизации слитка. Наиболее часто можно наблюдать три основные зоны кристаллизации (рис.1): 1 - наружная зона мелких кристаллитов, образующаяся в первые моменты кристаллизации при высокой скорости охлаждения за счет соприкосновения жидкого металла с изложницей; 2 - зона длинных столбчатых кристаллитов (зона транскристаллизации), формирующаяся в результате интенсивного направленного отвода тепла - перпендикулярно стенкам изложницы; 3 - зона равноосных различно ориентированных кристаллитов, образующаяся в центральной части слитка при наименьшей степени переохлаждения и отсутствии интенсивного направленного отвода тепла.

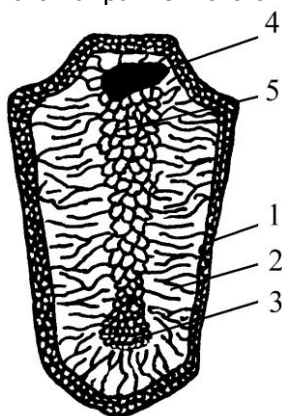


Рис.1. Схема макроструктуры стального слитка: 1,2,3 – зоны кристаллизации; 4 – усадочная раковина; 5 - рыхлость, поры

Форма кристаллитов зависит от условий их роста: интенсивности и направления отвода тепла, температуры жидкого металла, а также от наличия примесей, способных быть центрами кристаллизации. Рост кристаллов происходит по дендритной (древовидной) схеме. Д.К.Чернов показал, что с наибольшей скоростью растет ось первого порядка; перпендикулярно к ней, но с меньшей скоростью - ось второго порядка и т.д. Наибольшая скорость роста осей дендритов происходит по кристаллографическим плоскостям и направлениям решетки с наибольшей плотностью упаковки атомов. Дендриты растут до соприкосновения друг с другом, после чего кристаллизуются межосные пространства и дендриты превращаются в равновесные кристаллиты, имеющие неправильную внешнюю огранку (их называют кристаллитами или зернами).

В межосных объемах и на границах кристаллов скапливаются примеси, а также образуются поры из-за усадки. Дендритную форму кристаллов видно на поверхности усадочной раковины и в местах недостаточного подвода жидкого металла, когда образуются только оси дендритов. Д.К.Чернов нашел в усадочной раковине 100-тонного стального слитка крупный дендрит, который имел длину 39 см и массу 3,45 кг.



После кристаллизации металл занимает меньший объем, чем жидкий. Уменьшение объема при переходе металла из жидкого состояния в твердое называется усадкой, в результате усадки внутри слитка образуются усадочные раковины, рыхлость, поры. Усадочные раковины образуются в том месте, где металл кристаллизуется в последнюю очередь. Размер, форма и расположение усадочных раковин зависит от формы слитка, степени раскисления металла и других факторов. В слитке, уширенном сверху, усадочная раковина получается широкой и неглубокой, а в уширенном снизу - глубокой и узкой.

Усадочная рыхлость и поры располагаются обычно под усадочной раковиной, а в тех местах, где сходятся оси дендритов, растущих навстречу друг другу или под углом, образуются межкристаллические пустоты.

Газовые пузыри возникают при кристаллизации в результате выделения газов из расплавленного металла. Их количество зависит от соотношения между скоростями кристаллизации и выделения газа. Газовые пузыри образуются за счет выделения растворенных в металле газов и по форме представляют небольшие сфероидальные или эллипсоидальные полости. Если пузыри расположены внутри слитка и стенки их не окислены, то при ковке или прокатке они завариваются. Если газовые пузыри расположены вблизи поверхности или выходят наружу, то стенки их оказываются окисленными и они не завариваются. Такие пузыри представляют неисправимый порок слитка, так как приводят к образованию трещин и пленок, располагающихся на поверхности и внутри поковок или прокатанного металла.

Ликвацией называется неравномерность слитка по химическому составу. Различают следующие виды ликвации: внутрикристаллитную (дендритную), зональную и по удельному весу.

Внутрикристаллитная, или дендритная ликвация - неравномерность по составу в пределах одного дендрита. Оси дендритов формируются в первую очередь и содержат больше тугоплавких компонентов и меньше легкоплавких примесей, чем междендритные участки. Степень ликвации в пределах каждого дендрита, например, стали или чугуна, тем выше, чем больше содержание углерода, серы, фосфора и других элементов. Имеет место также межкристаллитная ликвация - неравномерность по составу на границе между дендритами. Длительное пребывание расплавленного металла при высоких температурах способствует выравниванию химического состава и уменьшению степени ликвации. Неравномерность по составу выявляется травлением в виде денд-

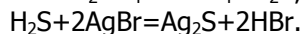
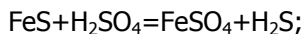


ритной структуры.

Зональная ликвация - неравномерность по составу между отдельными зонами кристаллизации слитка. Вначале образуются кристаллы относительно чистые от примесей. Они вытесняют в центральную часть слитка наиболее легкоплавкую жидкую фазу, богатую примесями серы, фосфора и легирующими элементами. Центральная часть слитка, кристаллизующаяся последней, содержит повышенное количество примесей.

В железоуглеродистых сплавах сильно ликвируют сера и фосфор. Сера, образуя сульфид FeS , входит в состав легкоплавкой эвтектики, плавящейся при 985°C .

Зональную ликвацию сульфидных включений можно выявить, если сделать сернистый отпечаток на фотобумаге по методу Баумана. Для этого засвеченную фотобумагу смачивают 5%-ным раствором H_2SO_4 , слегка подсушивают и прижимают к ней исследуемый образец шлифованной поверхностью, выдерживая в течение 2-3 минут, затем фотобумагу снимают, промывают в воде, закрепляют в 10%-ном растворе гипосульфита в течение 5-12 минут и снова промывают в воде. Сущность метода состоит в том, что на тех участках поверхности металла, в которых имеются скопления сернистых соединений FeS и MnS , при взаимодействии с серной кислотой выделяется сероводород, который соединяется с бромистым серебром фотобумаги и образует сернистое серебро темного цвета:



Образующиеся на фотобумаге темные участки указывают на характер и форму распределения включений сульфидов в железоуглеродистом сплаве (рис.2).

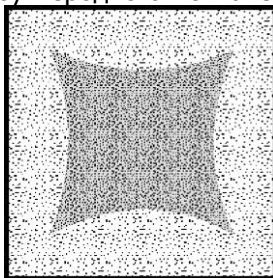


Рис.2. Отпечаток по методу Баумана, снятый с микрошлифа поперечного разреза слитка

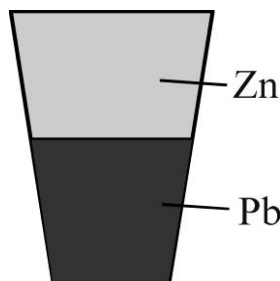


Рис.3. Схема макроструктуры слитка сплава системы Pb-Zn с ликвацией по удельному весу



Ликвация по удельному весу наблюдается в том случае, когда компоненты, составляющие сплав, и образующиеся фазы имеют большую разницу в удельных весах, например, в сплавах Pb-Zn, Cu-Pb. Фаза с большим удельным весом оседает на дно, а более легкая всплывает на поверхность (рис.3). Для устранения ликвации по удельному весу сплав должен быть тщательно перемешан и быстро закристаллизован.

1.2.2. Макроструктура горячедеформированных металлов

В процессе горячей обработки слитка давлением (прокатка, ковка) меняется его макроструктура: дендриты и пластичные включения (сульфиды, силикаты) вытягиваются в направлении течения металла. Вытянутые дендритные оси и междендритные участки объема образуют совокупность параллельных волокон. Образованные таким образом волокна ясно видны на протравленном макрошлифе (рис.4).

Механические свойства горячедеформированного металла, особенно ударная вязкость, различны в разных направлениях. Если нагружение деталей производится вдоль волокон, то ударная вязкость резко снижается. Обычно стремятся получить такое расположение волокон, чтобы волокна следовали конфигурации изделия и не пересекались.

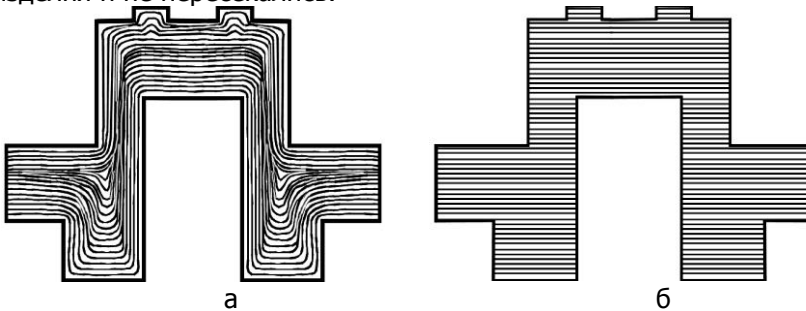


Рис.4. Схема макроструктуры поковок коленчатого вала с правильным (а) и неправильным (б) расположением волокон в стали

1.2.3. Макроструктура детали после местной закалки

Часто одна и та же деталь должна иметь различную структуру и свойства по сечению, например, поверхностный слой толщиной 2-4 мм должен быть закален для получения высокой твердости и прочности, а сердцевина - остаться мягкой. Такая закалка называется местной. С помощью макроструктурного анализа мож-



но определить глубину закаленного слоя. Для этого достаточно отшлифовать поверхность разреза детали и протравить 10%-ным раствором азотной кислоты в воде до проявления закаленной зоны, которая окрашивается в более темный цвет (рис.5). Это связано с наличием в зоне закалки более дисперсной структуры и, как следствие, - с большей поверхностью границ фаз.

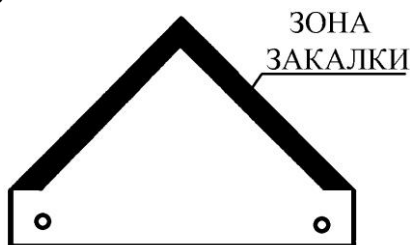


Рис.5.Схема макроструктуры детали после местной закалки

1.2.4. Макроструктура изломов

Металлы имеют зернистое строение, которое хорошо видно в изломах. По виду излома можно определить характер разрушения, в чугунах - вид чугуна, в термически обработанных сталях - приблизительно температуру нагрева при термической обработке, глубину закаленного и цементированного слоя и др.

Волокнистый излом соответствует вязкому разрушению, а кристаллический излом - хрупкому разрушению.

Белый чугун имеет светло-серебристый хрупкий излом, обусловленный наличием в структуре большого количества карбида железа - цементита; серый чугун - мелкокристаллический излом серого цвета; ковкий чугун с ферритной металлической основой - мелкокристаллический черный бархатный излом, а ковкий чугун с основой пластинчатого перлита - среднекристаллический блестящий излом; литейный доменный чугун - мелкокристаллический светлый излом.

Инструментальная сталь У10, закаленная от оптимальной температуры 760-780^oC, имеет очень мелкокристаллический матовый фарфоровидный излом.

Перегретая сталь, закаленная от температур 950^oC и выше, обладает крупнокристаллическим изломом. *Перегрев* - исправимый брак, заключающийся в росте зерен, которые можно измельчить правильной повторной термической обработкой.

Пережженная сталь имеет грубокристаллический излом темного цвета. При нагреве до температур начала плавления (1400^oC) границы зерен окисляются на всю глубину детали. Наличие на поверхности излома цветов побежалости или окарины свидетельствует о неисправимом браке - *пережоге*.



Многие детали, от которых требуется иметь высокую твердость только поверхностного слоя и вязкую незакаленную сердцевину, подвергаются поверхностной закалке. Глубину закаленного слоя можно определить по излому. Закаленный слой имеет фарфоровидный матовый излом, а сердцевина - кристаллический излом более светлого цвета (например, такой вид излома характерен для напильника)

1.2.5. Макроструктура сварных соединений

Для макроструктурного анализа сварного соединения разрез делают так, чтобы исследуемая поверхность включала в себя полное сечение сварного шва, зону термического влияния и основной металл, не изменивший свое строение под действием тепла при сварке. После шлифовки и соответствующего травления четко выявляются границы между основным и наплавленным металлом, а также зоной термического влияния.

При сварке всегда имеет место нагрев окружающего шов основного металла, в результате чего образуется зона термического влияния, состоящая из слоя перегретого металла с крупнозернистым строением, за которым идет тонкий слой с мелкозернистым строением, а потом - основной металл. Поскольку крупнозернистая структура имеет пониженную пластичность и ударную вязкость, то после сварки часто производят отжиг для измельчения зерна.

Анализ макрошлифа позволяет выявить процесс кристаллизации сварного шва, глубину и форму провара, зону термического влияния, а также возможные дефекты сварки в виде непроваров, макротрещин, пор, шлаковых включений и др.

1.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

Уясните цель работы*.

Изучите методические приемы макроструктурного анализа металлов.

Изучите макроструктуру слитков, горячедеформированных металлов, деталей после местной закалки, изломов (альбом, с.2-4).

Изобразите схемы макроструктур стального слитка, слитка с ликвацией по удельному весу; схемы макроструктур горячедеформированной детали с правильным и неправильным расположением волокон, схемы макроструктур детали после местной за-

* Здесь и далее - после объяснения преподавателя



калки.

– Изготовьте по методу Баумана сернистый отпечаток на фотобумаге со стального слитка.

– Изучите макроструктуру изломов различных металлических материалов и сварных соединений.

– Составьте отчет о работе.

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

Цель работы.

Определение макроструктуры, методические основы и приемы макроструктурного анализа металлов.

– Схема макроструктуры стального слитка с описанием основных зон кристаллизации, причины образования усадочной раковины, рыхлости и газовых пузырей при кристаллизации.

– Определение всех видов ликвации, схема темплета с ликвацией по удельному весу.

– Сущность метода Баумана, сернистый отпечаток на фотобумаге со стального образца.

– Причина волокнистого строения горячедеформированного металла, схема макроструктуры горячедеформированной детали с правильным и неправильным расположением волокон.

– Способ выявления зоны местной закалки, схема макроструктуры детали после местной закалки.

– Описание макроструктуры изломов различных металлических материалов и сварных соединений.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Что называется макроструктурой?
- Какие основные зоны кристаллизации имеет слиток?
- По какой причине образуются в слитке усадочная раковина, рыхлость и газовые пузыри?
- Что называется ликвацией и какие виды ликвации существуют?
- Каким способом выявляется ликвация серы в железоуглеродистых сплавах?
- Почему при горячей обработке давлением сталь приобретает волокнистое строение и как должны располагаться волокна в готовой детали?
- Каким способом можно выявить зоны местной закалки детали?
- Что можно выявить по виду излома металла?
- Какие изломы имеют белый, серый, ковкий и доменный литейный чугуны, какие изломы имеет правильно закаленная, перегретая и переж-женная сталь?
- Что можно наблюдать на макрошлифе сварного соединения?



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Геллер Ю.А. Материаловедение. / Ю.А.Геллер, А.Г.Рахштадт. - М.: Металлургия, 1989.- 456 с.
2. Лаборатория металлографии / Е.В. Панченко, Г.А. Скаков, Б.И. Кример и др. - М.: Металлургия, 1965. - 439 с.
3. Металловедение и термическая обработка стали. В 3 т. Т.1. Методы испытания и исследования; под ред. М.Л.Бернштейна, А.Г.Рахштадта. - М.: Металлургия, 1983. - 352 С.



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №2

МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОВ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение методических основ и приемов микроструктурного анализа металлов.

2.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Микроструктура - строение металла, выявляемое с помощью микроскопа. Для изучения микроструктуры необходимо подготовить поверхность металла - сделать микрошлиф.

Поскольку металлы непрозрачны, то рассмотрение микроструктуры производят в потоке лучей, отраженных от исследуемой поверхности микрошлифа. Пучок лучей от искусственного источника света направляется на поверхность микрошлифа, отражается от нее и, пройдя через оптическую систему микроскопа, попадает в глаз наблюдателя.

Чем больше лучей отражает участок поверхности, тем светлее он выглядит (рис.1). Границы между зернами (после травления) рассеивают лучи, поэтому они видны в виде темных линий. Если отдельные структурные составляющие отличаются по цвету, то их окраска видна в потоке отраженных лучей.

Впервые микроскоп для исследования металлов применил в 1831 году русский ученый П.П. Аносов.

2.2. ПРАКТИКА МИКРОСТРУКТУРНОГО АНАЛИЗА МЕТАЛЛОВ

2.2.1. Методика приготовления микрошлифа

Процесс приготовления микрошлифа включает операции вырезки образца и подготовки его поверхности - шлифование, полирование, травление. В некоторых случаях, например при изучении неметаллических включений в сталях, под микроскопом исследуют поверхность микрошлифа в нетравленном состоянии.

Площадь поверхности образца, используемого для приго-

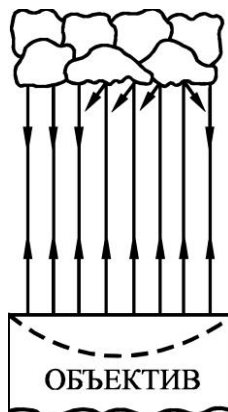


Рис.1.

Схема отражения световых лучей от поверхности микрошлифа



товления микрошлифа, обычно составляет 1-4 см, а его высота определяется удобствами манипулирования при шлифовании и полировании и равна 10-15 см. Вырезку образцов следует проводить так, чтобы не вызвать изменения структуры из-за нагрева или наклепа. Для вырезки образцов используют отрезные станки с абразивными кругами и охлаждающую жидкость.

Получить плоскую поверхность, необходимую для шлифа, можно также путем токарной обработки, фрезерования, шлифования или опилования. Образцы небольших размеров или сложной конфигурации помещают в пластмассы или легкоплавкие сплавы, используя заливку или запрессовку в цилиндрические обоймы. Во многих отношениях удобен, прост и производителен метод холодной заделки образцов с помощью эпоксидных, полиэфирных и акриловых смол. Образцы устанавливают в металлические, пластмассовые или стеклянные кольца и заливают смесью смолы с отвердителем. Наиболее часто для холодной заделки шлифов применяют эпоксидные смолы, которые обладают достаточной твердостью, наименьшей объемной усадкой при отверждении и хорошо соединяются с большинством металлов.

При изготовлении шлифов из тонкого листового материала применяют также зажимы (струбцины) в виде двух стальных пластин толщиной 4-6 мм, которые стягиваются болтами. В зажиме можно монтировать сразу пакет из нескольких образцов.

Шлифование плоской поверхности образца производят бумажной шлифовальной шкуркой вручную или на шлифовальных станках (табл.1).

Таблица 1
Характеристика зернистости бумажной шлифовальной шкурки

Номер шлифовальной шкурки (ГОСТ 6436-75)	25	16	12	10	8	6	5	4	M40
Размер абразивных частиц, мкм (ГОСТ 3647-80)	320-200	200-160	160-120	120-100	100-80	80-63	63-50	50-40	40-28

При ручном шлифовании шкурку помещают на плоское твердое основание (обычно толстое стекло). Образец прижимают шлифуемой поверхностью к шкурке и ритмично перемещают вперед по прямой линии. При механическом шлифовании шкурку закрепляют на вращающемся круге с помощью зажимных колец или клеевого покрытия на обратной стороне шкурки, а образец при-



жимают к шкурке вручную или устанавливают в зажимное приспособление станка. При этом образец не вращают. В результате этого как при ручном, так и при механическом шлифовании образуется ряд параллельных рисок, глубина которых соответствует размеру абразивных частиц.

Шлифование проводят, используя шкурку нескольких номеров с последовательно уменьшающейся зернистостью (предварительное грубое - на первых пяти номерах, а окончательное чистовое - на номерах 5-M40), причем во время шлифования следует сохранять одно и то же положение образца, чтобы все риски на его поверхности были параллельны. При переходе к шлифованию шкуркой следующего номера направление шлифования изменяют на 90° и проводят его до полного удаления всех рисок, образовавшихся во время предыдущей операции. Для оценки качества шлифования можно исследовать поверхность образца при переходе от одной ступени к другой под микроскопом. После каждой ступени шлифования поверхность должна быть покрыта равномерными по величине и отчетливо видимыми царапинами, никаких следов царапин от предыдущего шлифования наблюдаться не должно.

После каждой ступени шлифования поверхность образца следует тщательно очищать во избежание переноса сравнительно крупных частиц абразива на более мелкозернистый абразивный материал и на используемый в дальнейшем полировальный материал. Поэтому с целью удаления абразивных частиц после окончания каждой ступени шлифования образец промывается водой.

Полирование производится для удаления мелких рисок, оставшихся после шлифования, и получения гладкой, зеркальной поверхности микрошлифа. С этой целью применяют механический, электрохимический и химико-механические методы полирования.

Широко распространенное механическое полирование производят на вращающемся диске с натянутым полировальным материалом (мягкое сукно, фетр, драп или специальная ткань). В качестве абразивного вещества обычно применяется паста ГОИ, состоящая из оксида хрома со стеарином, олеиновой кислотой, содой и керосином, или водные суспензии очень мелких оксидов хрома, алюминия, железа или других металлов. При этом полировальный круг должен быть влажным, а нажатие на образец слабым.

Полирование осуществляют вручную или на автоматических станках. При ручном полировании образец непрерывно переме-



щают от центра к периферии круга, что обеспечивает равномерное распределение абразивного вещества и однородный износ полировального материала. Кроме того, образец периодически вращают или перемешают "восьмеркой", чтобы исключить образование "хвостов" около неметаллических включений и частиц выделившихся фаз.

Полирование считается законченным, когда поверхность образца приобретает зеркальный блеск и на поверхности микрошлифа под микроскопом не просматриваются риски и царапины. Полированный образец очищают от остатков абразива промыванием поверхности микрошлифа водой, затем протирают спиртом для удаления влаги, после чего просушивают фильтровальной бумагой.

Для выявления структуры полированного микрошлифа производится травление - химический вид обработки поверхности, заключающийся во взаимодействии электролитов (растворы кислот и солей, расплавы щелочей) с металлами. При этом на поверхности микрошлифа образуется рельеф, и при наблюдении под микроскопом сильно растворившиеся участки в связи с рассеиванием световых лучей представляются более темными, а не растворившиеся ввиду более полного отражения световых лучей в объектив микроскопа - более светлыми. Так, например, перлит, состоящий из феррита и цементита, имеет более темный цвет, чем однородные зерна феррита.

Травление осуществляют погружением полированной поверхности шлифа в реактив или нанесением реактива на поверхность ваткой, пипеткой и т.д. Травление считается законченным, когда полированная поверхность станет слегка матовой. Затем быстро смывают реактив с поверхности шлифа водой, просушивают фильтровальной бумагой, протирают спиртом для удаления влаги и вновь просушивают фильтровальной бумагой.

Для выявления структуры полированного микрошлифа травление производится реактивами, различающимися по своему воздействию на разные структурные составляющие. Наиболее широко применяемые в металлографии реактивы, вызывающие избирательное растворение металлических или других фаз, а также их пограничных участков вследствие различия физических и химических свойств, приведены в табл.2.



Таблица 2

Некоторые реактивы для химического травления микрошлифов

Наименование реактива	Состав реактива	Назначение
Спиртовой раствор азотной кислоты (реактив Ржешотарского)	1-5, обычно 4 мл азотной кислоты, 100мл этилового или метилового спирта	Травление стали и чугуна
Спиртовой раствор пикриновой кислоты (реактив Ижевского)	3-5, обычно 4 г пикриновой кислоты (кристаллической), 100 мл этилового или метилового спирта	То же
"Царская водка"	Соляная и азотная кислота в соотношении 3:1	Травление нержавеющей сталей
Солянокислый раствор хлорного железа	5 г хлорного железа, 50 мл соляной кислоты, 100 мл воды	Травление меди, латуни, бронзы

2.2.2. Принцип действия и устройство металлографического микроскопа

Металлографический (световой, оптический) микроскоп - прибор для наблюдения и фотографирования структуры непрозрачных объектов в отраженном свете. Микроскоп представляет собой комбинацию двух увеличивающих систем: объектива и окуляра.

Металлографический микроскоп состоит из осветительной, механической и оптической систем (рис.2).

К осветительной системе относятся: источник света – лампа накаливания 1, набор линз, светофильтров и диафрагм. Набор линз введен в осветительную систему для уменьшения рассеивания световых лучей и повышения четкости изображения. Диафрагмы ограничивают сечение светового луча и позволяют регулировать интенсивность освещения.

Набор светофильтров в виде цветных и матовых стеклянных пластинок позволяет отфильтровать лучи требуемой длины волны, уменьшить хроматическую аберрацию и повышать четкость изображения. Кроме того, при работе на микроскопе следует учитывать, что глаза человека обладают повышенной чувствительностью к желто-зеленым цветам.



Материаловедение

Механическая система состоит из корпуса 2, предметного столика 3, на который устанавливается микрошлиф, и визуального тубуса 4. Для наблюдения различных участков поверхности микрошлифа предметный столик можно перемещать в горизонтальной плоскости в двух взаимно перпендикулярных направлениях винтами 5. Предметный столик с микрошлифом может перемещаться в вертикальном направлении для предварительного наведения на фокус макрометрическим винтом 6, а для точной фокусировки - микрометрическим винтом 7.

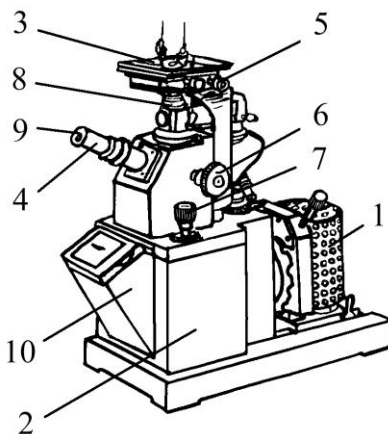


Рис.2. Общий вид микроскопа МИМ-7

Оптическая система является основной системой микроскопа. Она состоит из системы смонтированных в корпус 2 призм и зеркал, обеспечивающих определенное направление лучей в микроскопе, сменных объективов 8 и окуляров 9 для визуального наблюдения и фотографирования структуры, прилагаемых в комплекте к микроскопу; фотокамеры 10.

Набор сменных объективов и окуляров позволяет менять увеличение микроскопа, которое определяется произведением увеличения объектива на увеличение окуляра (табл.3).

Таблица 3

Характеристика объективов и окуляров микроскопа МИМ-7

ОБЪЕКТИВЫ		ОКУЛЯРЫ						
		На матовом стекле			При визуальном наблюдении			
		7 ^x	10 ^x	15 ^x	7 ^x	10 ^x	15 ^x	20 ^x
F=23, 2	A=0,1 7	(70)	120	160	(60)	90	130	170
F=13, 9	A=0,3 0	(115)	200	270	(100)	140	200	300
F= 8,2	A=0,3 7	200	340	450	170	240	360	500
F= 6,2	A=0,6 5	(260)	440	600	(250)	320	500	(650)



F= 2,8	A=1,2 5	575	1000	1350	500	720	1080	(1440)
F= 2,8	A=1,0 *	575	1000	(1350)	500	720	1080	(1440)

Примечания: 1.Заключенные в скобки объективы применять не рекомендуется.

2.Объектив, отмеченный *, используется только для светлого поля.

Основным элементом оптической системы является объектив, дающий действительное увеличенное обратное изображение рассматриваемой структуры. Окуляр лишь увеличивает изображение, получаемое объективом. При этом с помощью окуляра получается мнимое увеличенное прямое изображение структуры, выявленное объективом.

Объектив состоит из фронтальной плосковыпуклой линзы, дающей увеличение, и ряда коррекционных линз, предназначенных для уменьшения хроматической и сферической аберраций, возникающих при прохождении лучей через фронтальную линзу.

Хроматическая аберрация вызывается неодинаковым преломлением линзой лучей различного цвета, в результате чего луч белого света разлагается линзой на монохроматические лучи, которые не фокусируются в одной точке. В объективе для уменьшения хроматической аберрации белого света устанавливаются коррекционные линзы из специальных материалов, например, плавикового шпата (флюорита). Хроматическую аберрацию можно полностью устранить только применением монохроматического света.

Причина сферической аберрации заключается в том, что лучи, преломляемые краем линзы и ее центральной частью, не сходятся в одной точке, и изображение получается нерезким. Для уменьшения сферической аберрации объектив собирается из выпуклой и вогнутой линз, имеющих одинаковую, но различно направленную аберрацию.

В объективах, дающих большое увеличение, фронтальная линза имеет полушаровую форму, и сферическую аберрацию удается избежать путем помещения шлифа в апланатический фокус, т.е. в особую точку на оптической оси объектива. Такие объективы называются апланатами.

Все объективы в отношении оптических свойств делятся на ахроматы и апохроматы. Апохроматы более сложны, чем ахроматы, но зато дефекты изображения от аберраций у них сведены до



минимума. Апохроматы одновременно являются апланатами. Из-за своей конструкции они дают не плоское, а несколько искривленное изображение, вследствие чего не представляется возможным получить одинаковую резкость в центре и по краям изображения. Поэтому при работе с апохроматами применяют компенсационные окуляры, исправляющие этот недостаток объектива.

В то же время объективы бывают сухие и иммерсионные. Объектив считается иммерсионным, когда между ним и микрошлифом находится слой жидкости, увеличивающий коэффициент преломления лучей (при использовании кедрового масла коэффициент равен 1,51).

Окуляры, прилагаемые к микроскопу, делятся на простые (Гюйгенса), компенсационные и проекционные. Простые окуляры применяются в сочетании с ахроматическими объективами, компенсационные с апохроматическими, а проекционные - при фотографировании.

Объективы обычно имеют увеличение от 9 до 95 раз, простые окуляры - от 3 до 15, а компенсационные - до 20 раз.

При работе на микроскопе микрошлиф помещают на предметный столик перед объективом, затем макро- и микрометрическими винтами перемещают в вертикальном направлении так, чтобы он находился немного дальше фокуса объектива. При этом последний дает увеличенное действительное изображение структуры, которое с помощью специальной линзы переносится в плоскость, близкую к фокусу окуляра. Он, действуя на луч, дает окончательное (увеличенное и мнимое) изображение структуры.

Разрешающая способность микроскопа и его полезное увеличение имеют важное значение в микроструктурном анализе металлов. Разрешающая способность определяет минимальные детали структуры, которые можно увидеть с помощью микроскопа. Она характеризуется минимальным расстоянием d между двумя соседними деталями структуры, которые еще могут быть различимы раздельно, не сливаясь. Разрешающая способность оптического микроскопа определяется дифракционными явлениями и при прямом освещении в отраженном свете соответствует условию

$$d = \lambda / 2n \cdot \sin \alpha = \lambda / 2A,$$

где λ - длина волны белого света, равная 0,55 мкм; n - показатель преломления между объективом и микрошлифом (для воздуха $n=1$, для кедрового масла $n=1,51$); α - угловая апертура объектива, равная половине угла, под которым виден зрачок объектива из точки микрошлифа, лежащей на



оптической оси ($\alpha_{\max}=72^{\circ}$, $\sin\alpha_{\max}=0,95$);
апертура, равная $n \cdot \sin\alpha$.

A- числовая

При использовании иммерсионного объектива (рис.3) световые лучи, отразившись от поверхности микрошлифа под углом α , преломляются в кедровом масле и входят в объектив под значительно меньшим углом ϕ . Поэтому, чем больше n и α , тем выше разрешающая способность микроскопа.

Максимальная разрешающая способность микроскопа (при использовании иммерсионного объектива) может составить $d=0,55/2 \cdot 1,51 \cdot 0,95 \approx 0,2$ мкм.

Поскольку разрешающая способность человеческого глаза d_1 составляет 0,3 мм, т.е. две точки видны для глаза отдельно, если расстояние между ними 0,3 мм = 300 мкм, тогда максимальное полезное увеличение, при котором полностью реализуется его разрешающая способность, равно $M=d_1/d=300/0,2=1500$. В соответствии с этим металлографические микроскопы имеют максимальное увеличение при визуальном наблюдении не более 1500 раз.

При исследовании структуры металла объектив выбирают исходя из необходимого полезного увеличения микроскопа, определяемого из выражения $M=300/d'$, где d' - минимальный размер интересующих деталей структуры в мкм. Зная M , можно по табл.3 определить соответствующую числовую апертуру и выбрать объектив и окуляр.

В практике металлографических исследований иногда приходится в ущерб разрешающей способности повышать контрастность изображения и увеличивать глубину резкости, характеризуемую величиной вертикального смещения деталей микроструктуры, что не приводит к потери фокусировки; при более рельефной поверхности микрошлифа целесообразно использовать объективы с малой апертурой. Контрастность изображения растет до тех пор, пока общее увеличение микроскопа не превысит полезного увеличения. Поэтому увеличение окуляра не должно быть очень высоким, так как это вызовет различное изображение деталей

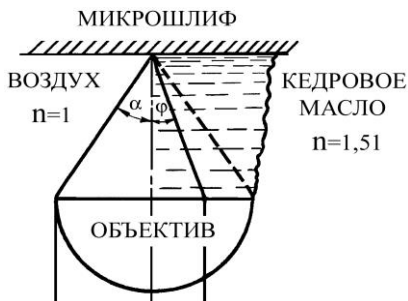


Рис.3. Влияние коэффициента преломления среды на ход световых лучей в сухом и иммерсионном объективе



структуры.

С помощью металлографического микроскопа может быть выполнен как качественный, так и количественный микроструктурный анализ, например, измерение величины зерна, размера включений графита в чугуне, глубины цементированного слоя и др.

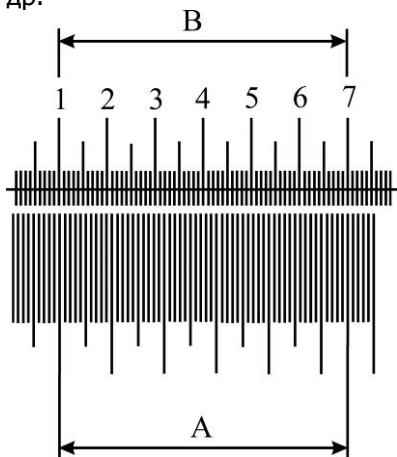


Рис.4. Совмещение шкалы объект-микронметра (А) и окуляр-микронметра (В)

Измерение деталей изучаемой структуры осуществляется с помощью окуляр-микронметра - окуляра, в который вставлено стекло с нанесенной шкалой. Цена деления окуляр-микронметра определяется увеличением микроскопа (произведением увеличений объектива и окуляра), для точного определения которого в качестве объекта используется специальная пластинка с микрометрической шкалой (объект-микронметр), на которой нанесены через каждые 0,01 мм деления на общей длине 1 мм (рис.4).

Для определения цены деления окуляр-микронметра на предметный столик вместо микрошлифа

устанавливается объект-микронметр и после наведения на фокус происходит совмещение шкал обоих микронметров. Цена деления окуляр-микронметра равна

$$C_{\text{ОК}} = C_{\text{Об}} \cdot A / B,$$

где $C_{\text{Об}}$ - цена деления объект-микронметра, равная 0,01 мм; А и В -соответственно число совмещенных делений объект-микронметра и окуляр-микронметра.

После определения цены деления окуляр-микронметра, им, как обычной линейкой можно измерить любой исследуемый элемент структуры микрошлифа, помещенного на предметный столик вместо объект-микронметра.

2.2.3. Микроструктурный анализ ковкого



ферритоперлитного чугуна

Одним из объектов микроструктурного анализа в работе является ковкий ферритоперлитный чугун, состоящий из металлической основы в виде зерен перлита и феррита, и включений графита. В нетравленном состоянии (рис.5, а) под микроскопом можно наблюдать светлое поле металлической основы ковкого чугуна и темные (черные) хлопьевидной формы графитные включения. Кроме того, на светлом поле металлической основы можно увидеть трещины, раковины, твердые и мягкие (со следами от них на поле металлической основы) неметаллические включения. После травления выявляется структура металлической основы. При наблюдении в микроскоп просматриваются темные (черные) графитные включения, светлые зерна феррита и темные (серые) зерна перлита (рис.5, б).

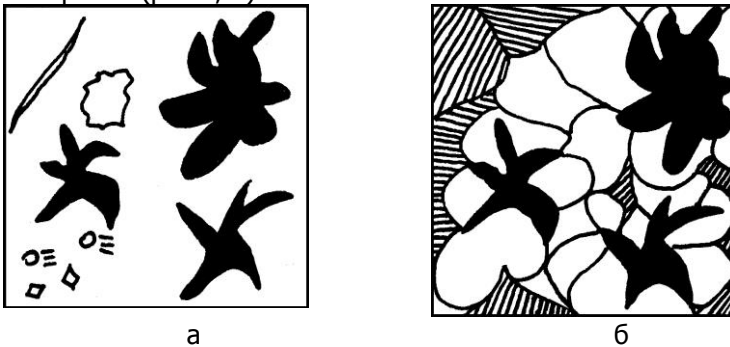


Рис.5. Схема микроструктуры ковкого ферритоперлитного чугуна в нетравленном состоянии (а, металлическая основа и графит) и после травления 4% спиртовым раствором HNO_3 (б, перлит, феррит и графит) $\times 250$

При больших увеличениях микроскопа выявляется двухфазное строение перлита в виде светлых пластин феррита и цемента, которое и следует изображать на схемах микроструктур. Наблюдаемая картина строения ковкого чугуна обусловлена характером отражения световых лучей от различных участков структуры микрошлифа.

2.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите методические основы и приемы микроструктурного анализа металлов.
- Изучите микроструктуру различных металлических материалов (альбом, с.5-8).



Материаловедение

– Подготовьте микрошлиф образца ковкого ферритоперлитного чугуна.

– Изобразите схему структуры ковкого ферритоперлитного чугуна в нетравленном состоянии и после травления 4% спиртовым раствором НМОЗ.

– Составьте отчет о работе.

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

– Цель работы.

– Определение микроструктуры, описание принципа видимости под металлографическим микроскопом.

– Краткое описание устройства металлографического микроскопа, определение его разрешающей способности и полезного увеличения, описание возможностей количественного микроструктурного анализа.

– Методика приготовления микрошлифа.

– Схема микроструктуры ковкого ферритоперлитного чугуна в нетравленном состоянии, его микроструктурный анализ.

– Методика травления микрошлифа.

– Схема микроструктуры ковкого ферритоперлитного чугуна после травления спиртовым раствором HNO_3 , его микроструктурный анализ.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Что называется микроструктурой?
- На чем основан принцип видимости под металлографическим микроскопом?
- Какие операции включает в себя процесс приготовления микрошлифа?
- Какова методика приготовления микрошлифа?
- Что можно наблюдать при рассмотрении в микроскоп микрошлифа в нетравленном состоянии?
- С какой целью производится травление поверхности микрошлифа?
- Какое изображение получается с помощью объектива и окуляра?
- Что понимается под разрешающей способностью микроскопа, как определить его максимальное полезное увеличение?
- Что можно наблюдать при рассмотрении в микроскоп микрошлифа после травления?
- Как определить цену деления окуляр-микрометра, как измерить величину одного из элементов структуры?



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Геллер Ю.А. Материаловедение. / Ю.А.Геллер, А.Г.Рахштадт. - М.: Металлургия, 1989. - 456 с.
2. Лаборатория металлографии. / Е.В.Панченко, Ю.А.Скаков, Б.И.Кример и др. - М.: Металлургия, 1965. - 439 с.
3. Металловедение и термическая обработка стали: в 3 т. Т.1. Методы испытания и исследования; под ред. М.Л.Бернштейна, А.Г.Рахштадта.- М.: Металлургия,1983. – 352 с.



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №3

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ПОСТРОЕНИЕ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ СВИНЕЦ – СЛОВО

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение методических основ термического анализа и его использования для построения диаграмм состояния.

3.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ

Понятие о диаграммах металлических систем, характеризующих различные состояния сплавов в зависимости от температуры и состава, имеет большое значение. Умея читать диаграмму состояния, можно представить полную картину образования сплава, его переход из жидкого состояния в твердое, процессы перекристаллизации в твердом состоянии; определить оптимальную температуру заливки сплава, оценить его жидкотекучесть, определить склонность к ликвации.

Еще большее значение диаграммы состояния имеют для термической обработки сплавов. В этом случае по диаграммам состояния можно определить, какую тепловую обработку может воспринимать данный сплав и какие температурные режимы будут для него наиболее рациональны.

Двухкомпонентные диаграммы состояния строятся на плоскости в координатах температура - концентрация компонентов по критическим точкам, для определения которых чаще всего используется термический анализ - один из физических методов исследования, основанный на фиксации тепловых эффектов, возникающих при различных внутренних превращениях. Он широко применяется для построения диаграмм состояния двойных и тройных систем.

Тепловой эффект вызывает изменение скорости падения температуры при охлаждении (или подъема при нагреве): при охлаждении расплавленного металла в момент кристаллизации происходит остановка или резкое замедление падения температуры; при нагреве в момент расплавления происходит также остановка или замедление подъема температуры.

Целью термического анализа является выявление температур фазовых превращений металлов и сплавов. Их определение осуществляется при непрерывной регистрации температуры металла (сплава) и времени при охлаждении от состояния полного



расплавления до полного затвердевания или в условиях нагрева - от твердого состояния до полного расплавления. При этом создаются условия равномерного охлаждения или нагрева металла, т.е. в равные промежутки времени отводится или подводится равное количество тепла. На основании полученных данных строятся кривые охлаждения (нагрева) в координатах температура - время (рис.1).

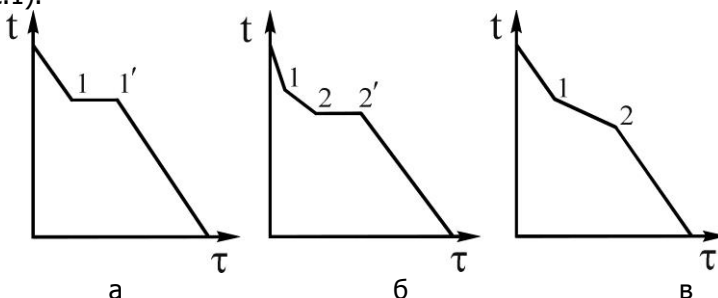


Рис.1. Кривые охлаждения чистого металла или сплава эвтектического состава (а), сплава доэвтектического или заэвтектического состава (б) и сплава типа твердого раствора (в)

Изменение скорости падения или подъема температуры на кривых выражается перегибом кривой. При этом в чистых металлах и сплавах, испытывающих инвариантные превращения (например, в сплавах эвтектического состава), на кривых образуются горизонтальные участки (площадки) 1-1', указывающие на то, что фазовые превращения протекают при постоянной температуре (рис.1, а). Во всех остальных сплавах превращения протекают в интервале температур, и на построенной кривой точки перегиба будут соответствовать температурам фазовых превращений. Пологие наклонные участки 1-2 (рис.1, б) показывают, что в сплавах превращения совершаются в интервале температур. Например, в сплавах доэвтектического и заэвтектического состава в точке 1 начинается кристаллизация одного из компонентов, на участке 2-2' из жидкости кристаллизуются оба компонента одновременно при постоянной температуре, и в точке 2 кристаллизация заканчивается.



Температуры, при которых происходят те или иные превращения в металлах и сплавах, называются критическими, а соответствующие им точки на кривой - критическими точками. Точки, отвечающие началу кристаллизации, называются точками ликвидус, а точки, отвечающие концу кристаллизации, - точками солидус.

В сплавах-твердых растворах в точке 1 (рис.1, в) начинается кристаллизация и в точке 2 - заканчивается, после чего температурные кривые будут иметь более крутой наклон, это указывает, что в дальнейшем никаких фазовых изменений не происходит и температура снижается быстрее.

Термический анализ проводят в электрической печи, а в качестве измерительной аппаратуры используют счетчик времени и термоэлектрический термометр или высокотемпературный пирометр. Реализуемая в работе схема термического анализа приведена на рис.2.

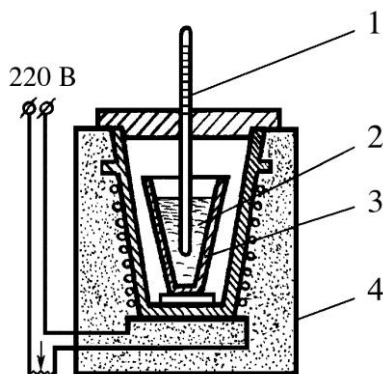


Рис.2. Схема установки для определения температур кристаллизации металлов и сплавов:

- 1 - термометр; 2-расплав;
3-тигель; 4-тигельная
электропечь

3.2. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите основные теоретические представления о сущности термического анализа металлов и сплавов.
- Возьмите 5 составов, представляющих систему свинец-олово, указанных в табл.1.
- Нагрейте полученные составы системы свинец-олово до температуры, несколько превышающей температуру плавления. Для этого необходимое количество (150-200 г) чистого металла или сплава определенного состава поместите в тигель, установленный в тигельную электропечь; включите ее и расплавьте в тигле металл или сплав; поместите на поверхность расплавленного металла или сплава слой толченого древесного угля для предохранения от окисления; закройте тигель крышкой или листовым асбестом и поместите через отверстие в крышке высоко-



Материаловедение

температурный термометр; выключите печь (операции выполняются лаборантом).

Изменение температур начала и конца кристаллизации в зависимости от состава сплава

№ п/п	Состав сплава	Температура начала кристаллизации (точка ликвидус), °C	Температура конца кристаллизации (точка солидус), °C
1	100% Pb		
2	30% Sn + 70% Pb		
3	62% Sn + 38% Pb		
4	80% Sn + 20% Pb		
5	100% Sn		

– Через каждые 30 с после охлаждения от температуры, несколько превышающей температуру плавления, регистрируйте показания термометра. Регистрацию температуры прекратите через 2-3 мин. после полного затвердевания металла или сплава.

– По полученным данным - значениям температуры и времени постройте кривую охлаждения в координатах $t=f(\tau)$ (рис.3).

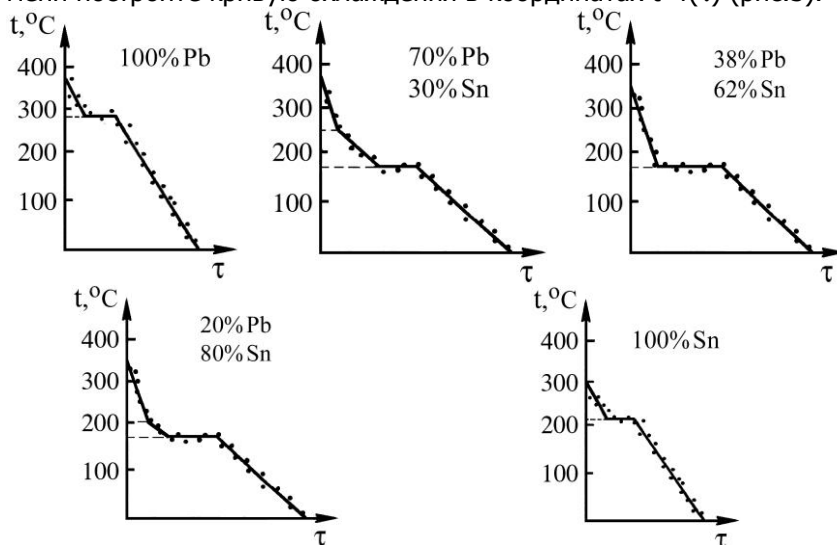


Рис.3. Кривые охлаждения исследуемых составов системы свинец - олово

– По перегибам на кривых охлаждения определите температуры кристаллизации. На кривых охлаждения чистых металлов и сплава эвтектического состава имеет место один перегиб (го-



Материаловедение

ризонтальный участок), свидетельствующий о кристаллизации при постоянной температуре. На кривых охлаждения сплавов до- и заэвтектического составов имеют место два перегиба (участок с пологим наклоном и горизонтальный участок), указывающих на протекание кристаллизации в интервале температур (см.рис.3). Полученные результаты занесите в таблицу.

– Постройте диаграмму состояния системы свинец-олово, нанеся на подготовленную сетку координат (рис.4) полученные результаты и соединив одноименные точки (точки ликвидус и солидус).

– Проанализируйте, какую информацию можно получить, пользуясь диаграммой состояния.

– Составьте отчет о работе.

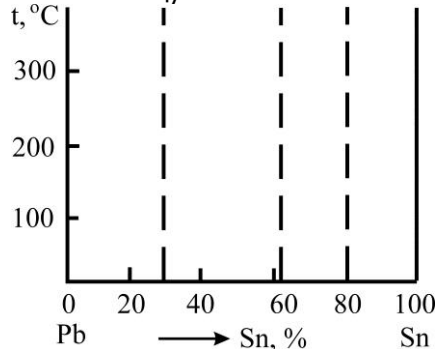


Рис.4. Сетка координат для построения диаграммы состояния свинец-олово

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы
- Основные теоретические представления о сущности термического анализа металлов и сплавов.
- Схема установки для определения температур кристаллизации металлов и сплавов.
- Кривая охлаждения исследуемого состава системы свинец-олово.
- Таблица с результатами эксперимента.
- Диаграмма состояния системы свинец-олово.
- Выводы на основании полученных результатов.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Что характеризует диаграмма состояния сплавов?
- Что показывает любая точка диаграммы состояния?
- Что является целью термического анализа?
- Как построить кривую охлаждения сплава?
- Какие изменения на кривой охлаждения вызывают фазовые превращения?
- Какие точки называются точками ликвидус, солидус?
- Изобразите кривую охлаждения чистого металла для типовой диаграммы состояния с эвтектическим превращением.

- Изобразите кривую нагрева доэвтектического сплава для типовой диаграммы с эвтектическим превращением.
- Что называется критической точкой?
- В чем причина отличия кривых охлаждения исследуемых сплавов?



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. *Металловедение.* / А.П.Гуляев. - М.: Металлургия, 1986. - 544 с..
2. Лахтин Ю.П. *Металловедение и термическая обработка металлов.* / Ю.П. Лахтин. - М. Металлургия, 1984. - 360 с.



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 4

АНАЛИЗ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ В ДВОЙНЫХ СИСТЕМАХ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение типовых диаграмм состояния двойных (двухкомпонентных) систем и анализ фазовых равновесий в них.

4.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

4.1.1. Понятие о сплавах и их строении

Сплавом называется вещество, полученное сплавлением двух или нескольких металлов или металла с неметаллом и обладающее металлическими свойствами. В настоящее время определение "сплав" имеет более широкое понятие, так как в современных условиях он может быть получен не только сплавлением, но и другими способами: прессованием-спеканием (порошковая металлургия), электролизом, возгонкой, в процессе кристаллизации из паров в вакууме и т.д. Такие сплавы ранее называли псевдосплавами (псевдо - ложный).

Сплавы образуют компоненты, взаимодействие которых определяется концентрацией (внутренний термодинамический фактор), температурой, давлением и др. (внешние термодинамические факторы). Компонентом называют химические индивиды (элементы и соединения), взятые в количествах, необходимых для образования всех фаз системы. Компонентами обычно являются чистые вещества (металлы и неметаллы), а также устойчивые, т.е. не разлагающиеся до температуры плавления на составляющие, химические соединения.

Фаза - однородная (жидкая, твердая, газообразная) часть системы, имеющая одинаковое строение, состав, свойства и отделенная от других фаз поверхностью раздела.

Системой называется совокупность фаз в твердом, жидком и газообразном состояниях, взятая для исследования при известных условиях и занимающая определенный объем.

В материаловедении системами являются чистые металлы или металлические сплавы.

4.1.2. Фазы в металлических сплавах

Строение металлических сплавов зависит от того, в какие взаимодействия вступают компоненты, составляющие сплав (си-



стему).

Компоненты, взаимодействуя друг с другом, могут образовывать твердые растворы, химические соединения и гетерогенные (неоднородные) структуры, состоящие из нескольких фаз.

Твердые растворы образуются в том случае, когда компоненты сплава растворимы друг в друге в твердом состоянии. Рентгеновский анализ обнаруживает в твердом растворе, как и у чистого металла, только один тип кристаллической решетки, металлографический - выявляет структуру из однородных зерен. Если кристаллизуется твердый раствор на базе одного из компонентов, последний является растворителем, а атомы другого (растворенного) компонента располагаются в кристаллической решетке растворителя.

Твердые растворы обозначаются буквами греческого алфавита: α , β , δ , γ и т.д.; или A(B), где A - растворитель, B - растворенный компонент. Твердые растворы существуют не при строго определенном соотношении атомов компонентов, а в интервале концентраций.

Различают твердые растворы замещения, внедрения и вычитания.

В твердых растворах замещения атомы растворенного компонента занимают положения атомов растворителя в кристаллической решетке (рис.1, а). Твердые растворы замещения характерны для сплавов большинства металлов (Fe, Cr, Mn, Ni, Mo, Cu, Zn, Sn, Al и др.) и могут быть с ограниченной (неполной) или с неограниченной (полной) растворимостью компонентов друг в друге.

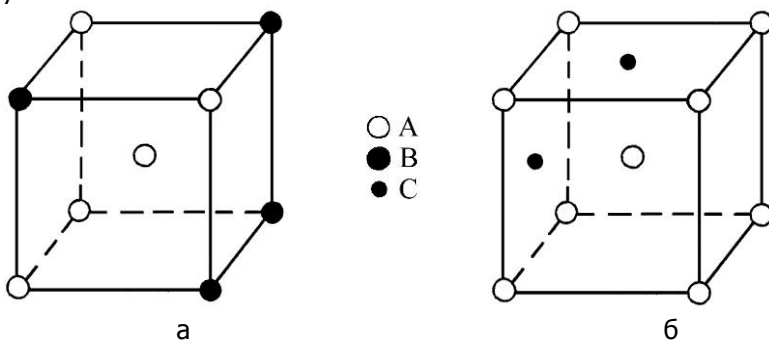


Рис.1. Кристаллическая решетка твердого раствора замещения (а)

и твердого раствора внедрения (б)

Неограниченная растворимость возможна, если оба компо-



нента имеют идентичные, изоморфные кристаллические решетки, малое различие атомных размеров компонентов в пределах 7-17%, близкое расположение компонентов в периодической системе элементов Д.И. Менделеева.

Твердые растворы внедрения получаются в тех случаях, когда диаметр растворенного элемента невелик, и наблюдаются при растворении в железе, молибдене, хrome таких неметаллов, как углерод, азот, водород, т.е. элементов с малым атомным радиусом. Твердые растворы внедрения бывают только с ограниченной (неполной) растворимостью компонентов (рис.1, б).

В сплавах могут также образоваться твердые растворы на базе химического соединения, где химическое соединение является растворителем, сохраняется его кристаллическая решетка, а атомы растворенного элемента располагаются в этой кристаллической решетке.

Твердыми растворами вычитания называются твердые растворы на базе химических соединений, образование которых сопровождается появлением вакансий. Например, таким является твердый раствор на базе химического соединения CoAl .

При образовании твердых растворов замещения и внедрения атомы растворенного элемента располагаются в кристаллической решетке растворителя неупорядоченно, в связи с этим их называют неупорядоченными твердыми растворами.

В некоторых случаях, когда атомы элементов, составляющие сплав, притягиваются друг к другу сильнее, чем подобные атомы, они стремятся расположиться в кристаллической решетке растворителя в определенном порядке. Такие твердые растворы называют упорядоченными или сверхструктурами (рис.2). Полностью упорядоченные растворы образуются, когда соотношение компонентов равно целому числу 1:1, 1:2, 1:3 и т.д. Упорядоченные твердые растворы можно рассматривать как промежуточные фазы между твердыми растворами и химическими соединениями.

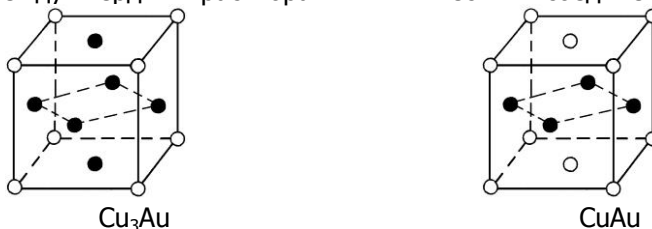


Рис.2. Кристаллические решетки упорядоченных твердых растворов в системе Cu-Al (Cu - ●; Al - ○)



Химические соединения образуются в том случае, когда атомы различных элементов притягиваются и имеют электрохимическое различие. Характерным для химических соединений является стехиометрическое соотношение атомов элементов, что выражается простой формулой в общем виде A_nB_m , где А и В - элементы, n и m - простые целые числа. В химических соединениях кристаллическая решетка, как правило, отличная от кристаллических решеток элементов, атомы в решетке располагаются упорядоченно, закономерно в определенных узлах.

Химические соединения имеют постоянную температуру плавления (диссоциации), свойства соединения резко отличаются от свойств образующих его компонентов.

Химическое соединение между металлами имеет в узлах решетки положительно заряженные ионы, удерживаемые электронным газом - металлическая связь. Такие соединения называются интерметаллидами ($CuAl_2$, Mg_2Sn и т.д.). Химические соединения металла с неметаллом имеют ионную связь, атомы удерживаются в кристаллической решетке электростатическим притяжением. В соединениях такого типа связь жесткая.

Электронные соединения, т.е. соединения между двумя металлами в сплавах, отличаются постоянным соотношением валентных электронов к числу атомов $3/2$; $21/13$; $7/4$. Каждому соотношению соответствует определенная кристаллическая решетка: $3/2$ - β -фаза (решетка объемноцентрированного куба), $21/13$ - γ -фаза (решетка сложная кубическая), $7/4$ - δ -фаза (гексагональная решетка).

Электронные соединения (фазы Юм-Розери) имеют определенное соотношение атомов и новую кристаллическую решетку - это признаки химического соединения, однако полного упорядочения расположения атомов не наблюдается, поэтому их относят к промежуточным фазам между химическим соединением и твердым раствором.

Фазы Лавеса имеет формулу AB_2 (А и В компоненты) и наблюдаются между элементами, атомные диаметры которых $D_A/D_B=1,2$. Эти фазы при кристаллизации образуют кристаллические решетки: гексагональную ($MgZn_2$ и $MgNi_2$) или гранецентрированную кубическую ($MgCu_2$). Фазы Лавеса встречаются в сплавах как упрочняющие фазы.

Гетерогенные (неоднородные) структуры образуются в том случае, когда компоненты не обладают полной взаимной растворимостью друг в друге в твердом состоянии, например: Zn-Sn; Pb-Sn; Fe-C; Al-Cu и др. Число кристаллических решеток соответству-



ет числу фаз, образующихся в гетерогенной структуре.

Если компоненты незначительно растворяются друг в друге в твердом состоянии (Ge-Zn), то фактически получается микросмесь, состоящая из двух чистых компонентов.

При количестве компонентов, превышающих их предельную растворимость, наблюдается структура из двух насыщенных твердых растворов или твердого раствора и химического соединения и т.д. Такая структура может быть эвтектического или перитектического типа.

4.2. АНАЛИЗ ДИАГРАММ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ СИСТЕМ

Диаграммой состояния называется графическое изображение фазового состояния сплава в зависимости от внешних (температуры, давления и др.) и внутренних (концентраций компонентов) факторов.

Диаграммы состояния двойных и более сложных систем строят экспериментальными методами для условий равновесия, при которых состояние сплавов соответствует минимальному значению свободной энергии. Такое состояние сплавов может быть достигнуто только при бесконечно медленных скоростях охлаждения или нагрева, поэтому диаграммы состояния позволяют определить фазовые превращения при очень медленном охлаждении или нагреве. Закономерность существования устойчивых фаз, отвечающих термодинамическим условиям равновесия, может быть выражена в математической форме правилом фаз или законом Гиббса (1876 г.). Она устанавливает связь между числом компонентов - K , числом равновесных фаз - Φ , внешними факторами (температурой, давлением и др.) - V , вариантностью (или числом степеней свободы) равновесной системы - C . В общем виде математически выражается уравнением:

$$\begin{aligned} C &= K + V - \Phi \\ \text{при } V &= 2 (t, P) & C &= K + 2 - \Phi \\ \text{при } V &= 1 (t) & C &= K + 1 - \Phi \end{aligned}$$

Под числом степеней свободы подразумевается число внешних (температура, давление и др.) и внутренних (концентрация) факторов равновесной системы, которое можно изменять в определенных пределах без изменения числа фаз, находящихся в равновесии. Более строгим является использование термина "число независимых переменных".

Вариантность (или число степеней свободы) любой системы всегда положительна или равна нулю, т.е. $C \geq 0$. При $C=0$ система



называется невариантной. Это значит, что все независимые переменные, определяющие состояние системы, имеют строго определенные (единственные) значения и их нельзя изменить, чтобы не нарушить фазовое равновесие, при этом в равновесии находятся три фазы. При $C=1$ систему называют моновариантной, т.е. если изменить внешний фактор - температуру, изменится концентрация фаз, но равновесие не нарушится. В равновесии находятся две фазы - жидкая и твердая или две твердые. При $C=2$ система называется бивариантной, т.е. существует область на диаграмме, в которой можно изменить температуру и концентрацию сплава, не нарушая равновесия. В равновесии находится одна фаза.

Правило фаз позволяет определить максимально возможное число равновесных фаз в сплавах, установить отклонение (по числу фаз) в структуре сплавов от равновесных условий, дает возможность контролировать правильность построения диаграмм состояний и кривых охлаждения (нагрева).

4.2.1. Диаграмма состояния для сплавов с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Компоненты этих сплавов неограниченно растворимы в жидком и твердом состояниях, не образуют химических соединений. В данном случае при затвердевании образуются однородные по структуре сплавы, состоящие из зерен - твердого раствора компонента В в А (или А в В). По этому типу диаграммы кристаллизуются сплавы Sb-Bi, Cu-Ni, Au-Ag, Fe-Ni и некоторые другие. Общий вид типовой диаграммы показан на рис.3.

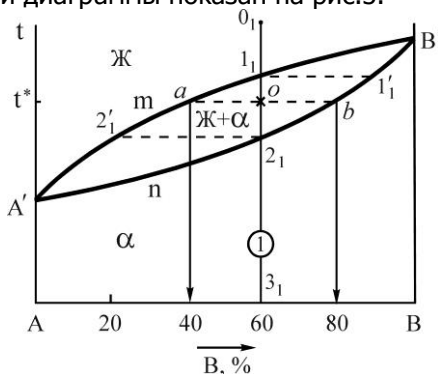


Рис.3. Диаграмма состояния системы А-В с неограниченной растворимостью в твердом состоянии

Компоненты: А и В ($K=2$); фазы: Ж, α (твердый раствор) ($\Phi=2$); линия $A'nB'$ - линия солидус - геометрическое место точек



критических температур конца процесса кристаллизации всех сплавов данной системы при охлаждении и начала плавления при нагреве; линия $A'mB'$ - линия ликвидус геометрическое место точек критических температур начала процесса кристаллизации всех сплавов данной системы при охлаждении и конца плавления при нагреве.

По диаграмме этого типа кристаллизация всех сплавов протекает аналогично сплаву 1.

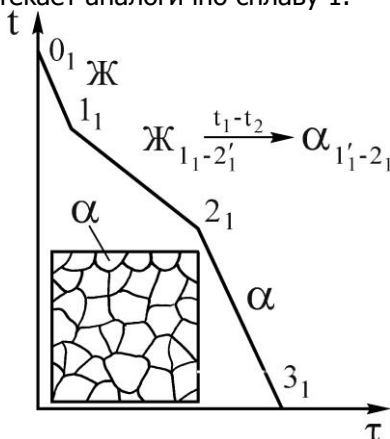


Рис.4. Кривая охлаждения и схема структуры сплава 1 при нормальной температуре

При кристаллизации сплава 1 (рис.4) от температуры 0_1 в нем происходят следующие превращения. До температуры точки 1_1 жидкий сплав охлаждается. При температуре точки 1_1 начинается процесс кристаллизации (зарождение центров кристаллизации). В интервале температур 1_1-2_1 кристаллизуется из жидкого сплава α -твердый раствор, состав которого изменяется по линии солидус на участке $1'_1-2_1$, состав жидкой фазы изменяется по линии $1_1-2'_1$ (см.рис.4). В соответствии с диаграммой состояния во всем интервале температур 1_1-2_1 образуются кристаллы α -твердого раствора,

более богатые тугоплавким элементом В, чем исходный сплав 1. Это приводит к неоднородности химического состава в пределах одного зерна (дендрита), так называемой дендритной ликвации, которая при реальных условиях охлаждения сохраняется в твердых растворах.

Однако при очень медленном (равновесном) охлаждении состав сплава успевает выровняться за счет диффузии и структура твердого раствора получается однородной (см. рис.4).

В двухфазных областях и на линиях инвариантных равновесий диаграмм двойных систем с помощью правила отрезков можно определить состав (концентрацию компонентов в фазах) и количественное соотношение фаз.

Для того чтобы определить концентрацию компонентов в



фазах (их состав), через заданную точку, характеризующую состояние сплава, проводят горизонталь (коноду) до пересечения с линиями, ограничивающими данную область; проекции точек пересечения на ось концентраций показывают составы фаз.

Определим составы фаз для сплава 1 при температуре t^* (см. рис.3). Для этого, проводя при температуре t^* горизонталь до пересечения с линиями, ограничивающими область $A'B'A'$, получим точки пересечения " a " и " b ". Проекция точки " a " на ось концентрации определяет состав жидкой фазы - 40%B и 60%A. Проекция точки " b " показывает состав твердой фазы - 80%B и 20%A.

Для того чтобы определить количественное соотношение фаз по правилу отрезков, необходимо через заданную точку провести горизонталь до пересечения с ближайшими линиями диаграммы состояния. Отрезки этой линии между заданной точкой и точками пересечения, определяющими составы фаз, обратно пропорциональны количествам этих фаз.

Например, относительное весовое количество твердой фазы для сплава 1 (см. рис.3) при температуре t^* :

$$ОВК_{\alpha} = \frac{oa}{ab} = \frac{5\text{мм}}{10\text{мм}} = 0,5 \text{ или } 50 \%$$

Относительное весовое количество жидкой фазы при температуре t^* :

$$ОВК_{\text{ж}} = \frac{ob}{ab} = \frac{5\text{мм}}{10\text{мм}} = 0,5 \text{ или } 50 \%$$

4.2.2. Диаграмма состояния сплавов с ограниченной взаимной растворимостью компонентов в твердом состоянии

В таких сплавах компоненты неограниченно растворимы в жидком состоянии, ограничено в твердом и не образуют химических соединений.



Материаловедение

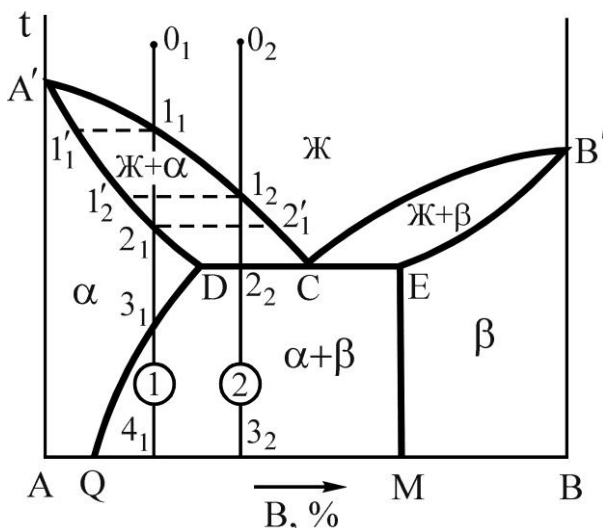


Рис.5. Диаграмма состояния системы А-В с эвтектическим превращением

Существуют два вида таких диаграмм: с эвтектическим и перитектическим превращением. Для сплавов Al-Si, Al-Cu и других характерна диаграмма с эвтектическим превращением, в результате которого по реакции $Ж_C \xrightarrow{t_c} (\alpha_D + \beta_E)$ образуется микросмесь двух фаз (эвтектика). Эвтектика в переводе с греческого - легкоплавкий. Общий вид типовой диаграммы показан на рис.5.

Компоненты: А и В ($K=2$); фазы: Ж, α -твердый раствор, β -твердый раствор ($\Phi=3$). Название α - и β -твердых растворов принимается условно, т.е. α -твердым раствором называем раствор компонента В в А, а β -твердый раствор - раствор компонента А в В. Линия А'СВ' - линия ликвидус, линия А'DЕВ' - линия солидус, линия DQ- линия предельной растворимости компонента В в А, линия ЕМ- предельной растворимости А в В, линия DCE - линия эвтектического превращения.

Рассмотрим кристаллизацию двух сплавов 1 и 2. При охлаждении от точки 0_1 до температуры точки 1_1 происходит охлаждение жидкого сплава 1. При температуре точки 1_1 - образование центров кристаллизации в жидкой фазе. В интервале температур 1_1-2_1 - рост кристаллов α -твердого раствора из этих центров, при этом состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус, а твердой - по линии солидус. При температуре точки 2_1 заканчивается процесс кристаллизации α -твердого раствора, состав зерен соответствует исходному сплаву 1, так как в условиях рав-



новесия, т.е. при очень медленном охлаждении, происходит выравнивание состава зерен за счет диффузии.

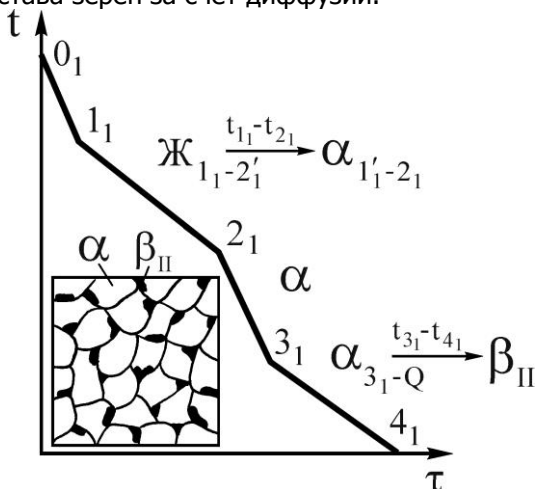


Рис.6. Кривая охлаждения и схема структуры сплава 1 при нормальной температуре

В интервале температур 2_1-3_1 - охлаждение α -твердого раствора. Температура точки 3_1 соответствует предельной насыщенности α -твердого раствора компонентом В, с понижением температуры растворимость компонента В в А снижается. Предельная растворимость в интервале температур 3_1-4_1 соответствует по диаграмме (см. рис.5) линии 3_1-Q , поэтому от температуры точки 3_1 начинается процесс вторичной кристаллизации. Из α -твердого раствора выделяется избыточный компонент В в виде β -твердого раствора, который обозначаем β_{II} , в отличие от β , выделившегося при первичной кристаллизации. Выделение фазы β_{II} может происходить как по границам, так и внутри зерен α -твердого раствора. В точке 4_1 состав α -твердого раствора соответствует точке Q, а β_{II} -точке M (см. рис.5). Кривая охлаждения приведена на рис.6.

Кристаллизация доэвтектического сплава 2 начинается при температуре точки 1_2 . В процессе кристаллизации в интервале температур 1_2-2_2 состав α -твердого раствора изменяется по линии $1'_2-D$, а жидкой фазы - 1_2-C (см. рис.5). При температуре точки 2_2 жидкая фаза имеет состав точки С и затвердевает в эвтектику (участок $2_2-2'_2$ кривой охлаждения), состоящую из α -твердого раствора состава точки D и β -твердого раствора, состава точки E (по правилу отрезков). Охлаждение от точки 2_2 до точки 3_2 сопровождается выделением из α -твердого раствора, как структурно свободного, так и входящего в состав эвтектики β -твердого



раствора (β_{II}). Объясняется это тем, что состав α -твердого раствора уменьшается по компоненту В соответственно линии (см. рис.5) DQ. Кривая охлаждения сплава 2 приведена на рис.7.

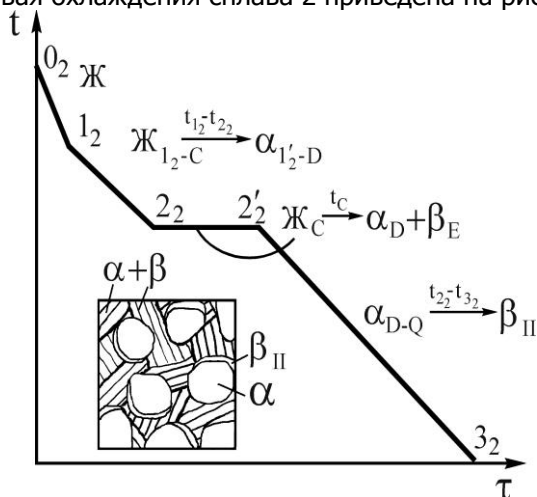


Рис.7. Кривая охлаждения и схема структуры сплава 2 при нормальной температуре

В предыдущей диаграмме (см. рис.5) мы рассмотрели превращение, при котором жидкая фаза определенного состава кристаллизовалась в две фазы, т.е. эвтектическое превращение. Возможен и другой тип трехфазного равновесия - перитектическое превращение (рис.8).

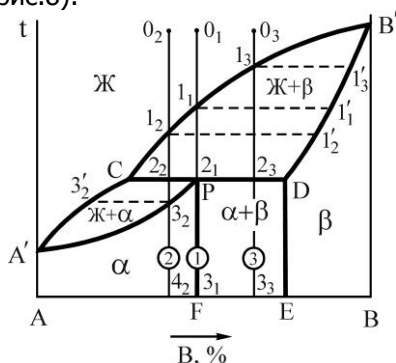


Рис.8. Диаграмма состояния системы А-В с перитектическим превращением

Перитектическим превращением называется превращение, при котором жидкая фаза, реагируя с ранее выделившейся твердой фазой, образует новую твердую фазу.



Перитектическая реакция протекает при строго определенных составах фаз, их количествах и постоянной температуре. Это превращение имеет место при кристаллизации сплавов: Cu-Zn; Cu-Sn; Cu-Al и др. Общий вид диаграммы состояния показан на рис.8.

В данной системе компоненты: А и В ($K=2$), фазы: Ж, α , β ($\Phi=3$); α -ограниченный твердый раствор компонента В в А, β -ограниченный твердый раствор компонента А в В. Линии А'СВ' - ликвидус, А'РДВ' - линии солидус, линия СРД - линия перитектического превращения, линия РF линия предельной растворимости компонента В в А, линия DE - предельной растворимости А в В.

Рассмотрим кристаллизацию трех сплавов 1, 2 и 3.

До температуры точки 1_1 - охлаждение жидкого сплава 1. Начало кристаллизации сплава соответствует температуре точки 1_1 , из жидкого сплава начинают кристаллизоваться кристаллы β -твердого раствора. При кристаллизации в интервале температур 1_1-2_1 состав жидкой фазы изменяется по линии ликвидус на участке 1_1-C , а кристаллов β -твердого раствора - по линии солидус на участке $1'_1-D$. При температуре точки 2_1 в равновесии находятся жидкая фаза состава точки С и β -кристаллы состава точки D, происходит перитектическое превращение по реакции $Ж_C + \beta_D \xrightarrow{t_c} \alpha_P$.

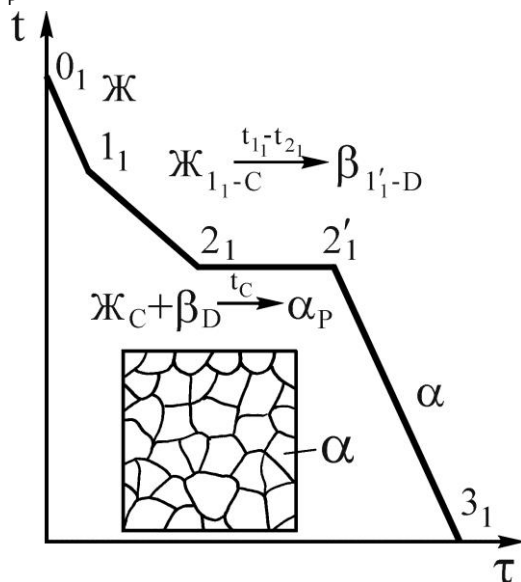


Рис.9 Кривая охлаждения и схема структуры сплава 1 при нормальной температуре



Соотношение количества жидкой фазы и кристаллов β -твердого раствора, необходимое для образования α -твердого раствора состава точки P, с помощью правила отрезков равно $\frac{PD}{PC}$, т.е. для образования α -твердого раствора указанного состава полностью расходуется жидкая фаза и кристаллы β -твердого раствора. После перитектического превращения происходит охлаждение α -твердого раствора (участок $2'_1-3_1$ кривой охлаждения, рис.9).

Кристаллизация сплава 2 до температуры точки 2_2 протекает аналогично сплаву 1 (см. рис.8 и 9).

Особо подчеркнем, что в сплавах левее точки P перитектическое превращение происходит с избытком жидкой фазы. При температуре точки 2 произойдет перитектическое превращение по реакции $Ж_C + \beta_D \xrightarrow{t_c} \alpha_P + Ж_{изб}$.

Соотношение количества жидкой фазы и кристаллов β -твердого раствора равно $\frac{2_2D}{2_2C}$.

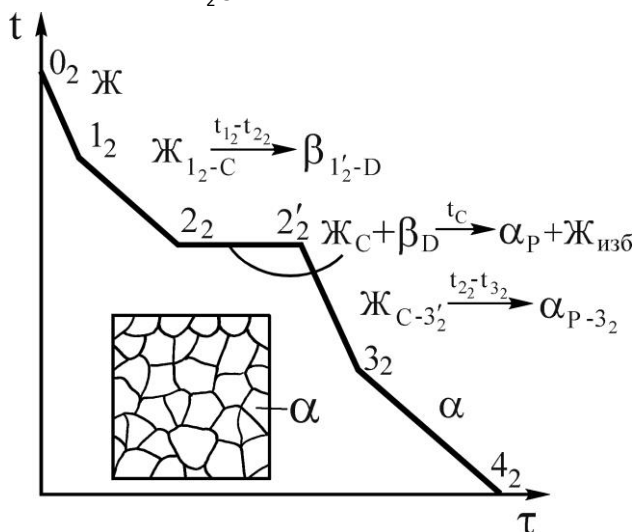


Рис.10. Кривая охлаждения и схема структуры сплава 2 при нормальной температуре

Отрезок 2_2D больше отрезка PD , поэтому часть жидкой фазы после перитектического превращения остается неизрасходованной. При дальнейшем охлаждении в интервале температур 2_2-3_2 происходит кристаллизация избыточной жидкой фазы, из кото-



рой выделяются кристаллы α -твердого раствора. В интервале температур 3_2-4_2 - охлаждение сплава, имеющего однородные зерна α -твердого раствора. Кривая охлаждения сплава 2 приведена на рис.10.

В отличие от сплава 2 в сплаве 3 перитектическое превращение протекает с избытком твердой фазы по реакции $J_{C} + \beta_{D} \xrightarrow{t_c} \alpha_{P} + \beta_{изб}$.

Соотношение количества жидкой фазы и β -твердого раствора в перитектическом превращении равно $\frac{2_3D}{2_3C}$. Отрезок 2_3C больше отрезка PC , поэтому по окончании реакции в избытке остаются кристаллы β -твердого раствора.

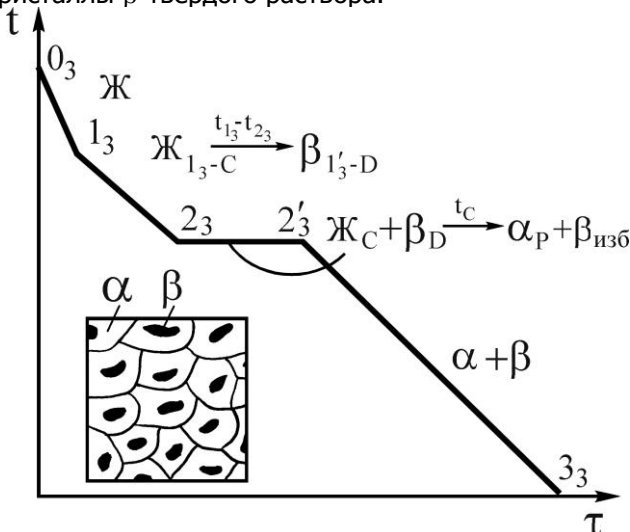


Рис.11. Кривая охлаждения и схема структуры сплава 3 при нормальной температуре

Структура этого сплава состоит из зерен α -твердого и β -твердого растворов. Характерным для данной структуры является расположение зерен избыточной фазы β внутри зерен α -твердого раствора, т.е. зерна β как бы окружены зернами α -фазы. Отсюда и название перитектического превращения (перитектика в переводе с греческого - окружение). Кривая охлаждения сплава 3 приведена на рис.11.

4.2.3. Диаграмма состояния сплавов с устойчивым химическим соединением

Устойчивым химическим соединением называется соединение, которое не диссоциирует на составные части до температуры



плавления, т.е. при их плавлении составы жидкой и твердой фаз совпадают. Такие соединения называются конгруэнтно (соответственно) плавящимися и образуются в системах Mg-Si, Mg-Pb, W-Zr и др. Если химическое соединение A_nB_m образуется металлами, такое соединение стехиометрического состава принято называть интерметаллидной фазой.

На рис.12 представлены 2 варианта диаграмм с устойчивым химическим соединением, каждая из которых состоит из двух частей, разделенных фигуративной линией химического соединения. Компоненты: А и В ($K=2$); фазы: Ж, α , β , γ ($\Phi=4$). A_nB_m - химическое соединение, которое образуется при концентрации, соответствующей проекции точки С на ось концентраций, точка С соответствует температуре плавления, γ - твердый раствор на базе химического соединения A_nB_m . Линия $A'ECPB'$ - линия ликвидус, $A'DQCGPFB'$ - линия солидус.

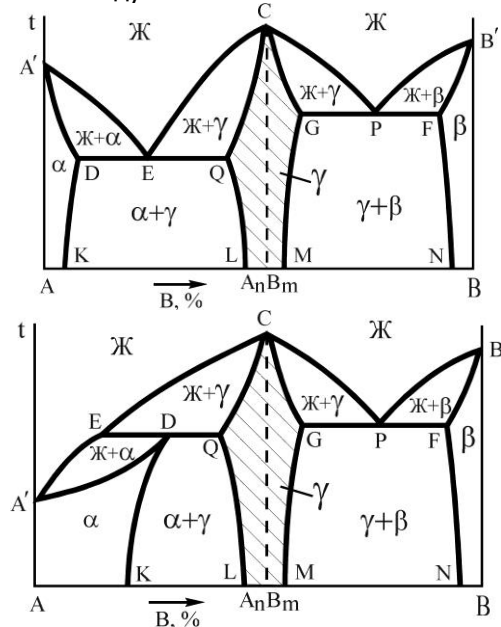


Рис.12. Диаграммы состояния системы А-В с устойчивым химическим соединением

Физически, выполняя функцию компонента, химическое соединение на базе своей решетки, как правило, образует по схеме замещения ограниченный твердый раствор γ . Плавление (кристаллизация) γ -фазы состава A_nB_m в соответствии с правилом фаз ($C=0$) происходит при постоянной температуре. Прочтение диа-



грамм и анализ фазового состояния системы А-В производится по частям, учитывая независимость систем А- A_nB_m и A_nB_m -В. Особенностью диаграмм с устойчивым химическим соединением является область γ -фазы. В этой области левее фигуративной линии химического соединения (заштрихована) представлены твердые растворы замещения компонента А, а правее фигуративной линии – растворы компонента В в химическом соединении. При образовании твердых растворов атомы компонента А замещают атомы компонента В в узлах кристаллической решетки соединения A_nB_m или наоборот. Таким образом формируется область γ -раствора переменной концентрации с решеткой, свойственной химическому соединению. В силу этих особенностей γ -фаза называется промежуточной.

Кристаллизацию характерных сплавов для таких диаграмм рассматривали ранее.

4.2.4. Диаграмма состояния для сплавов с неустойчивым химическим соединением

Неустойчивыми называются химические соединения, при плавлении которых образуется жидкая и кристаллическая фазы, отличающиеся по составу от химического соединения. При этом во взаимодействии в форме перитектического равновесия находятся три фазы определенного состава (рис.13). Такие фазы – химические соединения называются инконгруэнтно (несоответственно) плавящимися.

При охлаждении жидкости, соответствующей по составу соединению A_nB_m , в интервале температур 1_1 -G реализуется первая стадия кристаллизации в форме реакции $J_{1_1-P} \xrightarrow{t_1-t_G} \beta_{1_1-Q}$ ($C=1$), а на уровне температуры точки G завершается кристаллизация в форме невариантного перитектического превращения $J_P + \beta_Q \xrightarrow{t_G} A_nB_m$ ($C=0$).

Очевидно, что химическое соединение сохраняет свою кристаллическую структуру и состав и при более низких температурах.

Другие сплавы в интервале концентраций P-Q также претерпевают перитектическое превращение, однако после своего завершения в сплавах интервала P-G в соответствии с правилом отрезков в избытке остается жидкость $J_{ИЗБ}$, а в сплавах интервала G-Q в остатке оказывается твердый раствор $\beta_{ИЗБ}$.

Промежуточная γ -фаза переменного состава, формирующаяся на базе кристаллической решетки химического соединения



представлена на диаграмме заштрихованной областью.

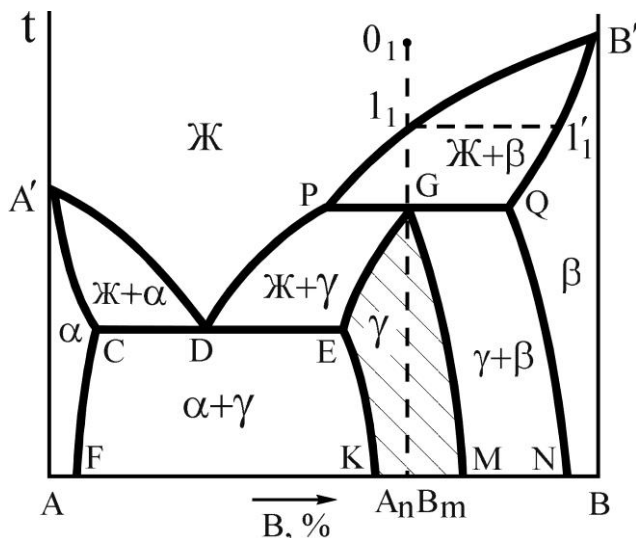


Рис.13. Диаграмма состояния системы А-В с неустойчивым химическим соединением

4.2.5. Диаграммы состояния сплавов, компоненты которых имеют полиморфные превращения

Полиморфизмом отличаются многие металлы – железо, марганец, титан, олово и др. Благодаря полиморфизму компонентов сплавы в кристаллическом состоянии претерпевают превращения, которые приводят к существенному изменению структуры и свойств.

На рис.14,а показан вариант диаграммы состояния сплавов, в которых компонент А существует в двух полиморфных модификациях - α и β . При взаимодействии этих модификаций с компонентом В образуются соответствующие фазы – твердые растворы, сохраняющие при определенных концентрациях и температурах тип кристаллической решетки одного из компонентов.

В сплавах в интервале концентрации С-Д фазовая перекристаллизация протекает частично и поэтому в конечной структуре сосуществуют α - и β -фазы в количествах, зависящих от состава сплава.



Материаловедение

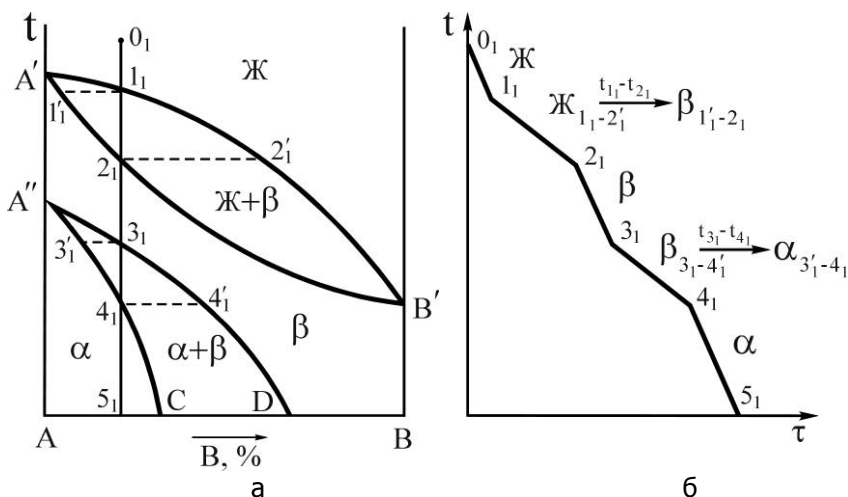


Рис.14. Диаграмма состояния (а), кривая охлаждения и фазовые реакции (б) сплава 1 системы с полиморфизмом компонента А

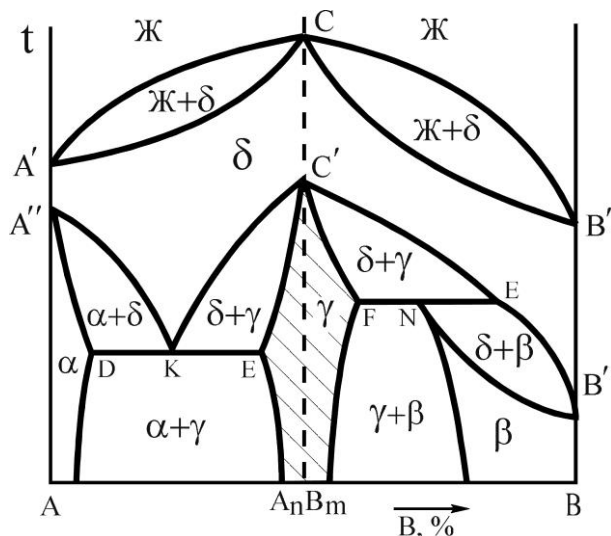


Рис.15. Диаграмма состояния системы А-В с полиморфными превращениями обоих компонентов

На рис.15 представлен один из возможных вариантов диаграммы состояния сплава, оба компонента которого отличаются полиморфизмом. В рассмотренном случае продукт первичной кристаллизации - δ-раствор претерпевает фазовую перекристаллизацию



цию с образованием α -, β - и γ -растворов.

Сплавы в интервале концентраций D-E проходят фазовую перекристаллизацию подобно эвтектическому превращению по реакции $\delta_K \xrightarrow{t_K} \alpha_D + \gamma_E$. Такое невариантное превращение называется эвтектоидным.

Полученная смесь фаз называется эвтектоидом. В сплавах в интервале концентраций F-E происходит перитектоидное превращение в виде невариантного перитектоидного превращения $\delta_E + \gamma_F \xrightarrow{t_N} \beta_N$.

4.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите типовые диаграммы состояния двойных систем.
- Выполните по заданию преподавателя анализ процесса кристаллизации в равновесных условиях двойного сплава, кристаллизующегося в соответствии с одной из рассмотренных диаграмм состояния двойных систем.

Для этого:

- изобразите диаграмму состояния соответствующей двойной системы, укажите на ней фазовые области и проведите линию сплава заданного состава;
- постройте кривую охлаждения;
- проверьте, используя правило фаз Гиббса, правильность построения кривой охлаждения;
- опишите превращения, происходящие при охлаждении сплава; приведите уравнения фазовых реакций;
- изобразите вероятную структуру сплава для каждого этапа охлаждения;
- определите состав и количественное соотношение фаз в двухфазной области при заданной температуре.
- Составьте отчет о работе.

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Краткая информация о сплавах, их строении, типовых диаграммах состояния двойных систем.
- Анализ процесса кристаллизации в равновесных условиях двойного сплава, кристаллизующегося в соответствии с одной из рассмотренных диаграмм состояния двойных систем.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Что называется металлическим сплавом?
- Что такое компонент, фаза, система?
- Что называется твердым раствором?
- Какие различают твердые растворы?
- Какие твердые растворы называются упорядоченными?
- В каких случаях образуются химические соединения?
- Какие линии называются линиями ликвидус и солидус?
- Какое превращение называется эвтектическим, перитектическим, эвтектоидным, перитектоидным?
- Поясните правило фаз, правило отрезков.



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. *Металловедение.* / А.П.Гуляев. - М.: Металлургия, 1986. - 544 с..
2. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов.* / Ю.М.Лахтин. - М.: Металлургия, 1984. - 360 с..
3. Захаров А.М. *Диаграммы состояния двойных и тройных систем.* / А.М.Захаров. - М.: Металлургия, 1990. - 240 с..



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 5

АНАЛИЗ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение диаграммы состояния системы железо-углерод и анализ фазовых равновесий в ней.

5.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

В настоящее время наиболее широкое применение в промышленности имеют железоуглеродистые сплавы - стали и чугуны. Диаграмма состояния системы железо-углерод дает представление о формировании этих сплавов, начиная от кристаллизации из жидкости и кончая процессами фазовой перекристаллизации в твердом состоянии. Кроме того, диаграмма состояния железо-углерод позволяет оценить структуру сталей и чугунов в равновесных условиях, определяющую многие их свойства; установить температуру нагрева при термической обработке и решить целый ряд других задач.

Компонентами диаграммы состояния являются железо и углерод. Поскольку углерод находится в двух аллотропических модификациях - в виде графита и алмаза, то различают две диаграммы состояния: железо-графит и железо-алмаз. Если первая является стабильной при нормальном давлении, то вторая проявляется полностью при высоких давлениях, когда стабильными становятся неустойчивые карбиды Fe_3C , Fe_7C_3 , алмаз. Поскольку известно, что самостоятельными компонентами могут быть устойчивые химические соединения, то диаграмму состояния железо-алмаз, метастабильную при нормальном давлении (т.е. имеющую промежуточное равновесие), можно только условно считать состоящей из диаграммы $Fe-Fe_3C$, $Fe_3C-Fe_7C_3$, Fe_7C_3 -алмаз. Однако практическое значение имеют сплавы с содержанием углерода до 5%, охватываемые фрагментом полной диаграммы состояния железо-алмаз - диаграммой состояния металлической системы $Fe-Fe_3C$ (железо-цементит), в соответствии с которой кристаллизуются стали и белые чугуны, и которая и является предметом данной работы. Железо - металл переходной группы (атомный номер 26, атомная масса 55,85), температура плавления $1539^{\circ}C$, отличается полиморфизмом ниже температуры $911^{\circ}C$ и в интервале $1392-1539^{\circ}C$ устойчиво в форме α -модификации (Fe_{α}), а в интервале $911-1392^{\circ}C$ - в форме γ -модификации (Fe_{γ}). Железо- α имеет объ-



емноцентрированную кубическую решетку (К8), параметр которой при комнатной температуре равен 0,286 нм, ниже температуры 768^oС - ферромагнитно, а в интервале 768-911^oС – парамагнитно. Железо- γ имеет гранецентрированную кубическую решетку (К12) с параметром 0,386 нм. Высокотемпературная модификация α -железа и γ -железо парамагнитны.

Второй компонент - цементит имеет сложную ромбическую решетку, полиморфизмом не отличается, при температурах ниже 210^oС имеет слабо выраженные ферромагнитные свойства. По расчетным данным температура плавления цементита оценивается величиной, равной 1252^oС.

При взаимодействии железа и углерода в железоуглеродистых сплавах формируются в зависимости от концентрации компонентов и температуры следующие четыре фазы:

феррит - ограниченный твердый раствор внедрения углерода в α -железе;

аустенит - ограниченный твердый раствор внедрения углерода в γ -железе;

жидкость - неограниченный жидкий раствор углерода в железе (более строгим является использование термина "расплав");

цементит - карбид железа Fe₃C с содержанием углерода 6,67%.

Структурными же составляющими диаграммы состояния железо-цементит являются 4 однофазных - жидкость, феррит, цементит, аустенит и 2 двухфазных структурных составляющих - перлит и ледебурит.

Диаграмма состояния железо-цементит в интервале концентраций от железа до цементита изображена на рис.1.

Линия ABCD – линия ликвидус соответствует насыщенному состоянию жидкости (Ж): на участках AB и BC - железом, а на участке CD - углеродом. Линия ANJECFD - солидус определяет насыщенное состояние продуктов кристаллизации - феррита (Ф), аустенита (А) и цементита (Ц).

В фазовых областях между линиями HNJ и GSP происходит фазовая перекристаллизация $\Phi \leftrightarrow A$, причем линии HN и GP определяют насыщение феррита углеродом, а линии NJ и GS -аустенита железом. Линии ES и PQ определяют насыщенное состояние аустенита и феррита углеродом. В соответствии с указанными значениями при охлаждении из исходной фазы выделяется фаза, богатая компонентом, которым насыщена исходная фаза. Например, при температурах линии ES из аустенита выделяется цементит.

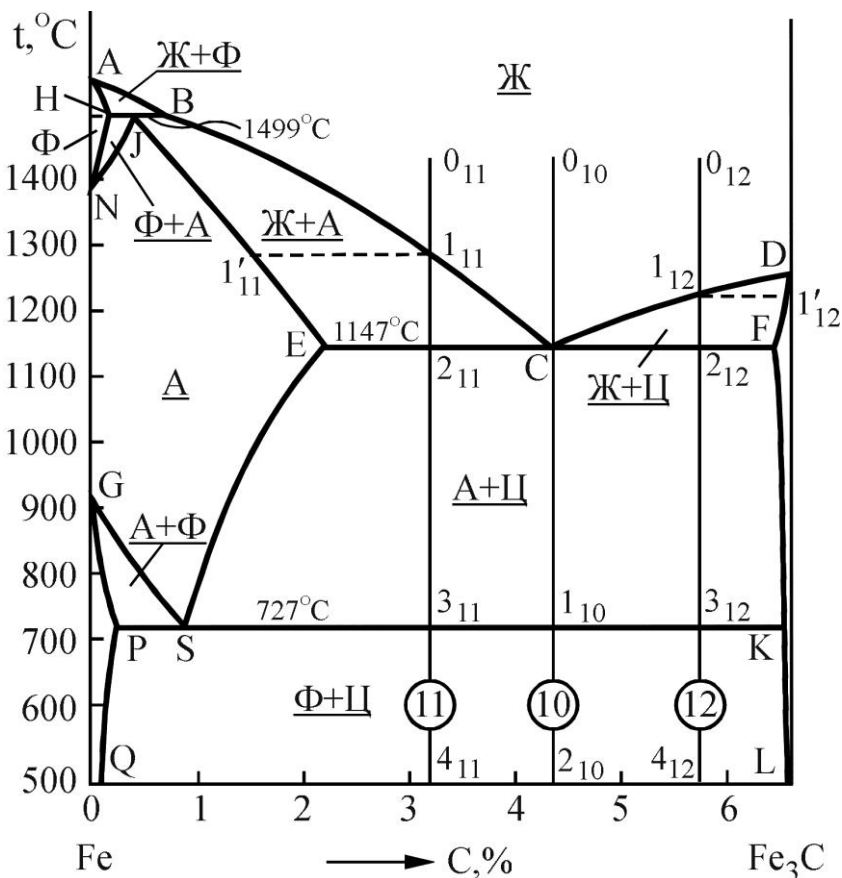


Рис.1. Диаграмма состояния системы железо-цементит

Горизонтальные линии HJB, ECF и PSK указывают на протекание невариантных реакций, для которых число степеней свободы $S=K+1-F=0$.

Значения координат точек на диаграмме представлены на отдельных ее фрагментах (рис.2 и 3).

При кристаллизации всех сплавов с содержанием углерода до 2,14% (последние данные - 2,06%), в определенном интервале температур, происходит образование аустенита.

Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода 0,025-2,14% называют углеродистыми сталями, более 2,14% - белыми чугунами.

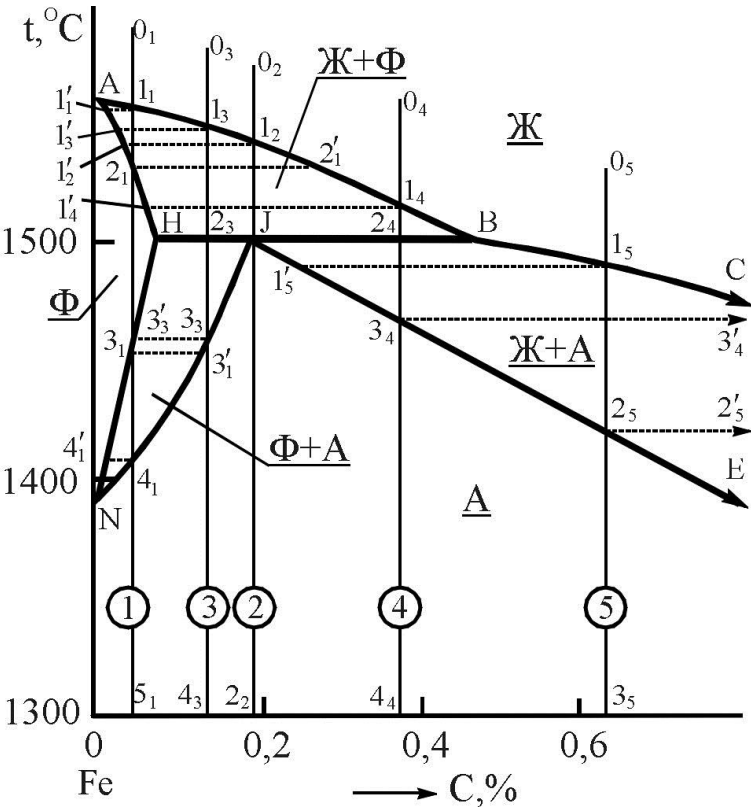


Рис.2. Фрагмент диаграммы железо-цементит (сплавы 1...5)

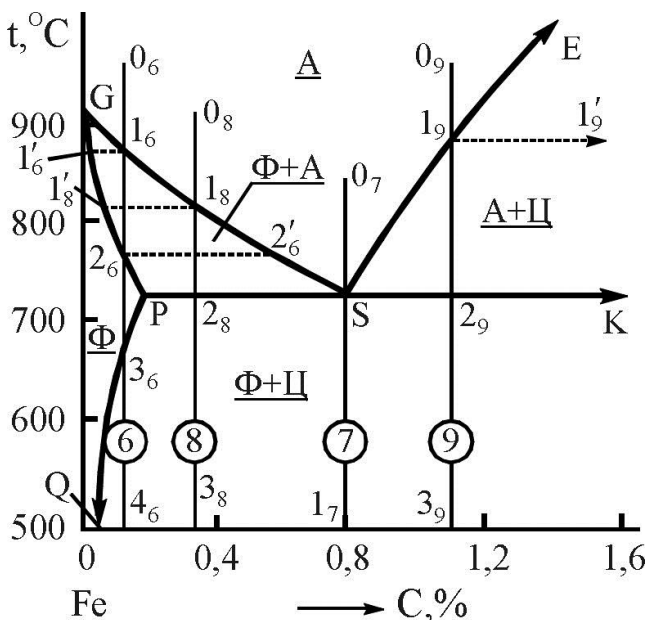


Рис.3. Фрагмент диаграммы железо-цементит (сплавы 6...9)

5.2. АНАЛИЗ ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО-ЦЕМЕНТИТ

Рассмотрим превращения в железоуглеродистых сплавах, содержащих до 2,14% С, - техническом железе и углеродистой стали, охватываемых "стальной" частью диаграммы состояния железо-цементит.

В сплавах, содержащих углерода менее 0,1% (рис.2, сплав 1), при охлаждении из жидкого состояния последовательно протекают следующие превращения (рис.4): в интервале температур 1_1-2_1 – первичная кристаллизация с образованием феррита, в интервале 3_1-4_1 - фазовая перекристаллизация с образованием аустенита; в интервалах 2_1-3_1 и ниже точки 4_1 происходит охлаждение продуктов превращений, соответственно феррита и аустенита. Уравнения фазовых реакций и схематическое изображение структур в указанных интервалах температур показаны на рис.4.

При содержании углерода 0,16% (рис.2, сплав 2) первичная кристаллизация происходит в интервале 1_2-J . При этом жидкость, оставаясь насыщенной, изменяет состав в диапазоне от 1_2 до В, а феррит - от $1'_2$ до Н. В двухфазной смеси Ж+Ф количество жидкости состава точки В (J_B) представлено отрезком НJ, а количество



феррита состава точки Н (Φ_H) -отрезком JB.

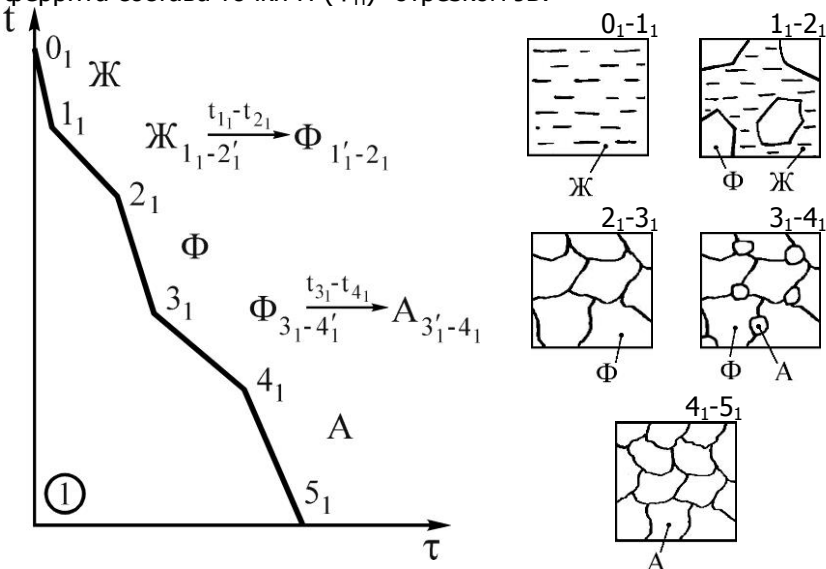


Рис.4. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 1

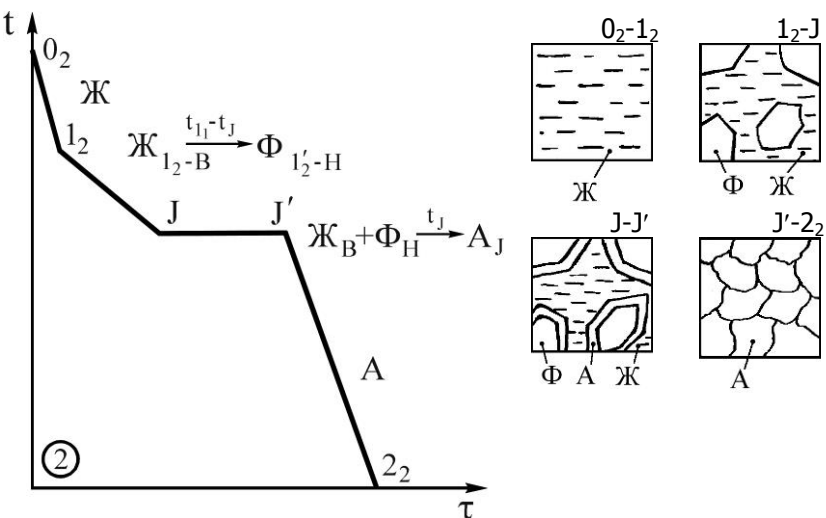


Рис.5. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 2

При взаимодействии жидкости $Ж_B$ и феррита Φ_H об-



разуется аустенит состава точки $J(A_J)$ (см. уравнение на рис.5). Эта неинвариантная перитектическая реакция распространяется на интервал концентрации углерода от точки H (0,1% C) до точки B (0,5% C).

В сплавах типа 3 (<0,16% C) и 4 (>0,16% C) (см. рис.2) перитектическое превращение протекает соответственно при избытке феррита или жидкости. Поэтому ниже 1499°C превращение в сплавах типа 3 протекает в форме фазовой перекристаллизации с образованием аустенита (рис.6), а в сплавах типа 4 - первичной кристаллизации с образованием аустенита (рис.7).

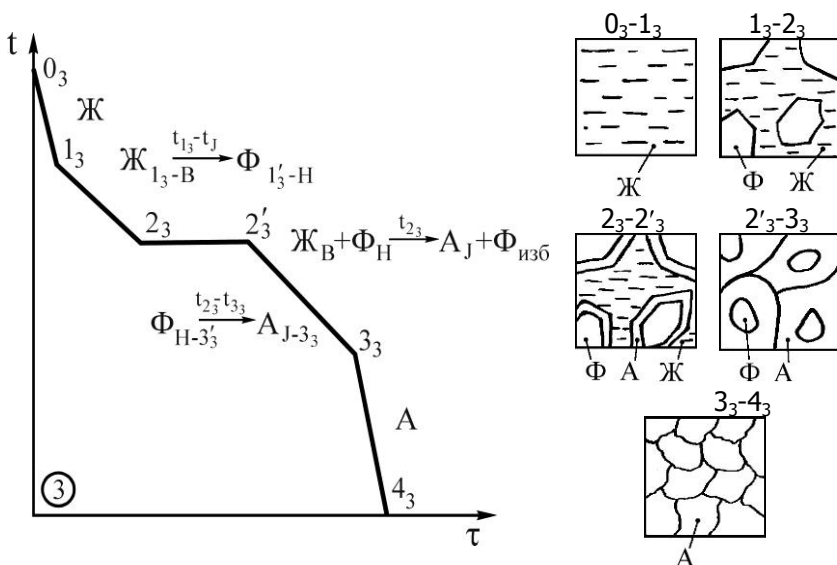


Рис.6. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 3

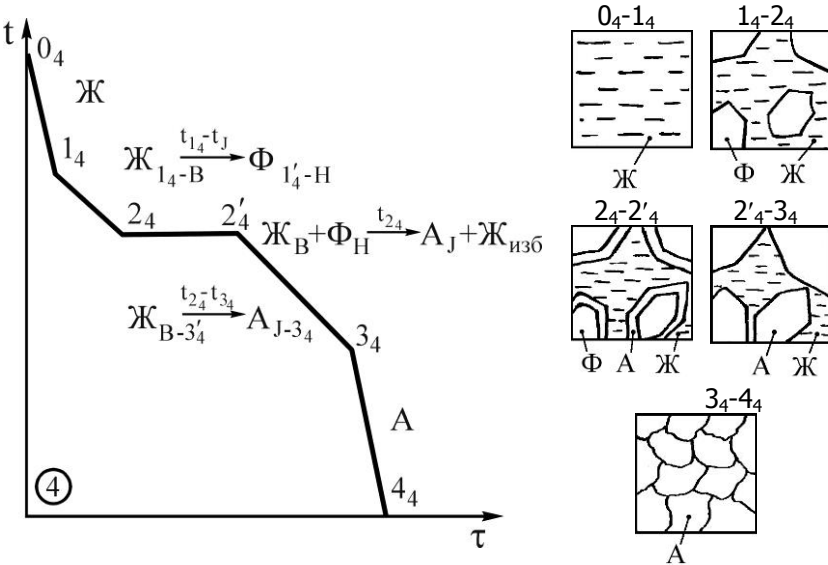


Рис.7. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 4

В сплавах типа 5 (рис.2, 0,5-2,14% С) имеет место первичная кристаллизация с образованием аустенита. При этом состав жидкости в условиях равновесной кристаллизации изменяется от точки 1_5 до точки $2'_5$, а аустенита - от точки $1'_5$ до точки 2_5 .

Как указывалось, формирование структуры стали при охлаждении до нормальной (комнатной) температуры проходит независимо от содержания углерода через состояние аустенита. При содержании углерода менее 0,025% (рис.3, сплав типа 6) аустенит в интервале температур 1_6-2_6 претерпевает фазовую перекристаллизацию с образованием феррита (рис.8). Образовавшийся феррит оказывается насыщенным и ниже температуры точки 3_6 , при дальнейшем охлаждении из него выделяется цементит. При этом состав феррита изменяется в соответствии с линией его насыщения до точки Q (0,0067% С).

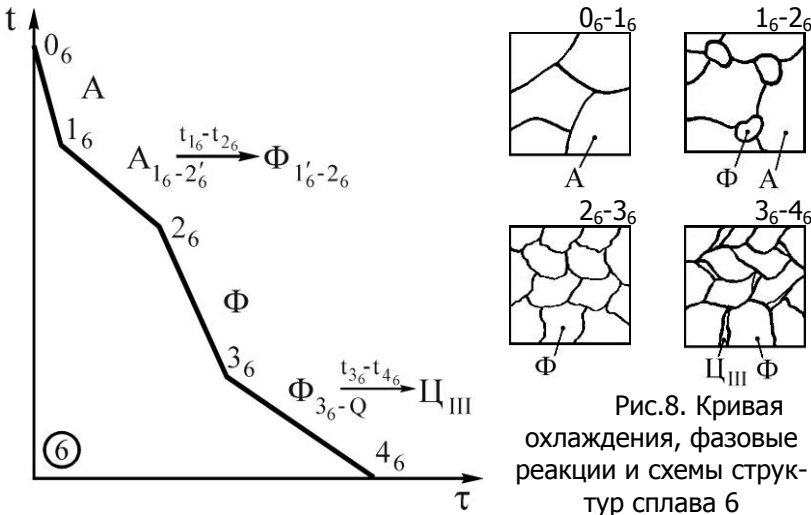


Рис.8. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур сплава 6

При содержании углерода в стали 0,8% (рис.3, сплав 7) аустенит при температуре 727°C (точка S) оказывается насыщенным и железом, и углеродом. Поэтому при этой температуре происходит распад аустенита с образованием эвтектоидной смеси феррита и цементита, которая называется перлитом (рис.9, П). В интервале температур ниже 727°C из ферритной составляющей перлита в соответствии с линией PQ выделяется третичный цементит Ц_{III} (рис.9), соединяющийся с цементитом перлита. Сталь состава точки S (0,8% C) называется эвтектоидной.

При охлаждении аустенита доэвтектоидной стали (рис.3, сплав 8) в интервале температур 1₈-2₈ происходит фазовая перекристаллизация. При этом на уровне температуры 727°C аустенит в двухфазной смеси А+Ф приобретает эвтектоидный состав и при постоянной температуре превращается в перлит (см. реакции на рис.10). Таким образом, ниже 727°C доэвтектоидная сталь представлена перлитом и избыточной фазой - ферритом. В соответствии с линией PQ в этой стали ниже 727°C также выделяется третичный цементит Ц_{III}.

Из аустенита заэвтектоидной стали (рис.3, сплав 9) ниже температуры линии ES (точка 1₉) выделяется цементит (Ц_{II}) и при температуре 727°C, достигая эвтектоидного состава, превращается в перлит (см. уравнения на рис.11). Следовательно, в структуре эвтектоидной стали также содержится перлит.

Таким образом, в равновесных условиях при нормальной температуре эвтектоидная сталь представлена перлитом, доэв-



Материаловедение

тектоидная - перлитом и избыточным ферритом, заэвтектоидная - перлитом и избыточным цементитом в виде сетки по границам зерен перлита.

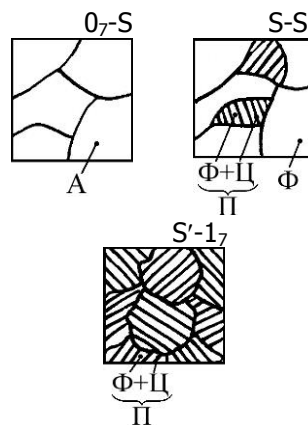
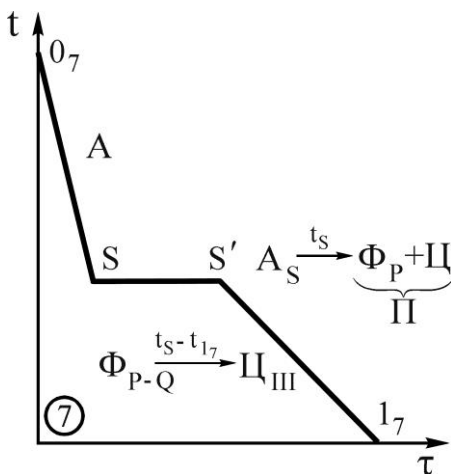


Рис.9. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур сплава 7

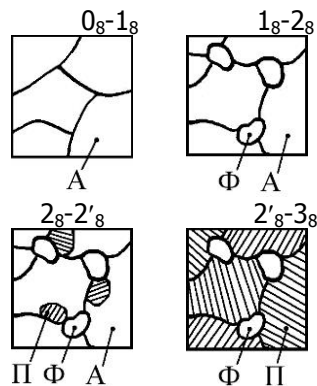
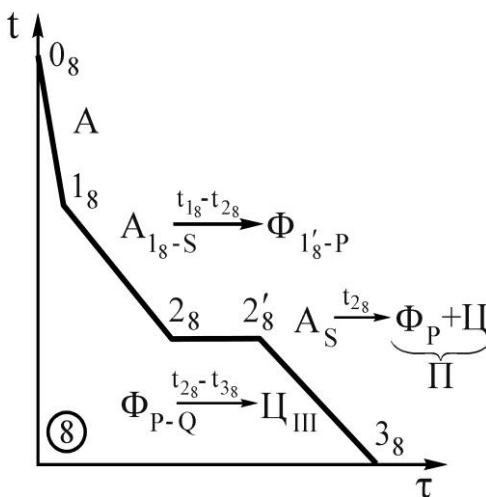


Рис.10. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 8

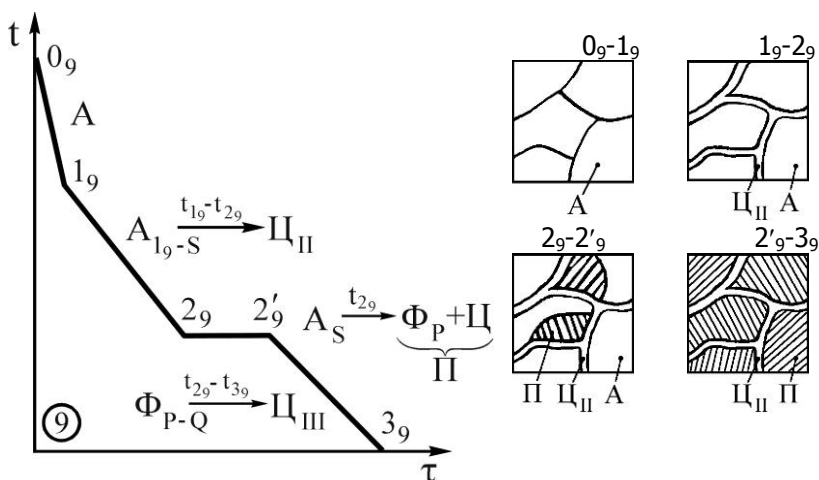


Рис.11. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 9

Различают чугуны эвтектический (4,3% C), доэвтектический (2,14-4,3% C) и заэвтектический (более 4,3% C). Эвтектический чугун (рис.1, сплав 10) в процессе кристаллизации распадается с образованием смеси аустенита состава точки E и цементита. Такое превращение называется эвтектическим, а продукт превращения - смесь цементита и аустенита - ледебуритом (эвтектикой). Эвтектическое превращение, будучи трехфазным, согласно правилу фаз протекает при постоянной температуре (рис.12). В соответствии с линией ES из аустенита ледебурита при охлаждении в интервале 1147-727°C выделяется вторичный цементит и при температуре 727°C превращается в перлит.

В доэвтектическом чугуне (рис.1, сплав 11) описанным превращениям предшествует первичная кристаллизация с образованием аустенита (рис.13). В заэвтектическом чугуне (рис.1, сплав 12) продуктом первичной кристаллизации является цементит (рис.14). При этом на уровне температур 1147°C жидкость в смесях Ж+А и Ж+Ц приобретает эвтектический состав и превращается в ледебурит.

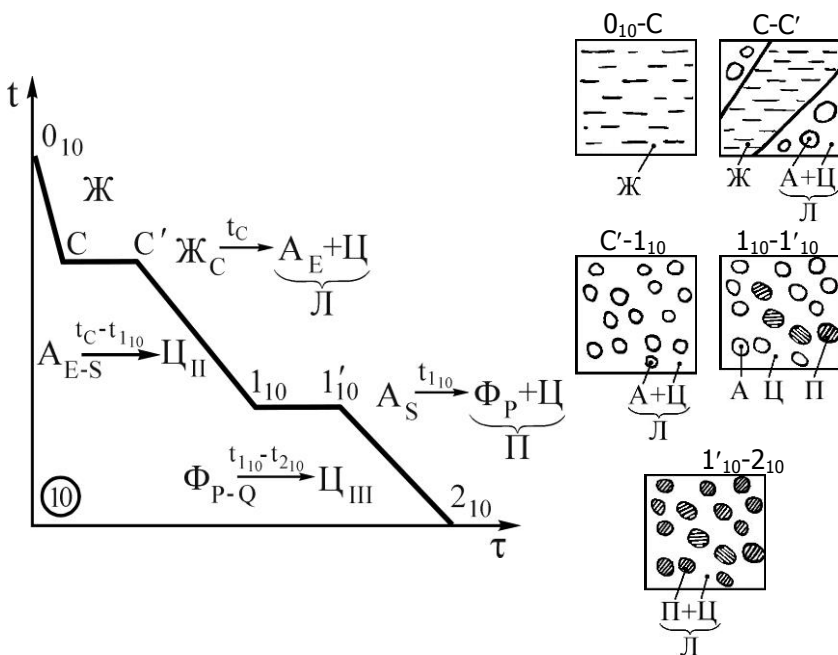


Рис.12. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 10

Таким образом, кристаллизация всех сплавов в интервале содержания углерода от 2,14 до 6,67% завершается эвтектическим превращением при одинаковой температуре на линии ECF – 1147°C (см. рис.8), всем чугунам свойственно также выделение из аустенита вторичного цементита в интервале 1147-727°C, протекание эвтектоидного превращения при температуре 727°C и выделение ферритом третичного цементита ниже 727°C. Формирование структуры чугуна при охлаждении из жидкого состояния сопряжено с протеканием двух невариантных превращений эвтектического и эвтектоидного. Поэтому на кривых охлаждения образуются две изотермические площадки при температурах 1147°C и 727°C (см. рис.12-14).

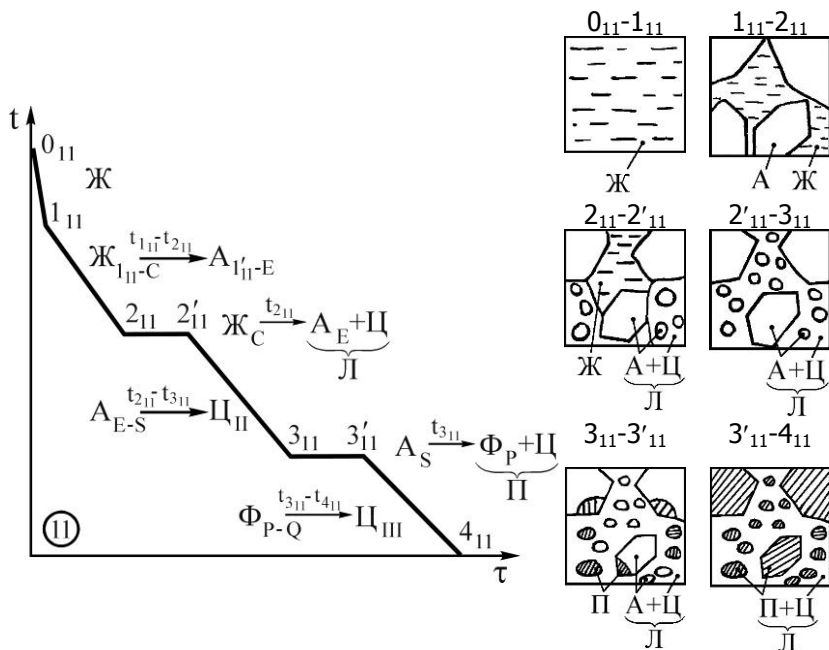


Рис.13. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 11

Структура эвтектического чугуна при нормальной температуре представлена ледобуритом, доэвтектического - ледобуритом и перлитом, заэвтектического - ледобуритом и первичным цементитом.

Диаграмма состояния железо-цементит содержит информацию о фазовом состоянии различных сталей и чугунов. Наряду с этим она позволяет решать задачи, связанные с определением состава фаз и количественного соотношения фаз.

Например, сплав 11 (см. рис.1) при температуре точки 3_{11} содержит феррит состава точки Р и цементит состава точки К. При этом количество феррита равно $3_{11}К/РК$, а цементита - $Р3_{11}/РК$.

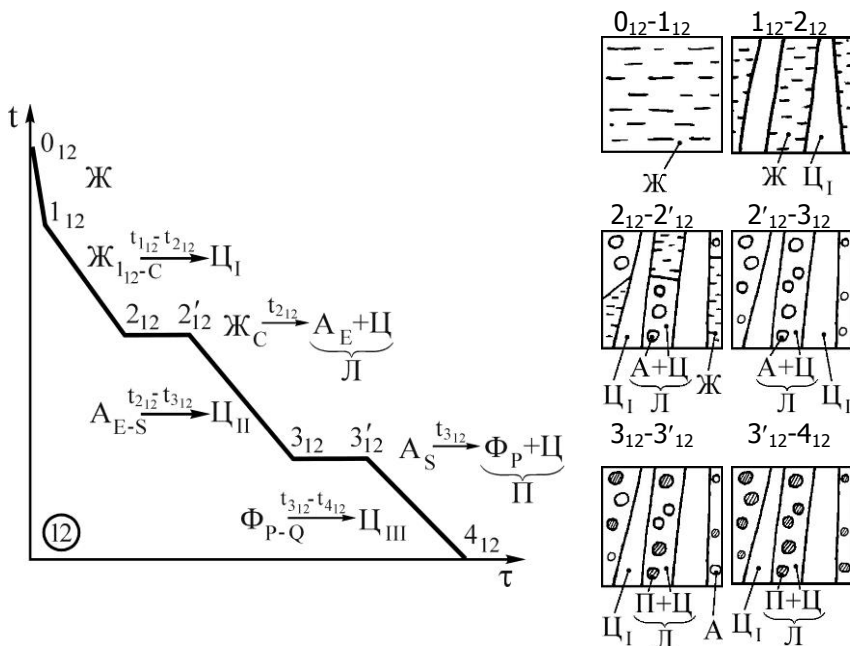


Рис.14. Кривая охлаждения, фазовые реакции и схемы структур на всех этапах охлаждения сплава 12

5.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите диаграмму состояния системы железо-углерод.
- Выполните по заданию, приведенному в таблице, анализ процесса кристаллизации в равновесных условиях одного из железоуглеродистых сплавов.

Для этого:

- постройте диаграмму состояния системы железо-цементит, укажите на ней фазовые области и проведите линию состава заданного сплава;
- постройте кривую охлаждения;
- проверьте, используя правило фаз Гиббса, правильность построения кривой охлаждения;
- опишите превращения, происходящие при охлаждении сплава, приведите уравнения фазовых реакций;
- изобразите вероятную структуру сплава для каждого этапа охлаждения;
- определите состав и количественное соотношение



Материаловедение

фаз при заданной в таблице температуре.

- Составьте отчет о работе.

Исходные данные для анализа процесса кристаллизации железоуглеродистых сплавов в равновесных условиях

Номер варианта	Содержание углерода в сплаве, %	Температура t , °C
1	0,1	650
2	0,3	1480
3	0,4	700
4	0,5	740
5	0,8	1450
6	1,0	1400
7	1,5	800
8	2,0	1300
9	2,5	700
10	3,0	900
11	3,5	1200
12	4,3	1147
13	5,0	650
14	5,5	1000
15	6,0	1200

Примечания: 1. Номер варианта выбирается по номеру в списке подгруппы.

2. Характерные точки сплава на диаграмме и на кривой охлаждения целесообразно указывать как 0_1 , 1_1 , 2_1 , где 0, 1, 2 и т.д. - номер точки, а подстрочная единица - номер исследуемого сплава.

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Основные теоретические представления о диаграмме состояния системы железо-углерод.
- Анализ процесса кристаллизации одного из железоуглеродистых сплавов в равновесных условиях.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

– Почему диаграмма состояния железо-цементит является метастабильной системой?

– Что называется ферритом, аустенитом, цементитом, перлитом, ледебуритом?

– Укажите на диаграмме линию ликвидус, линию солидус, линии невариантных реакций.

– Какую кристаллическую решетку имеет α -железо, γ -железо?

– Изобразите геометрические образы невариантных перитектической, эвтектической, эвтектоидной реакций.

– Опишите с помощью уравнений невариантные реакции.

– Укажите фазовое состояние в различных областях диаграммы.

– Укажите структурное состояние при нормальной температуре доэвтектоидной, эвтектоидной, заэвтектоидной стали и доэвтектического, эвтектического, заэвтектического чугуна.

– В чем заключается отличие цементита первичного от вторичного и третичного?

– Определите количественное соотношение феррита и цементита в перлите и ледебурите.



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. Металловедение. / А.П.Гуляев. - М.: Металлургия, 1986. – 544 с..
2. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. / Ю.М.Лахтин. - М.: Металлургия, 1984. - 360 с..
3. Металловедение и термическая обработка стали: в 3-х т. Т.2. Основы термической обработки; под ред. М.Л.Бернштейна, А.Г.Рахштадта.- М.: Металлургия, 1983. - 368 с..



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ МЕТАЛЛОГРАФИЯ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение методических основ и приемов количественной металлографии.

6.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И ПРАКТИКА КОЛИЧЕСТВЕННОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ

Основной задачей металлографического анализа является идентификация (распознавание) изображений структуры на плоском микрошлифе. В настоящее время накоплен большой практический опыт металлографических исследований, позволяющий безошибочно идентифицировать наблюдаемые изображения структуры и правильно распознавать те или иные элементы структуры металлов и сплавов.

Другая важная задача анализа - стереологическая, сущностью которой является составление представлений об организации структуры в объеме по видимым плоским изображениям. Эта задача обязательно решается методами количественной металлографии, которые дают единственно правильное описание структуры в отличие от качественных методов, предполагающих приближенное описание такими терминами, как "крупный", "мелкий", "средний" и т.п. Дело в том, что дуализм "структурасвойства" является количественно строго определенным, то есть все свойства металлов и сплавов однозначно определяются особенностями организации их структуры и, в частности, размерами структурных элементов. Например, важнейшая характеристика металлов - предел текучести - функционально очень точно определяется через размеры структурных элементов универсальной зависимостью Холла-Петча

$$\sigma_T = \sigma_0 + k_y \cdot d^{-1/2},$$

где σ_0 и k_y - константы материала; d –размер структурного элемента (например, диаметр зерна).

Широкому распространению весьма трудоемких методов количественной металлографии в значительной мере способствует применение специальных автоматических приборов для количественного анализа изображений, решающих задачу идентификации, стереологическую и метрологическую задачи. Сущность последней - определение наиболее достоверного значения измеряемой величины и пределов ее варьирования при заданной до-



верительной вероятности.

Для решения стереологических задач наибольшее применение находят линейный и точечный методы количественной металлографии, которые используются при определении таких параметров, как объемная доля фазы или структурной составляющей, удельная поверхность границ зерен или фаз в сплаве, размер зерна и др.

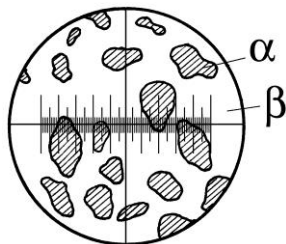


Рис.1. Схема определения объемной доли α -фазы линейным методом

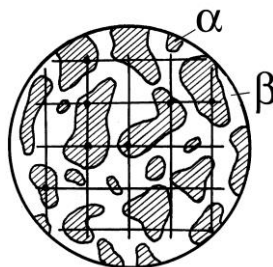


Рис.2. Схема определения объемной доли α -фазы точечным методом

Сущность линейного метода иллюстрирует рис.1, где показан простейший вариант анализа с применением в качестве отсчетного устройства окуляр-микрометра. Осевая линия линейки окуляр-микрометра разделена на 100 частей.

Суммарная длина отрезков этой линии, лежащих на α -фазе (на рис.1 заштрихована), при показанном положении линейки равна 42 делениям (12+2+9+9). Объемную долю i -той фазы в линейном методе определяют по формуле

$$V_{\alpha} = \sum_{i=1}^n l_{i\alpha} / l,$$

где $\sum_{i=1}^n l_{i\alpha} / l$ - суммарная длина отрезков, проходящих

по α -фазе; l - длина базовой линии (в данном случае линейки окуляр-микрометра).

При этом для повышения точности вычислений следует выбирать тем большее увеличение микроскопа, чем меньше объемная доля искомой фазы. Для рассматриваемого случая V_{α} составляет 0,42 или 42%. Повторяя измерения на достаточно большом (не менее 25) числе полей зрения, получаем результат требуемой точности и достоверности. Этот же метод может быть реализован на серии из 10-15 снимков микроструктуры, на которые наносятся либо случайные секущие, либо, еще лучше, квадратная (упорядоченная) сетка. Длины отрезков, отвечающие искомой фазе, изме-



ряются мерительным циркулем. Точность линейного метода, обусловленная числом измеренных в процессе анализа отрезков, зависит также от объемной доли исследуемой фазы или структурной составляющей, ее дисперсности, характера структуры и оценивается абсолютной ошибкой, которая вычисляется по формуле

$$\varepsilon = K \cdot t(P, n-1) \sqrt{\frac{V_\alpha(1-V_\alpha)}{n}},$$

где n - число измеренных при анализе отрезков; K - коэффициент, зависящий от характера структуры; $t(P, n-1)$ - квантиль распределения Стьюдента - нормированное отклонение, зависящее от доверительной вероятности P (для обычно принимаемого при количественных исследованиях значения $P=0,5$, $t=0,6745$).

Коэффициент K в любом случае может быть принят равным 1. В случае, если сечения микрочастиц анализируемой фазы равносны и распределены равномерно, коэффициент K можно снизить до 0,65. При полосчатой структуре (неметаллические включения на продольном микрошлифе, полосчатое расположение феррита или перлита и т.п.) коэффициент K очень сильно изменяется в зависимости от направления секущих линий относительно оси ориентации структуры. При перпендикулярном расположении секущей по отношению к оси ориентации K может быть снижен до 0,4.

Сущность точечного метода (метод А.А.Глаголева) иллюстрирует рис.2, на котором показана двухфазная структура с наложенной на нее квадратной сеткой, имеющей 25 узловых точек. Из них 8 точек попали на участки микрошлифа, занятые α -фазой (на рис.2 заштрихованы). Объемная доля определяется соотношением

$$V_\alpha = \frac{n_\alpha}{n},$$

где n_α - число точек, попавших на участки шлифа, занятые α -фазой;

n - общее число узловых точек сетки.

В примере, приведенном на рис.2, объемная доля $V_\alpha=8/25$ или 0,32. Повторное положение сетки на другие кадры (поля зрения) позволяет определить объемную долю фазы с любой необходимой точностью и достоверностью.

Точность точечного метода, обусловленная общим числом использованных точек, зависит от объемной доли исследуемой



Материаловедение

фазы или структурной составляющей и оценивается абсолютной ошибкой, вычисляемой по формуле

$$\varepsilon = t(P, n-1) \sqrt{\frac{V_{\alpha}(1-V_{\alpha})}{n}}$$

Располагая информацией об объемной доле структурных составляющих, можно, например, определить содержание углерода в отожженной углеродистой стали.

В случае доэвтектоидной стали (в связи с весьма малым содержанием углерода в феррите) можно считать, что весь углерод находится в перлите

$$C = C_{\text{п}} \cdot V_{\text{п}},$$

где C и $C_{\text{п}}$ - содержание углерода соответственно в стали и в перлите ($C_{\text{п}}=0,8\%$); $V_{\text{п}}$ - объемная доля перлита в стали.

Для заэвтектоидной стали

$$C = C_{\text{п}} V_{\text{п}} + C_{\text{цш}}(1-V_{\text{п}}),$$

где $C_{\text{цш}}$ - содержание углерода во вторичном цементите, равное $6,67\% C$.

Универсальный показатель дисперсности, применяемый к структурам с любой формой микрочастиц - удельная поверхность (площадь граничной поверхности раздела фаз, отнесенная к единице объема гетерогенной структуры). Для определения удельной поверхности α -фазы $\sum S_{\alpha}$ ($\text{мм}^2/\text{мм}^3$) применяют метод случайных секущих, а величину $\sum S_{\alpha}$ оценивают отношением удвоенного числа точек пересечения случайных секущих линий с поверхностями соответствующей фазы m к длине секущей линии l :

$$\sum S_{\alpha} = \frac{2m}{l}.$$

Это соотношение справедливо для любой системы пространственных поверхностей независимо от их формы, расположения и ориентации. При этом принимается, что направление секущих линий случайно, вследствие чего равновероятен любой угол встречи в пространстве секущей с граничными поверхностями. Это требование выполняется для пространственно изометричных структур, лишенных преимущественной направленности. Относительную погрешность определения числа m или удельной поверхности $\sum S_{\alpha}$, выраженную в процентах, находят по формуле

$$\varepsilon_{\text{отн.}} = \left(\frac{K \cdot t(P, n-1)}{\sqrt{m}} \right) \cdot 100\%,$$

где K - коэффициент, зависящий от характера струк-



туры (равномерности распределения граничных поверхностей, наличия ориентации), формы секущей линии, равномерности распределения линий на плоскости шлифа.

Для многих случаев анализа K изменяется от 0,5 до 1,2. При использовании секущих в виде квадратной сетки на всей площади шлифа для структур, близких к изометрическим, можно считать $K=1$.

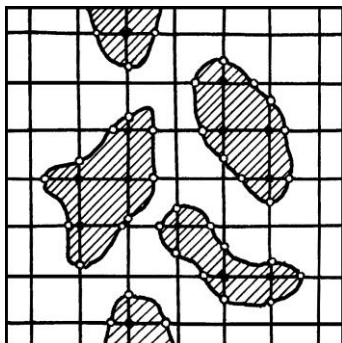


Рис.3. Схема определения относительной удельной поверхности

В двухфазных структурах (типа эвтектики или эвтектоида, мартенсит и остаточный аустенит) важным параметром является относительная удельная поверхность фазы, под которой понимают суммарную площадь поверхности микрочастиц данной фазы, отнесенную к ее объему. Этим параметром оценивается дисперсность отдельной фазы и ее термодинамическая устойчивость. Относительную удельную поверхность определяют методом случайных секущих в комбинации с точечным методом (рис.3).

Квадратная сетка накладывается на фотоотпечаток структуры и подсчитывается число точек пересечения секущих линий с поверхностями микрочастиц фазы, а также число узловых точек сетки, попавших на площади сечений частиц фазы. Относительную удельную поверхность находят из соотношения:

$$S_{\alpha} = \frac{\sum S_{\alpha}}{V_{\alpha}} = \frac{n}{l} = \frac{2m}{n_{\alpha}} .$$

В процессе выполнения анализа следует учитывать увеличение микроскопа.

6.2. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите методические основы и приемы количественной металлографии.
- Определите линейным и точечным методом по микрофотографиям или их копиям объемную долю структурных составляющих (перлита и феррита) в отожженной доэвтектоидной углеродистой стали; оцените точность полученных результатов.
- Вычислите с помощью информации об объемной доле



Материаловедение

структурных составляющих отожженной доэвтектоидной углеродистой стали содержание углерода в ней и определите ее марку.

– Найдите, пользуясь диаграммой состояния железо-цементит и правилом отрезков, количественное соотношение структурных составляющих в доэвтектоидной углеродистой стали в равновесных условиях.

– Определите удельную поверхность и относительную удельную поверхность феррита в отожженной доэвтектоидной углеродистой стали; оцените точность полученных результатов.

– Составьте отчет о работе.

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

– Цель работы.

– Методические основы и приемы количественной металлографии.

– Результаты определения линейным и точечным методом объемной доли структурных составляющих в отожженной доэвтектоидной углеродистой стали; оценка точности полученных результатов.

– Данные о содержании углерода в стали и ее марке.

– Количественное соотношение структурных составляющих в этой стали, определенное по диаграмме состояния железо-цементит с помощью правила отрезков.

– Результаты определения удельной поверхности и относительной удельной поверхности феррита в отожженной доэвтектоидной углеродистой стали; оценка точности полученных результатов.

– Выводы на основании полученных результатов.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Укажите основные задачи металлографического анализа.
- В чем заключается сущность линейного метода количественной металлографии?
- Каким образом линейный метод количественной металлографии реализуется на практике?
- В чем заключается сущность точечного метода количественной металлографии?
- Каким образом точечный метод количественной металлографии реализуется на практике?
- От чего зависит и как оценивается точность линейного и точечного метода количественной металлографии?
- Как можно определить содержание углерода в отожженной углеродистой стали, пользуясь результатами вычисления объемной доли структурных составляющих?
- В чем заключается сущность определения удельной поверхности?
- Какова размерность удельной поверхности фазы?
- Как определяется относительная удельная поверхность фазы?



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. / С.А. Салтыков. - М.: Металлургия, 1976. - 272 с.
2. Пустовойт В.Н. Исследование структуры термически обработанной стали. / В.Н.Пустовойт. – Ростов н/Д: РИСХМ, 1981. - 26 с.



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №7 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЕРИОДА РЕШЕТКИ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение методических основ и приемов рентгеновского метода определения периода кристаллической решетки.

7.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И ПРАКТИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПЕРИОДА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ

Кристаллическая решетка представляет собой совокупность атомных кристаллографических плоскостей, играющих для рентгеновских лучей роль своеобразного зеркала. Поэтому, направляя рентгеновские лучи на кристаллическую решетку под разными углами Θ и регистрируя детектором отраженные рентгеновские лучи, можно построить рентгенограмму - график угловой зависимости интенсивности рентгеновских лучей от данной системы атомных плоскостей (рис.1) и по угловому положению соответствующих рефлексов рентгеновских дифракционных линий (РДЛ) на рентгенограмме (рис.2) определить межплоскостное расстояние d и период кристаллической решетки a .

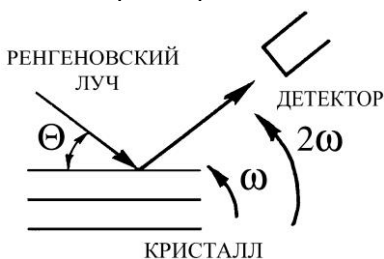


Рис.1. Схема отражения рентгеновских лучей от атомных плоскостей кристалла

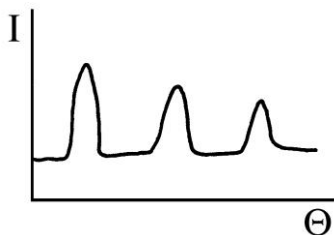


Рис.2. Схема рентгенограммы кристалла

В современных условиях рентгенограмма строится с помощью специального рентгеновского аппарата - рентгеновского дифрактометра и называется дифрактограммой. Во время съемки рентгеновская трубка дифрактометра - источник рентгеновских лучей - неподвижна, а кристалл и детектор синхронизированно вращаются вокруг оси, перпендикулярной плоскости рисунка 1 со



скоростями ω и 2ω , т.е. при повороте кристалла на угол Θ детектор поворачивается на угол 2Θ . Это постоянно поддерживает равенство углов падения и отражения для изучаемой системы плоскостей и делает возможной непрерывную съемку.

Рефлекс в соответствующем угловом положении рентгенограммы появится в том случае, если отраженные от разных плоскостей рентгеновские лучи усиливают друг друга. Это имеет место в случае, если разность хода рентгеновских лучей 1 и 2 между атомными плоскостями с межплоскостным расстоянием d равна целому числу длин волн, т.е. $CB+BD=n\lambda$ (рис.3), где n - порядок отражения, в данном случае равный единице. В свою очередь, из геометрических соображений $CB=BD=d \cdot \sin\Theta$. Отсюда условие усиления рентгеновских лучей, падающих на систему плоскостей в кристалле, имеет вид: $2d \cdot \sin\Theta = n\lambda$.

Данное уравнение впервые было выведено русским ученым Вульфом и английским ученым Брэггом. В случае, если между атомными плоскостями с межплоскостным расстоянием d поместить дополнительную атомную плоскость на расстоянии $d/2$ от предыдущих плоскостей (см. рис.3), то условие Вульфа-Брэгга будет следующим:

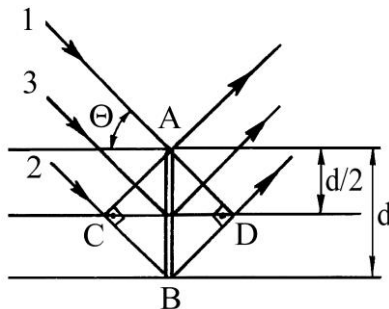


Рис.3. К выводу формулы Вульфа-Брэгга

$$2 \frac{d}{2} \cdot \sin\Theta = n\lambda \quad \text{или} \quad 2d \cdot \sin\Theta = 2n\lambda.$$

Это указывает на то, что разность хода рентгеновских лучей между атомными плоскостями 1 и 2 уменьшается в 2 раза (в первом случае $\lambda = \frac{2d \cdot \sin\Theta}{n}$, во втором $\lambda = 2d \cdot \sin\frac{\Theta}{2n}$) и становится не равной целому числу волн. Поэтому отраженные от плоскостей 1 и 3 рентгеновские лучи не совпадают по фазе и полностью погасаются. Такая ситуация имеет место при переходе от примитивной к объемноцентрированной кубической кристаллической решетке (рис.4).

Поэтому на дифрактограмме металлов с решеткой ОЦК отсутствуют рефлексы от плоскостей (100). Вместе с тем на дифрактограмме будет присутствовать рефлекс (200) второго



порядка отражения, поскольку для него выполняется условие Вульфа-Брэгга. Можно показать, что на дифрактограмме с решеткой ОЦК фиксируются рефлексы только от атомных плоскостей, у которых сумма кристаллографических индексов h , k и l - число четное, например (110).

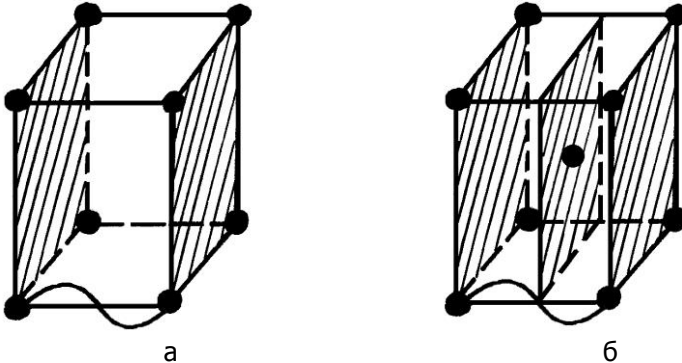


Рис.4. К определению разности хода рентгеновских лучей в примитивной (а) и объемноцентрированной кубической кристаллической решетке (б)

В случае решетки ГЦК фиксируются рефлексы от плоскостей, у которых все индексы - числа только четные или только нечетные, например (111), (200). В случае примитивной кубической решетки в отражении участвуют все плоскости. Следует также отметить, что количество рефлексов на дифрактограмме зависит также от длины волны λ используемого рентгеновского излучения. Железное излучение на дифрактограмме металлов с решеткой ОЦК фиксирует рефлексы (110), (200), (211) и (220). При использовании различных металлов (хром, железо, кобальт, медь, молибден) в качестве источников рентгеновского излучения формируется несколько спектральных линий (K_{α_1} , K_{α_2} , K_{β}), характеризующихся своими длинами волн. Поэтому на дифрактограмме появляются три системы рефлексов от одних и тех же атомных плоскостей. Для устранения K_{β} -излучения применяют специальные фильтры при рентгеновской съемке. Рентгеновский анализ проводят по более интенсивному K_{α} -излучению, если полученный рефлекс разрешен, т.е. можно выделять часть рефлекса от K_{α_1} - и K_{α_2} -излучений, либо по суммарному ($K_{\alpha_1} + K_{\alpha_2}$)-излучению, если рефлекс не разрешен. В первом случае используют длину волны λK_{α_1} , а во втором $\lambda K_{\alpha_{\text{ср}}} = \frac{2\lambda K_{\alpha_1} + \lambda K_{\alpha_2}}{3}$. Длины



волн λK_{α_1} , λK_{α_2} и $\lambda K_{\alpha_{cp}}$ железного излучения равны соответственно 0,193597; 0,193091 и 0,193728 нм.

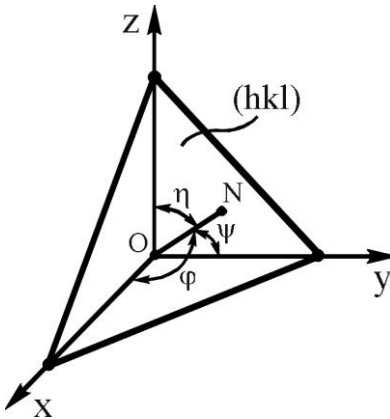


Рис.5. К определению зависимости межплоскостного расстояния d от периодов кристаллической решетки

Для определения периодов решетки a , b , c необходимо установить связь с межплоскостным расстоянием d и кристаллографическими индексами атомных плоскостей h , k , l . Изобразим в системе координат XYZ плоскость с индексами (hkl) (рис.5). Длина перпендикуляра из начала координат O на плоскость (hkl) равна межплоскостному расстоянию d . Направляющие косинусы, определенные через индексы плоскости, выражаются

$$\cos(N_x) = d \frac{h}{a}, \quad \cos(N_y) = d \frac{k}{b},$$

$$\cos(N_z) = d \frac{l}{c} \quad (\text{в частном случае, как}$$

показано на рис.5, $\cos(N_x) = \frac{d}{a}$,

$$\cos(N_y) = \frac{d}{b}, \quad \cos(N_z) = \frac{d}{c}, \quad \text{т.е. на}$$

рис.5 изображена плоскость (111)).

Для прямоугольной системы справедливо выражение $\cos^2(N_x) + \cos^2(N_y) + \cos^2(N_z) = 1$.

Подставляя в это выражение направляющие косинусов, определенные через периоды решетки и индексы плоскости, получаем так называемую квадратичную форму для прямоугольных систем - ромбической ($a \neq b \neq c$), тетрагональной ($a = b \neq c$), кубической ($a = b = c$):

$$\frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} = \frac{1}{d^2}.$$

В частном случае, для кубической системы квадратичная форма имеет следующий вид:

$$\frac{h^2 + k^2 + l^2}{d^2} = \frac{1}{d^2}.$$

Подставляем выражение квадратичной формы для кубической системы в уравнение Вульфа-Брэгга, получим рас-



Материаловедение

четную зависимость для определения периода a кристаллических решеток кубической системы (К, ОЦК, ГЦК):

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \Theta} = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}.$$

Полученная зависимость указывает на то, что для определения периода a решетки кубической системы достаточно определить угловое положение одного рефлекса этих решеток на дифрактограмме (для тетрагональной - два, а для ромбической - три рефлекса).

Точность расчета периода кристаллической решетки по полученным рефлексам на дифрактограмме зависит от точности определения углового положения рефлекса и при прочих равных условиях тем выше, чем больше угол отражения Θ . В зависимости от цели и задачи исследования угловое положение рефлекса определяют как положение его центра тяжести или как положение его максимума, предполагая, что он совпадает с центром тяжести.

Угловое положение максимума и центра тяжести профиля РДЛ может быть определено как графически (метод срединных точек), так и аналитически (метод трехточечной параболы, метод моментов). Первый обычно применяют при анализе профиля РДЛ, полученного непрерывной съемкой, а второй - при анализе профиля РДЛ, полученного дискретной (с набором импульсов в каждой точке за определенное время) съемкой - так называемой съемкой по точкам.

При определении положения максимума профиля РДЛ методом срединных точек в его верхней части проводят 3-4 секущие, параллельные линии фона. Затем определяют точки секущих, равноотстоящих от линии профиля, и через них проводят прямую до пересечения ее с верхней частью профиля. Угол отражения Θ , соответствующий этой точке, и определяет положение максимума профиля РДЛ.

При определении положения центра тяжести профиля РДЛ методом срединных точек считают, что распределение интенсивностей РДЛ подчиняется закону треугольника. На этом основании за центр тяжести принимают угол отражения, соответствующий $1/3$ длины прямой, проведенной через равноотстоящие от линии профиля точки до пересечения ее с верхней частью профиля и линией фона.



Положение максимума интенсивности в методе трехточечной параболы рассчитывают, пользуясь уравнением

$$\Theta_M = \Theta_2 + \frac{0,5 \cdot \Delta\Theta(I_3 - I_1)}{2I_2 - I_1 - I_3},$$

где I_1, I_2, I_3 - интенсивности рентгеновского излучения, измеренные в точках $\Theta_1 = \Theta - \Delta\Theta$, $\Theta_2, \Theta_3 = \Theta_2 + \Delta\Theta$.

При этом интенсивности I_1 и I_2 должны составлять не менее 80% от I_2 .

Профиль РДЛ, полученный непрерывной съемкой, необходимо привести к виду, удобному для анализа (рис.6).

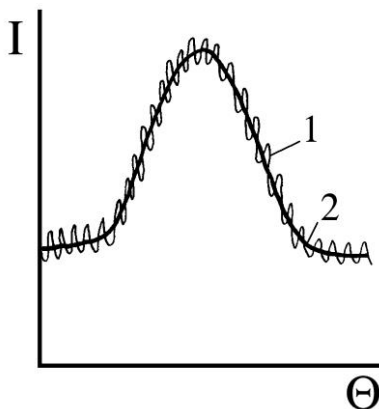


Рис.6. Схема экспериментально полученного (1) и анализируемого (2) профиля РДЛ

7.2. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
 - Изучите методические основы и приемы рентгеновского метода определения кристаллической решетки.
 - Рассчитайте по дифрактограммам или ее копиям период кристаллической решетки ряда металлов, определяя угловое положение РДЛ по его максимуму и центру тяжести.
 - Изобразите схемы кристаллических решеток изучаемых металлов.
 - Изобразите кристаллографические плоскости, по отражениям от которых рассчитан период решетки.
 - Рассчитайте коэффициент укладки кристаллических решеток изучаемых металлов.
 - Составьте отчет о работе.
- СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА**
- Цель работы.
 - Методические основы и приемы рентгеновского метода



Материаловедение

определения периода кристаллической решетки.

- Результаты расчета периода решетки ряда металлов.
- Схемы кристаллических решеток изучаемых металлов.
- Кристаллографические плоскости, по отражениям от которых рассчитан период решетки.
- Коэффициент укладки кристаллических решеток изучаемых металлов.
- Выводы на основании полученных результатов.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Как рентгеновским методом можно определить период кристаллической решетки?
- Что представляет собой рентгенограмма (дифрактограмма)?
- Напишите условие усиления рентгеновских лучей при отражении от различных атомных плоскостей?
- Почему на дифрактограмме металла с ОЦК решеткой не выявляются рефлексы от плоскости (100)?
- Изобразите плоскость (100) на схеме примитивной кубической кристаллической решетки.
- Каково минимальное количество рефлексов для определения периодов a и c тетрагональной кристаллической решетки?
- В каких единицах измеряется период кристаллической решетки?
- От чего зависит точность расчета периода кристаллической решетки?
- Как определяется угловое положение рефлекса?
- Какой из существующих способов определения углового положения профиля РДЛ является более точным?



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия/ Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.И. Иванов, Л.Н. Расторгуев. - М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
2. Русаков А,А. Рентгенография металлов. / А.А.Русаков. - М.: Атомиздат, 1977. - 480 с..
3. Горелик С.С. Рентгенографический и электроннооптический анализ. / С.С.Горелик, Л.Н.Расторгуев, Ю.А.Скаков. - М.: Металлургия, 1970. - 366 с.



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №8 МИКРОСТРУКТУРА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение микроструктуры углеродистой стали в отожженном состоянии.

8.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Отожженное (равновесное) состояние достигается только при медленном охлаждении, обеспечивающем полное завершение всех фазовых превращений согласно диаграмме состояния железо-цементит. Поэтому ее знание необходимо для успешного изучения микроструктуры углеродистой стали в отожженном состоянии.

Углеродистой сталью в соответствии с диаграммой состояния железо-цементит называется железоуглеродистый сплав, содержащий от 0,025 до 2,14%С (последние данные 2,06%С). Кроме железа и углерода, промышленная углеродистая сталь содержит постоянные, технологически необходимые при ее производстве примеси, такие как кремний (до 0,5%), марганец (до 0,8%), сера (0,05%), фосфор (0,05%), кислород (0,004%) и др. Малое содержание постоянных примесей в углеродистой стали позволяет рассматривать происходящие в ней процессы образования тех или иных фаз и структур как в двойных сплавах, по диаграмме состояния железо-цементит.

При нормальной (комнатной) температуре сталь состоит из следующих фаз - феррита и цементита, образующих однофазные - феррит и цементит и двухфазную структурную составляющую - перлит.

Феррит представляет собой ограниченный твердый раствор внедрения углерода в железе, имеет объемноцентрированную кубическую кристаллическую решетку, твердость $HV=600...800$ МПа, очень пластичен, ферромагнитен до температуры 768°C . На диаграмме состояния железо-цементит занимает две области - ANN и GPQ. Растворимость углерода в феррите весьма мала (0,025% при $t=727^{\circ}\text{C}$; 0,0067% при $t=20^{\circ}\text{C}$) и связана, по-видимому, лишь с размещением атомов углерода в дефектных местах кристаллической решетки растворителя - железа. При наблюдении в микроскоп феррит имеет вид однородных зерен светлой или зачастую различной окраски, что объясняется неоди-



наковой травимостью зерен, срезанных по различным кристаллографическим плоскостям при изготовлении микрошлифа (анизотропия свойств кристаллов).

Цементит - химическое соединение Fe_3C - представляет собой карбид железа, содержащий 6,67% углерода, имеет сложную кристаллическую решетку с плотной упаковкой атомов, обладает высокой твердостью $HB=10000$ МПа и хрупкостью. При наблюдении в микроскоп после обычного травления с использованием универсального реактива (4% раствора азотной кислоты в этиловом спирте) цементит, как и феррит, выглядит в виде светлых участков. Вследствие слабой растворимости цементита в кислотах его участки в структуре выступают над окружающим ферритом и остаются более гладкими и блестящими по сравнению с ферритом. Для четкого выявления цементита можно применять специальное травление пикратом натрия, после которого цементит окрашивается в темный цвет, а феррит остается светлым.

Различают первичный цементит ($Ц_I$), выделяющийся в виде игл или пластин при первичной кристаллизации из жидкой фазы в интервале температур линии CD диаграммы состояния железо-цементит ($1252-1147^\circ C$) у сплавов, содержащих более 4,3% C; вторичный цементит ($Ц_{II}$), выделяющийся при вторичной кристаллизации из аустенита в виде сетки по границам его зерен в интервале температур линии ES ($1147-727^\circ C$) у сплавов с содержанием углерода более 0,8%; третичный цементит ($Ц_{III}$), выделяющийся из феррита в виде сетки по границам его зерен в интервале температур линии PQ ($727-20^\circ C$) у всех сплавов, содержащих более 0,0067% углерода.

Перлит представляет собой эвтектоидную смесь двух фаз - феррита и цементита, которая образуется при температуре линии PSK диаграммы ($727^\circ C$) в результате эвтектоидного превращения по реакции $A_{0,8\%C} \xrightarrow{727^\circ C} P_{0,8\%C} (F_{0,025\%C} + C_{6,67\%C})$. Выявленный металлографически в связи с наличием межфазных границ как смесь, перлит по своей природе представляет собой бикристаллическое образование, двухфазный бикристалл, т.е. сросток сильно разветвленных кристаллов разных фаз.

В зависимости от цементита различают пластинчатый перлит с межпластиночным расстоянием более 0,3 мкм, получаемый в результате отжига, и зернистый, получаемый путем специальной термической обработки. Твердость HB пластинчатого и зернистого перлита составляет соответственно 2000-2500 МПа и 1600-2200 МПа и зависит от степени измельченности (дисперсно-



сти) цементита. Другие характеристики механических свойств перлита также обуславливаются свойствами его фазовых составляющих и зависят от степени дисперсности цементита. Чем крупнее составляющие перлит пластины цементита и феррита, тем ниже уровень его механических свойств, причем у крупнопластинчатого перлита снижаются характеристики и прочности, и пластичности. После обычного травления при наблюдений в микроскоп пластинчатый перлит выглядит в виде чередующихся светлых пластин феррита и цементита, причем ширина цементитных пластин приблизительно в 7 раз меньше ширины пластин феррита. При уменьшении увеличения микроскопа в связи со слиянием растравленных границ между ферритом и цементитом последний выглядит в виде темных пластин, почему очень часто на схеме микроструктуры перлит изображают в виде чередующихся светлых пластин феррита и темных пластин цементита. При совсем малых увеличениях перлит наблюдается в виде зерен серого цвета. Зернистый перлит под микроскопом наблюдается в виде светлых включений округлой формы на светлом фоне феррита. Строение перлита целесообразно рассматривать при увеличениях не менее 500 раз.

8.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

В соответствии с диаграммой состояния железо-цементит углеродистая сталь разделяется на доэвтектоидную, содержащую более 0,025 и менее 0,8% углерода; эвтектоидную, содержащую 0,8% углерода; заэвтектоидную, содержащую более 0,8 и менее 2,14% углерода. Сплавы с содержанием углерода до 0,025% называют техническим железом.

8.2.1. Микроструктура технического железа

Техническое железо с содержанием углерода менее 0,0067%С, например электролитическое железо, является однофазным и под микроскопом имеет вид светлых однородных зерен феррита (рис.1, а). Техническое железо с содержанием углерода более 0,0067% является двухфазным и состоит из феррита и третичного цементита (рис.1, б), выделяющегося в соответствии с линией PQ диаграммы состояния железо-цементит.

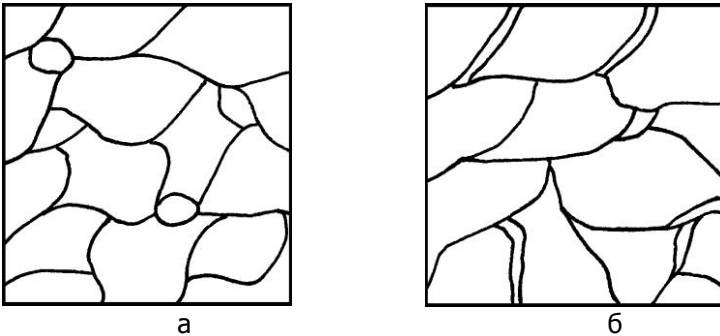


Рис.1. Схема микроструктуры технического железа с содержанием углерода менее 0,0067% (а, феррит) и более 0,0067% (б, феррит и третичный цементит). $\times 500$

8.2.2. Микроструктура доэвтектоидной углеродистой стали

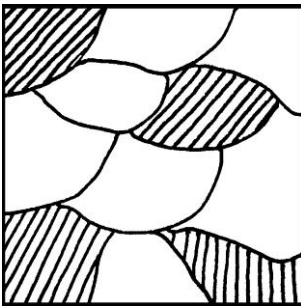


Рис.2. Схема микроструктуры доэвтектоидной углеродистой стали. Феррит и перлит. $\times 500$

Микроструктура доэвтектоидной углеродистой стали в отожженном состоянии при нормальной температуре состоит из зерен феррита и перлита (рис.2). Феррит выделяется при охлаждении из аустенита ниже линии GS диаграммы состояния железо-цементит. В результате этого процесса содержание углерода в аустените достигает 0,8% и при температуре линии PSK (727°C) по эвтектоидной реакции аустенит превращается в перлит.

С увеличением содержания углерода объемная доля перлита в доэвтектоидной стали увеличивается, а феррита - уменьшается.

8.2.3. Микроструктура эвтектоидной углеродистой стали

Микроструктура эвтектоидной углеродистой стали в отожженном состоянии при нормальной температуре состоит из зерен пластинчатого перлита (рис.3). В соответствии с диаграммой состояния железо-цементит перлит образуется в результате эвтектоидной реакции при температуре линии PSK (727°C). Эвтектоидная двухфазная ферритоцементитная смесь называется перлитом в связи с перламутровым видом микрорельефа после травления при наблюдении в микроскоп.



8.2.4. Микроструктура заэвтектоидной углеродистой стали

В заэвтектоидной углеродистой стали при температурах ниже линии ES диаграммы состояния железо-цементит из аустенита выделяется вторичный цементит. При этом содержание углерода в аустените уменьшается в соответствии с линией ES и при температуре линии PSK (727°C) становится равным 0,8%. Аустенит с содержанием 0,8% углерода в результате эвтектоидной реакции превращается в ферритоцементитную смесь - перлит. Поэтому после окончания охлаждения микроструктура заэвтектоидной углеродистой стали будет состоять из перлита и вторичного цементита, расположенного в виде сетки по границам зерен пластинчатого перлита (рис.4).

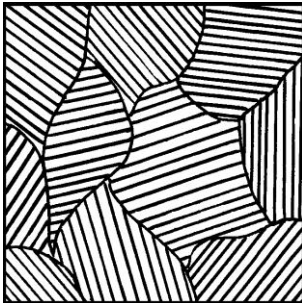


Рис.3. Схема микроструктуры эвтектоидной углеродистой стали. Перлит. $\times 500$

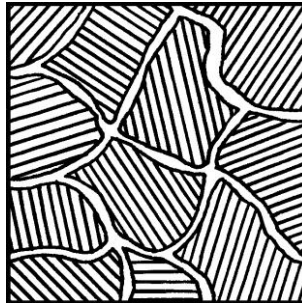


Рис.4. Схема микроструктуры заэвтектоидной углеродистой стали. Перлит и вторичный цементит. $\times 500$

8.2.5. Микроструктура стали с зернистым перлитом

Микроструктура зернистого перлита, получаемого часто путем специальной термической обработки высокоуглеродистой заэвтектоидной стали - отжига на зернистый перлит, представлена на рис.5.

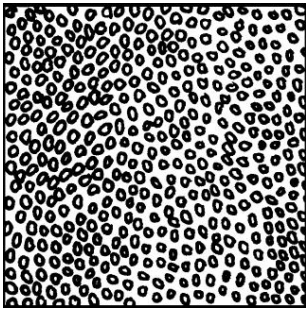


Рис.5. Схема микро-
структуры заэвтектоидной уг-
леродистой стали после спе-
циальной термической обра-
ботки. Зернистый перлит. $\times 500$



Рис.6. Схема микрострук-
туры доэвтектоидной углероди-
стой стали после сильного пере-
грева при отжиге. Феррит в виде
игл (видманштеттова структура).
 $\times 500$

8.2.6. Видманштеттова структура (микроструктура) стали

Структуру с характерной формой феррита в виде игл и пластинок в доэвтектоидной углеродистой стали или вторичного цементита в заэвтектоидной углеродистой стали принято называть видманштеттовой (рис.6). Такая структура наблюдается в литой стали, медленно охлажденной из области высоких температур, или в стали, сильно перегретой при отжиге и других видах обработки. Видманштеттова структура отличается крупнозернистостью, очень низкими значениями характеристик механических свойств и определенным расположением феррита и цементита по кристаллографическим плоскостям внутри зерен аустенита, а затем перлита.

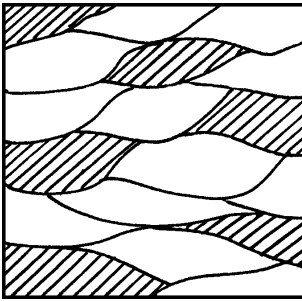


Рис.7. Схема микроструктуры доэвтектоидной углеродистой стали после прокатки. Строчечная структура. Феррит и перлит. $\times 350$

8.2.7. Микроструктура холодное деформированной доэвтектоидной углеродистой стали (строчечная структура)

В результате холодной деформации, например, прокатки, возникает ориентированность в расположении зерен. Такую структуру называют строчечной. Строчечная структура доэвтектоидной углеродистой стали после прокатки представлена на рис.7.

8.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите особенности формирования структуры углеродистой стали при охлаждении из жидкого состояния в равновесных условиях.
- Изучите микроструктуру углеродистой стали в отожженном состоянии (альбом, с.9-12).
- Изобразите схемы микроструктур углеродистой стали в отожженном состоянии.
- Выполните микроструктурный анализ углеродистой стали в отожженном состоянии.
- Проследите за формированием структуры углеродистой стали одного из составов при охлаждении из жидкого состояния.
- Составьте отчет о работе.

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Определение углеродистой стали.
- Классификация углеродистой стали.
- Определение структурных составляющих углеродистой стали в отожженном состоянии.
- Схемы микроструктур углеродистой стали в отожженном состоянии.
- Микроструктурный анализ углеродистой стали в отожженном состоянии.
- Схемы вероятных микроструктур одного из составов угле-



родистой стали в процессе охлаждения из жидкого состояния.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Какой сплав называется углеродистой сталью?
- Что представляют собой структурные составляющие стали - феррит, цементит, перлит и какими основными свойствами они обладают?
- Какие сплавы называются техническим железом, доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталью?
- Чем отличается по микроструктуре пластинчатый перлит от зернистого?
- В чем состоит различие между микроструктурами доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной стали в отожженном состоянии?
- В чем состоит понятие вторичный и третичный цементит?
- Каким путем достигается отожженное (равновесное) состояние стали?
- Какие структуры называются видманштеттовыми?
- В каких случаях появляется видманштеттова структура?
- В каких случаях появляется строчечная структура?



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. *Металловедение.* / А.П.Гуляев. - М.: *Металлургия*, 1986.- 544 с.
2. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов.* / Ю.М.Лахтин. - М.: *Металлургия*. 1984. - 360 с..
3. Геллер Ю.А. *Материаловедение.* / Ю.А.Геллер, А.Г.Рахштадт. - М.: *Металлургия*, 1989. - 456 с.



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА № 9

МИКРОСТРУКТУРА ЧУГУНА

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение микроструктуры чугуна.

9.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Чугуном называется железоуглеродистый сплав с содержанием углерода более 2,14% (последние данные 2,06%).

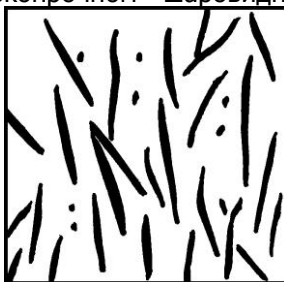
Промышленный чугун, кроме основных компонентов железа и углерода, содержит постоянные примеси (кремний, марганец, серу, фосфор и др.), как правило, в больших количествах, чем углеродистая сталь.

Основой для изучения чугуна, как и стали, являются диаграммы состояния систем железо-цементит и железо-графит.

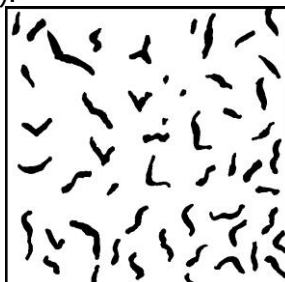
В зависимости от скорости охлаждения, содержания примесей, модифицирования и последующей термической обработки может быть получен чугун белый, серый, ковкий, высокопрочный.

Белый чугун не содержит графита; в его структуре углерод полностью находится в химически связанном состоянии в виде цементита (карбида железа – Fe_3C).

В структуре серого, ковкого и высокопрочного чугуна углерод частично или полностью находится в свободном состоянии в виде графита различной формы. В сером чугуне форма графита пластинчатая (рис.1, а, б), в ковком - хлопьевидная (рис.1, в), в высокопрочном - шаровидная (рис.1, г).



а



б

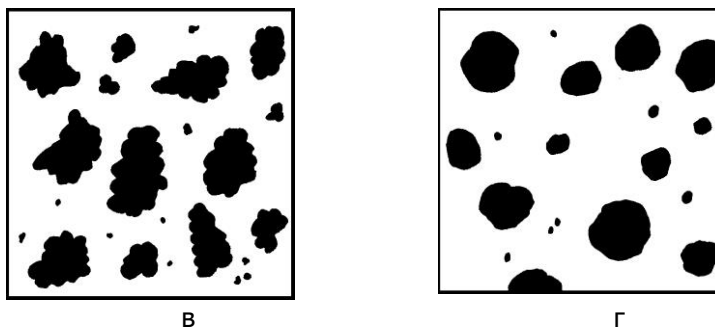


Рис.1. Схемы микроструктур чугуна: серого (а - крупный прямолинейный пластинчатый графит; б - мелкий завихренный пластинчатый графит); ковкого (в - хлопьевидный графит); высокопрочного (г - шаровидный графит) в нетравленном состоянии. $\times 135$

При нормальной (комнатной) температуре чугун состоит из следующих фаз - феррита, цементита и графита, образующих однофазные - феррит, цементит, графит и двухфазные структурные составляющие - перлит, ледебурит.

Феррит представляет собой ограниченный твердый раствор внедрения углерода в α -железе, имеет объемноцентрированную кубическую кристаллическую решетку, твердость HB600...800 МПа, очень пластичен, ферромагнитен до температуры 768°C . На диаграмме состояния железо-цементит занимает две области - ANH и GPQ. Максимальное содержание углерода в феррите составляет 0,025% при температуре 727°C (точка P диаграммы) и 0,0067% при нормальной температуре (точка Q диаграммы). Микроструктура феррита состоит из однородных зерен светлой или зачастую различной окраски, что объясняется неодинаковой травимостью зерен, срезанных по различным кристаллографическим плоскостям при изготовлении микрошлифа (анизотропия свойств кристаллов).

Цементит - химическое соединение Fe_3C - представляет собой карбид железа, содержащий 6,67% углерода, имеет сложную кристаллическую решетку с плотной упаковкой атомов, обладает высокой твердостью HB10000 МПа и хрупкостью. После обычного травления с использованием универсального реактива (4% раствора азотной кислоты в этиловом спирте) цементит, как и феррит просматривается в микроскопе в виде светлых участков. Вследствие слабой растворимости цементита в кислотах его участки в структуре выступают над окружающим ферритом и остаются более гладкими и блестящими по сравнению с ферри-



том. Для четкого выявления цементита можно применять специальное травление пикратом натрия, после которого цементит окрашивается в темный цвет, а феррит остается светлым. Различают первичный цементит (Ц_I), кристаллизующийся из жидкой фазы в виде игл или пластин у сплавов, содержащих более 4,3% углерода; вторичный (Ц_{II}), выделяющийся при вторичной кристаллизации из аустенита по границам его зерен у сплавов с содержанием углерода более 0,8%; третичный (Ц_{III}), выделяющийся при кристаллизации из феррита по границам его зерен в виде сетки у всех сплавов с содержанием углерода более 0,0067%. Начало первичной кристаллизации цементита соответствует температурам линии DC диаграммы состояния железо-цементит ($1252-1147^\circ\text{C}$), начало выделения вторичного цементита - температурам линии ES ($1147-727^\circ\text{C}$), начало выделения третичного цементита - температурам линии PQ ($727-20^\circ\text{C}$).

Перлит представляет собой эвтектоидную смесь двух фаз - феррита и цементита, которая образуется при температуре линии PSK диаграммы (727°C) в результате эвтектоидного превращения по реакции $\text{A}_{0,8\%C} \xrightarrow{727^\circ\text{C}} \text{P}_{0,8\%C} (\text{F}_{0,025\%C} + \text{C}_{6,67\%C})$.

В зависимости от формы цементита различают пластинчатый перлит с межпластиночным расстоянием более 0,3 мкм, получаемый в результате отжига, и зернистый, получаемый путем специальной термической обработки. Твердость HB пластинчатого и зернистого перлита составляет соответственно 2000-2500 МПа и 1600-2200 МПа и зависит от степени измельченности (дисперсности) цементита. Другие характеристики механических свойств перлита также обуславливаются свойствами его фазовых составляющих и зависят от степени дисперсности цементита. Чем крупнее составляющие перлит пластины цементита и феррита, тем ниже уровень его механических свойств, причем у крупнопластинчатого перлита снижаются характеристики и прочности, и пластичности.

После обычного травления пластинчатый перлит под микроскопом просматривается в виде чередующихся светлых пластинок феррита и цементита, причем ширина цементитных пластинок приблизительно в 7 раз меньше ширины пластинок феррита. При уменьшении увеличения микроскопа в связи со слиянием растравленных границ между ферритом и цементитом последний просматривается в виде темных пластин, почему очень часто на схеме микроструктуры перлит изображают в виде чередующихся светлых пластинок феррита и темных пластинок цементита. При со-



всем малых увеличениях перлит просматривается в виде зерен серого цвета. Зернистый перлит под микроскопом просматривается в виде светлых включений цементита округлой формы на светлом фоне феррита. Строение перлита целесообразно рассматривать при увеличениях не менее 500 раз.

Ледебурит представляет собой двухфазную смесь аустенита (или перлита) и цементита. Ледебурит - эвтектическая двухфазная смесь аустенита и цементита - образуется при температуре линии ECF (1147°C) диаграммы в результате эвтектического превращения по реакции $J_{4,3\%C} \xrightarrow{1147^{\circ}C} A_{2,14\%C} + C_{6,67\%C}$. Выявленный металлографически как смесь, ледебурит по своей природе представляет собой бикристаллическое образование, двухфазный бикристалл.

При дальнейшем охлаждении в соответствии с линией ES диаграммы происходит выделение из аустенита вторичного цементита и после достижения аустенитом эвтектоидного состава при температуре линии PSK (727°C) - эвтектоидное превращение, в связи с чем при температурах ниже 727°C ледебурит представляет собой двухфазную смесь перлита и цементита. Ледебурит тверд (\approx HB7000 МПа) и хрупок. Под микроскопом ледебурит просматривается в виде темных включений перлита на светлом фоне цементита.

Графит представляет собой аллотропическую модификацию углерода с кристаллической решеткой типа гексагональной, имеет слоистое строение, ничтожно малые значения прочностных характеристик, его влияние на металлическую основу чугуна сказывается подобно действию надрезов. Графит обладает смазывающим действием, усиливает демпфирующие свойства, под микроскопом имеет вид темных включений.

Все чугуны, кроме белого, получают в результате графитизации и, как конструкционный материал, находят широкое применение в машиностроении.

Процесс кристаллизации графита как из жидкой фазы при затвердевании чугуна, так и из твердой фазы (аустенита) называется графитизацией.

Образование структуры чугуна в процессе графитизации можно рассматривать по двойной - совмещенной диаграмме состояния систем железо-графит и железо-цементит, а также с успехом можно объяснить по диаграмме состояния железо-цементит.

На процесс кристаллизации графита в основном оказывают



влияние химический состав чугуна и скорость охлаждения.

Химические элементы, входящие в состав чугуна, оказывают различное влияние на процесс графитизации.

Углерод способствует процессу графитизаций чугуна. Кремний - графитообразующий элемент - способствует кристаллизации графита из жидкого и твердого растворов или разложению цементита при нагреве по реакции $C \rightarrow A + G$. Наличие в чугуне элементов - алюминия, никеля, меди, оксидов SiO_2 , Al_2O_3 , нитридов AlN , BN , нерастворившихся частиц графита, - также благоприятно влияет на графитизацию чугуна. Сера и марганец при повышенном содержании тормозят образование графита и, подобно ускоренному охлаждению, вызывают "отбел" в чугуне (кристаллизацию цементита).

Быстрое охлаждение препятствует графитизации чугуна. Медленное охлаждение оказывает положительное влияние на процессы графитизации и чем меньше скорость охлаждения, тем более полно они завершаются. Поэтому для получения структуры серого чугуна в его состав вводится 2,5-4% углерода, 1-4% кремния и осуществляется медленное охлаждение отливок в литейных формах. При затвердевании и медленном охлаждении серого чугуна графит пластинчатой формы выделяется как из жидкой фазы, так и из твердого раствора - аустенита. Структура чугуна после графитизации, разумеется, будет состоять из металлической основы и неметаллических графитных включений. Металлическая основа чугуна после графитизации определяется по диаграмме состояния железо-цементит в зависимости от содержания в чугуне оставшегося связанного углерода в виде цементита.

В железоуглеродистых сплавах, кроме описанного процесса образования графита при кристаллизации серого чугуна, возможен и другой путь графитизации. Образовавшийся в структуре белого чугуна цементит является неустойчивым (нестабильным) соединением и при определенных условиях (нагреве) может распадаться с образованием аустенита и графита. Поэтому в белом чугуне при температуре выше линии PSK и соответствующей выдержке будет происходить графитизация - распад цементита, растворение атомов углерода в аустените, диффузия атомов углерода к центрам кристаллизации и рост графитных включений хлопьевидной формы. В результате структура будет состоять из зерен аустенита и графитных включений. При дальнейшем достаточно медленном охлаждении, $10-20^\circ/\text{час}$, можно добиться распада аустенита с образованием ферритографитной структуры ковкого чугуна. Если скорость охлаждения будет значительно выше,



аустенит переохладится до линии PSK (727°C) и превратится в перлит. В этом случае путем замедленного охлаждения или длительной изотермической выдержки ниже линии PSK можно достигнуть полного разложения эвтектоидного цементита, входящего в перлит, и получения также структуры ковкого чугуна с ферритной металлической основой и хлопьевидным графитом.

Процесс графитизации при надлежащих температурах широко используется для регулирования металлической основы и свойств высокопрочного чугуна.

9.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ЧУГУНА

9.2.1. Микроструктура белого чугуна

В соответствии с диаграммой состояния железо-цементит белый чугун может быть доэвтектическим с содержанием углерода менее 4,3%, эвтектическим при 4,3% углерода и заэвтектическим с концентрацией углерода более 4,3%.

При охлаждении доэвтектического состава из жидкого состояния до линии ликвидус BC никаких превращений не происходит. От температур линии ликвидус BC до линии солидус EC кристаллизуется аустенит переменного состава, что приводит (при 1147°C) к увеличению содержания в жидком чугуне углерода до 4,3% и эвтектическому превращению, при котором происходит одновременная кристаллизация из жидкости двух фаз - аустенита с концентрацией 2,14% C и цементита, приводящая к образованию ледебурита. Дальнейшее охлаждение, за счет выделения вторичного цементита в соответствии с линией ES, сопровождается снижением содержания углерода в аустените до 0,8% C, эвтектоидным превращением по линии PSK, в результате чего микроструктура доэвтектического белого чугуна ниже 727°C , состоит из перлита в виде темных участков, ледебурита в виде темных точечных перлитных включений на белом фоне цементита и вторичного цементита, который может быть в виде светлых отдельных включений и игл, и может сливаться с цементитом ледебурита (рис.2). С увеличением содержания углерода в чугуне количество ледебурита возрастает, а перлита уменьшается.

Микроструктура эвтектического белого чугуна состоит из ледебурита, представляющего собой при температурах выше линии PSK (727°C) смесь аустенита и цементита (эвтектического и вторичного), а ниже - смесь перлита и цементита (рис.3).

Микроструктура заэвтектического белого чугуна состоит из крупных светлых пластин первичного цементита и ледебурита



(рис.4).



Рис.2. Схема микроструктуры доэвтектического белого чугуна. Ледебурит и перлит. $\times 350$

В результате кристаллизации первичного цементита ниже линии DC диаграммы жидкий чугун обезуглероживается и при температуре 1147°C (линия ECF) с содержанием углерода 4,3% затвердевает в эвтектику - ледебурит, которая при нормальной температуре представляет собой смесь перлита и цементита; с повышением содержания углерода в заэвтектическом чугуне количество первичного цементита возрастает, количество ледебурита уменьшается. Высокое содержание



Рис.3. Схема микроструктуры эвтектического белого чугуна. Ледебурит. $\times 350$

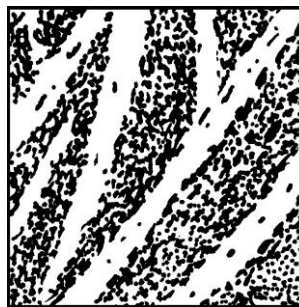


Рис.4. Схема микроструктуры заэвтектического белого чугуна. Ледебурит и первичный цементит. $\times 350$

эвтектического, первичного и вторичного цементита в белом чугуне придает ему высокую твердость, хрупкость и износостойкость. Белый чугун очень плохо обрабатывается режущим инструментом. Применяется при литье только износостойких отливок, не требующих обработки (шары для шаровых мельниц, прокатные валки, вагонные колеса с отбеленным ободом и некоторые другие). Белый чугун своим названием обязан матово-белому цвету излома.



9.2.2. Микроструктура серого чугуна

Серый чугун, как уже было отмечено, получается непосредственно в процессе кристаллизации из жидкого состояния при медленном охлаждении в литейных формах.

В структуре серого чугуна ледебурит отсутствует, а углерод находится в форме пластинчатого графита (в виде прожилок, лепестков, чешуек).

Металлическая основа (матрица) серого чугуна зависит от количества связанного углерода (цементита), оставшегося в структуре после графитизации.

Если связанного углерода почти нет, то металлическая основа - ферритная, если связанного углерода 0,8% - перлитная, если меньше 0,8% - ферритоперлитная. Соответственно и чугун называют ферритным (рис.5), перлитным (рис.6), ферритоперлитным (рис.7).

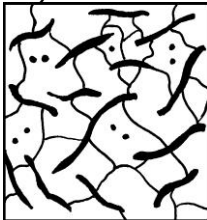


Рис.5. Схема микроструктуры ферритного серого чугуна. Феррит и пластинчатый графит.

×200

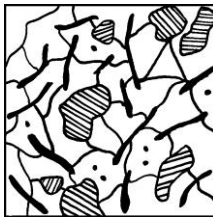


Рис.7. Схема микроструктуры феррито-перлитного серого чугуна. Феррит, перлит и пластинчатый графит. ×200



Рис.6. Схема микроструктуры перлитного серого чугуна. Перлит и пластинчатый графит. ×600

Кроме указанных структурных составляющих в сером чугуне, благодаря повышенному содержанию фосфора и ликвации его, часто образуются участки фосфидной эвтектики характерного точечного строения. Фосфидная эвтектика состоит из феррита, цементита и фосфида железа Fe_3P . Крупные образования фосфидной эвтектики сильно увеличивают хрупкость чугуна.

Пластинчатая форма графита в значительной степени разупрочняет металлическую основу и придает серому чугуну повышенную хрупкость.



Серый чугун хорошо обрабатывается режущим инструментом. Отливки из серого чугуна производятся в соответствии с ГОСТ 1412-79. По серому цвету излома чугун называется серым.

9.2.3. Микроструктура ковкого чугуна

Ковкий чугун получается путем отжига (графитизации) белого доэвтектического чугуна. В зависимости от режима отжига металлическая основа так же, как и у серого чугуна, может быть ферритной (рис.8), перлитной (рис.9) и ферритоперлитной (рис.10).

При отжиге белого чугуна графит кристаллизуется в виде хлопьев и называется графитом отжига (см. рис.1, в).

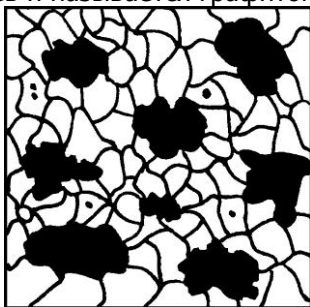


Рис.8. Схема микроструктуры ферритного ковкого чугуна. Феррит и хлопьевидный графит. $\times 200$

Ковкий чугун, благодаря равновероятной форме хлопьев, снижающей концентрацию напряжений, обладает повышенными характеристиками прочности и пластичности. Марки механических свойств ковкого чугуна предусмотрены ГОСТ 1215-79.

Несмотря на название, ковкий чугун практически не куется, но может, в случае коробления отливок, подвергаться рихтовке.



Рис.9. Схема микроструктуры перлитного ковкого чугуна. Перлит и хлопьевидный графит. $\times 600$



Рис.10. Схема микроструктуры феррито-перлитного ковкого чугуна. Феррит, перлит и хлопьевидный графит. $\times 200$



9.2.4. Микроструктура высокопрочного чугуна

Получение высокопрочного чугуна основано на обработке (модифицировании) серого чугуна в жидком состоянии присадками магния, церия.

В зависимости от степени графитизации (количества оставшегося связанного углерода в структуре) металлическая основа чугуна с шаровидным графитом может быть ферритной (рис.11), ферритоперлитной (рис.12) и перлитной (рис.13).

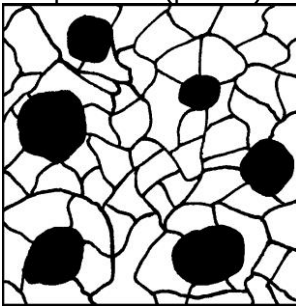


Рис.11. Схема микроструктуры ферритного высокопрочного чугуна. Феррит и шаровидный графит. $\times 200$

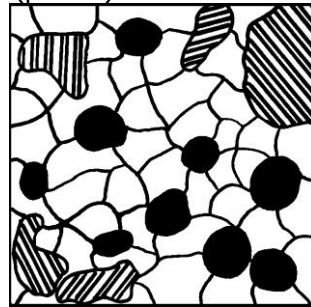


Рис.12. Схема микроструктуры феррито-перлитного высокопрочного чугуна. Феррит, перлит и шаровидный графит. $\times 200$

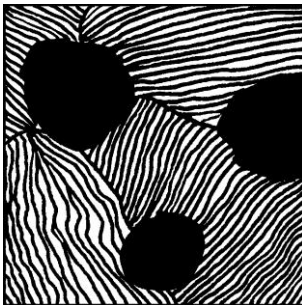


Рис.13. Схема микроструктуры перлитного высокопрочного чугуна. Перлит и шаровидный графит. $\times 600$

Таким образом, у серого, ковкого и высокопрочного чугуна металлической основой является сталь, разобшенная графитными включениями различной формы.

Чугун с шаровидным графитом обладает высокими механическими свойствами и называется высокопрочным (ГОСТ 7293-79).



9.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Сопоставьте способы получения различных видов чугуна.
- Изучите микроструктуру чугунов при нормальной температуре (альбом, с.13-16).
- Изобразите схемы микроструктур различных видов чугуна в нетравленном состоянии и после травления универсальным реактивом - 4% раствором азотной кислоты в этиловом спирте.
- Выполните микроструктурный анализ различных видов чугуна.
- Проследите за формированием структуры одного из сплавов белого чугуна при охлаждении из жидкого состояния.
- Составьте отчет о работе.

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Определение чугуна.
- Классификация чугуна.
- Определение структурных составляющих чугуна.
- Характеристика белого, серого, ковкого, высокопрочного чугунов, особенности их получения, структуры и свойств.
- Схемы микроструктур чугуна.
- Микроструктурный анализ чугуна.
- Схемы вероятных микроструктур одного из сплавов белого чугуна при охлаждении из жидкого состояния.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Какой сплав называется чугуном?
- Назовите виды чугуна.
- Какой чугун называется белым?
- Какова форма графитовых включений в сером, ковком и высокопрочном чугуне?
 - Что представляют собой структурные составляющие чугуна - феррит, цементит, перлит, ледебурит, графит и какими основными свойствами они обладают?
 - Какие факторы влияют на процесс графитизации чугуна?
 - Какая металлическая основа может быть у чугунов, содержащих графит, и от чего она зависит?
 - Что представляет собой фосфидная эвтектика и в каком чугуне она встречается?
 - Какой процесс называется графитизацией?
 - Какие факторы влияют на процесс графитизации?



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. Металловедение. / А.П.Гуляев. - М.: Металлургия, 1986. – 544 с..
2. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка. / Ю.М.Лахтин. - М.: Металлургия, 1984. - 360 с..
3. Геллер П.А. Материаловедение. / П.А.Геллер, А.Г.Рахштадт. - М.: Металлургия, 1989. - 456 с.



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №10

МИКРОСТРУКТУРА ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: сопоставление микроструктуры легированных сталей.

10.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Легированной называется сталь, содержащая специально введенные элементы для получения требуемых свойств или имеющая повышенное содержание постоянных, технологически неизбежных примесей.

Наиболее распространенными легирующими элементами являются хром, марганец, никель, кремний, вольфрам, ванадий, молибден, титан и другие. Поскольку при выплавке в сталь обычно вводятся кремний и марганец для раскисления и связывания серы, то легированной является сталь при их содержании соответственно $>0,9$ и $0,8\%$,

Легирующие элементы, растворяясь в железе, изменяют положение критических точек, расширяя или сужая область феррита и аустенита, поэтому пользоваться диаграммой состояния железо-цементит при анализе структур легированных сталей в ряде случаев совершенно недопустимо.

По отношению к углероду легирующие элементы делятся на две группы - некарбидообразующие - никель, кремний, алюминий, медь, кобальт; карбидообразующие - титан, ванадий, вольфрам, молибден, хром, марганец и другие (элементы перечислены в порядке уменьшения устойчивости их карбидов к растворению в аустените при нагреве).

Некарбидообразующие элементы растворяются в феррите и аустените, тогда как карбидообразующие взаимодействуют с углеродом, и в зависимости от их количества и концентрации способны растворяться в феррите, аустените, цементите или образовывать специальные карбиды.

Легирующие элементы обозначаются следующими буквами: С - кремний, Г - марганец, Х - хром, Н - никель, М - молибден, В - вольфрам, Ф - ванадий, Т - титан, Ю - алюминий, К - кобальт, Д - медь, Р - бор, Ц - цирконий, Б - ниобий, П - фосфор, А - азот, Ч - редкоземельные металлы.

Каждая марка стали составляется из сочетания букв и цифр. Первые две цифры обозначают содержание углерода в сотых долях процента, а количество легирующих элементов



указывается в процентах цифрами, стоящими после соответствующей буквы. Если легирующего элемента около 1% или менее, то цифра после буквы не ставится. Например, сталь 18ХГТ содержит 0,17-0,23%С; 1,00-1,30%Cr; 0,80-1,10%Mn; 0,06-0,12%Ti.

В сталях инструментальных и с особыми свойствами такая маркировка содержания углерода часто не выдерживается. Так в инструментальных сталях количество углерода обычно обозначается только одной цифрой в десятых долях процента, например, 5ХНМ, 7ХЗ, 6ХС и другие. Кроме того, в инструментальных сталях, имеющих углерода 1% и более, цифры, обозначающие его содержание, полностью опускают. Например, сталь Х12М содержит 1,45-1,70%С; 11,0-12,5%Cr; 0,40-0,60%Mo.

Буква А, стоящая в конце марки, указывает, что сталь высококачественная и имеет пониженное содержание серы и фосфора. Например, сталь для азотирования 35ХМЮА содержит серы и фосфора менее 0,025%, тогда как в цементуемой качественной стали 18ХГТ серы и фосфора менее 0,035%.

Некоторые марки сталей выделены в особые группы и обозначаются буквами, стоящими в начале марки: быстрорежущие - Р, шарикоподшипниковые - Ш, для постоянных магнитов - Е, электротехнические - Э и другие. Например, Р18, Р9Ф5, ШХ15, ЕХЗ, Э42 и т.д.

Легированные стали могут быть классифицированы по следующим признакам: составу, назначению, микроструктуре в равновесном состоянии и после охлаждения на воздухе.

10.1.1. Классификация легированной стали по составу

В зависимости от основных легирующих элементов легированные стали по составу классифицируются как хромистые, марганцовистые, кремнистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и другие.

10.1.2. Классификация легированной стали по назначению

По назначению легированные стали разделяются на три основные группы: конструкционные, инструментальные и стали и сплавы с особыми свойствами.

- Конструкционные стали применяются для изготовления деталей машин. Они подразделяются на цементуемые и улучшаемые. Легирующие элементы в конструкционные стали вводятся в основном для повышения прокаливаемости.

Цементуемые легированные стали имеют низкое содержание углерода (0,10-0,25%) для того, чтобы после цементации,



закалки и низкого отпуска детали имели твердый поверхностный слой и вязкую сердцевину. Твердость поверхностного слоя после такой обработки около 60HRC, а сердцевины - находится в пределах 15-30HRC. К цементуемым относятся стали 15X; 20X; 18ХГТ; 12ХН3А; 20Х2Н4А и другие.

Улучшаемые легированные стали содержат 0,30-0,45% углерода и обычно подвергаются термической обработке - улучшению, которая заключается в закалке с последующим высоким отпуском. В качестве легирующих элементов наиболее часто применяются хром, марганец, никель, вольфрам, молибден и кремний. Улучшаемыми являются стали 40X, 30ХГТ, 30ХГСА, 40ХН, 40ХМ и другие.

- Инструментальные легированные стали имеют повышенное содержание углерода, который обеспечивает получение высокой твердости путем термической обработки. Легирующие элементы в инструментальные стали вводятся для увеличения прокаливаемости, красностойкости, жаропрочности, а в ряде случаев для повышения износостойкости за счет образования карбидов.

В зависимости от назначения и химического состава инструментальные легированные стали делятся на три группы: стали для режущего и измерительного инструмента (пониженной прокаливаемости марок 7ХФ, 8ХФ, 9ХФВ1 и другие, обычно закаливаемые в воде и повышенной прокаливаемости марок X, ХГ, ХВГ, ХВСГ, 9ХВГ, 9ХС, 9Х5ВФ и другие, закаливаемые в масле); быстрорежущие стали, широко применяемые для изготовления режущего инструмента (нормальной производительности марок Р9, Р12, Р18, Р6М5, Р18Ф2 и повышенной производительности марок Р9Ф5, Р9К5, Р9К10, Р10К5Ф5, Р14Ф4, Р18К5Ф2, содержащие повышенное количество кобальта и ванадия); стали для штампового инструмента (для деформирования в холодном состоянии марок 9Х, X, Х6ВФ, Х12, Х12М, Х12Ф1; для деформирования с большими ударными нагрузками марок 4ХС, 6ХС, 4ХВ2С, 5ХВ2С, 6ХВ2С, 6ХВГ и для деформирования в горячем состоянии марок 7Х3, 8Х3, 3Х2В8Ф, 4Х8В2, 4Х2В5ФМ, 4Х5В2С, 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХНГ, 5ХГМ, 5ХНСВ и другие).

- Стали и сплавы с особыми свойствами. К ним относятся стали: нержавеющие 12Х13, 20Х13, 08Х18Н10Т; жаропрочные 45Х14Н14В2М, 40Х9С2; износостойкие; с особыми магнитными и электрическими свойствами и другие. Условно принято, что если сумма легирующих элементов превышает 55%, то такой сплав сталью не называют.

10.1.3. Классификация легированной стали по равновесной



структуре

Определение класса стали производится по структуре, которую она имеет после медленного охлаждения из аустенитного состояния, то есть в результате полного отжига. По этой классификации, предложенной П.Обергоффером, легированные стали делятся на шесть классов: доэвтектоидный, эвтектоидный, заэвтектоидный, ледебуритный, аустенитный и ферритный.

Рассматриваемая классификация аналогична классификации углеродистых сталей, однако большинство легирующих элементов сильно искажают диаграмму железо-цементит, сдвигая точки S и E в сторону меньшего содержания углерода. Это объясняется уменьшением предельной растворимости углерода в аустените при введении легирующих элементов, поэтому граница между доэвтектоидными, заэвтектоидными и ледебуритными сталями может лежать при значительно меньшем содержании углерода, чем в углеродистых сталях.

10.1.4. Классификация легированной стали по структуре после охлаждения на воздухе из аустенитного состояния

Для определения принадлежности к тому или иному классу сталь (в виде образцов толщиной 15-20 мм) нагревают до аустенитного состояния, а затем охлаждают на воздухе, то есть подвергают нормализации.

Эта классификация, предложенная французским ученым Л.Гийе, основывается на уменьшении критической скорости заковки и снижении температурного интервала мартенситного превращения при увеличении содержания легирующих элементов в стали. При одинаковой скорости охлаждения (на воздухе) из аустенитного состояния стали с различным содержанием легирующих элементов могут приобретать перлитную, мартенситную или аустенитную структуру. В связи с этим по структуре после охлаждения на воздухе различают следующие три основных класса сталей: перлитный, мартенситный и аустенитный.

Кроме трех указанных основных классов, характеризующихся по структуре получаемой стали при охлаждении на воздухе, существуют карбидный и ферритный классы. Для сталей карбидного класса условным признаком является уже не основная структура образца диаметром 15-20 мм, охлажденного на воздухе из аустенитного состояния, а присутствие значительного количества карбидов, которые образуются при наличии в стали большого количества углерода и карбидообразующих легирующих



элементов. Стали ферритного класса по структуре после охлаждения на воздухе из аустенитного состояния совпадают со сталями ферритного класса по структуре в равновесном состоянии.

10.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

10.2.1. Микроструктура легированных сталей в равновесном состоянии

Дозэвтектоидные стали имеют структуру феррита и перлита (рис.1, а). Количество феррита и перлита в структуре определяется содержанием углерода в стали и концентрацией углерода в эвтектоиде. К этому классу относятся конструкционные стали, например, марок 15Х, 18ХГТ, 18Х2Н4ВА, 30ХГСА, 40Х и многие другие.

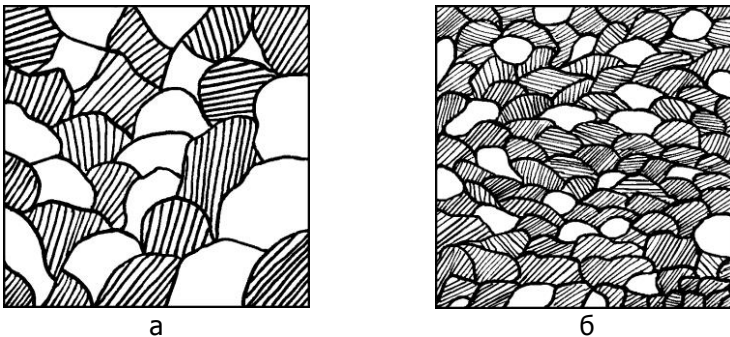


Рис.1. Схемы микроструктуры легированной стали доэвтектоидного класса марки 30ХГСА после полного отжига от 880°С (а, тонкопластинчатый перлит и феррит) и после нормализации от 880°С (б, сорбит и феррит) $\times 600$ (сорбит при увеличениях светового микроскопа так, как показан на схеме, не разрешается)



Эвтектоидные стали имеют перлитную структуру (рис.2). С увеличением содержания легирующих элементов концентрация углерода в перлите снижается и становится значительно меньше 0,8%. Например, сталь марки 70С3А, содержащая 0,66-0,74%С и 2,40-2,80%Si, имеет в отожженном состоянии перлитную структуру.

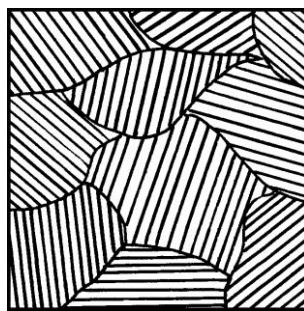
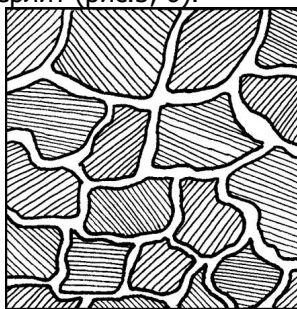
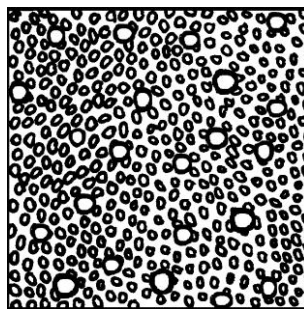


Рис.2. Схема микроструктуры легированной стали эвтектоидного класса марки 70С3А после полного отжига от 860°C. Пластинчатый перлит. $\times 600$

Заэвтектоидные стали имеют структуру, состоящую из перлита и избыточных вторичных карбидов. К этому классу относятся инструментальные стали марок Х, ХГ, ХВГ, ХГСВ и другие. Так сталь ХГ, содержащая 1,30-1,50%С; 1,30-1,60%Cr и 0,45-0,70%Mn, после полного отжига из однофазного аустенитного состояния имеет структуру, состоящую из тонкопластинчатого перлита и сетки избыточных вторичных карбидов (рис.3, а). Сплошная сетка карбидов снижает механические свойства заэвтектоидных сталей, поэтому они подвергаются отжигу на зернистый перлит (рис.3, б).



а



б

Рис.3. Схема микроструктуры легированной стали заэвтектоидного класса марки ХГ после полного отжига от 1000°C (а, тонкопластинчатый перлит и сетка вторичных карбидов) и отжига на зернистый перлит (б, зернистый перлит и вторичные карбиды округлой формы). $\times 600$



Ледебуритного класса стали содержат в структуре первичные карбиды, выделившиеся из жидкой фазы при кристаллизации и входящие в состав эвтектики - ледебурита. Легирующие элементы могут настолько сильно уменьшить растворимость углерода в аустените, что при концентрации его менее 1% возможно образование ледебурита в стали. Например, в литой быстрорежущей стали марки P18, содержащей 0,70-0,80%С; 17,5-19,0%W; 1,0-1,4%V и 3,8-4,4%Cr, присутствует ледебурит, имеющий в вольфрамовых сталях "скелетообразный" вид. Ледебурит состоит из пластинок карбидов, чередующихся с аустенитом.

При охлаждении в процессе кристаллизации перитектическое превращение (жидкость+ δ -феррит \rightarrow аустенит) не успевает завершиться, и в структуре сохраняется некоторое количество δ -феррита, который в быстрорежущих сталях при дальнейшем охлаждении претерпевает эвтектоидный распад с образованием δ -эвтектоида, состоящего из тонкодисперсной смеси аустенита и карбидов. Из-за большой измельченности δ -эвтектоид сильно травится, имеет вид темных кристаллов округлой формы и плохо отличим в оптическом микроскопе от перлита (рис.4, а).

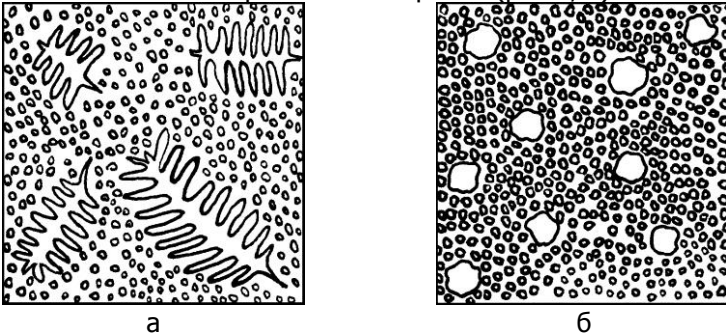


Рис.4. Схема микроструктуры легированной стали ледебуритного класса марки P18 в литом состоянии (а - ледебурит, аустенит и эвтектоид) и после обработки давлением -ковки и отжига (б - крупные первичные и мелкие вторичные карбиды, мелкозернистый перлит). $\times 600$

Карбиды, образовавшиеся в процессе кристаллизации и входящие в состав ледебурита, называются первичными.

По структуре стали ледебуритного класса следовало бы рассматривать как белые чугуны. Однако в результате пониженного содержания углерода они по свойствам значительно ближе к стали, чем к чугунам, что позволяет рассматривать их как стали. Ледебуритные стали обладают более высокой пластичностью, чем белые чугуны, поэтому путем горячей обработки давлением



удается раздробить ледебуритную эвтектику и повысить свойства стали за счет равномерного распределения карбидов. Структура ковальной и отожженной быстрорежущей стали Р18 состоит из крупных первичных карбидов, более мелких вторичных и мелкозернистого перлита, состоящего из легированного феррита и эвтектоидных карбидов (рис.4, б).

К ледебуритному классу относятся инструментальные стали - быстрорежущие марок Р9, Р12, Р18, Р9Ф5, Р10К5Ф5 и для штампов холодной штамповки марок Х12, Х12Ф1, Х12М.

Аустенитного класса стали содержат большое количество легирующих элементов, которые расширяют область аустенита, повышая его устойчивость, и резко сужают область существования феррита.

Элементами, стабилизирующими аустенитную структуру, являются никель, марганец, медь, азот и углерод. При достаточном их содержании сталь не претерпевает фазовых превращений и сохраняет аустенитную структуру при охлаждении до комнатной температуры.

Для аустенитной структуры характерно наличие внутри зерен прямолинейных границ двойникования.

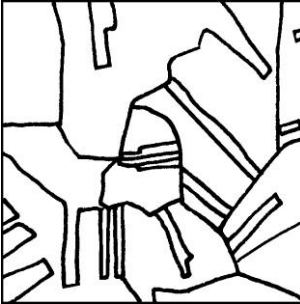


Рис.5. Схема микроструктуры легированной стали аустенитного класса марки 12ХН18Н9Т после закалки от 1050°C в воде. Аустенит. $\times 600$. (Травление в электролите, содержащем 10 г щавелевой кислоты и 100 мл воды, при плотности тока 0,1 А/см² в течение 35-45 с)

На рис.5 показана структура стали 12Х18Н9Т в закаленном состоянии. При медленном охлаждении от 1050°C из аустенита выделяются по границам зерен карбиды, снижающие механические свойства. Поэтому стали аустенитного класса часто применяются в однофазном состоянии аустенита, которое получается путем растворения карбидов при нагреве и последующей закалки в воде.

Стали аустенитного класса в зависимости от химического состава могут быть нержавеющейими (12Х18Н9Т, 08Х18Н12Т, 04Х18Н10), жаропрочными (08Х18Н10Т, 45Х14Н14В2М), износостойкими (Г13), а также обладать другими особыми свойствами.



Жаропрочность определяется силами межатомного взаимодействия при повышенных температурах, а так как плотность упаковки атомов в аустените максимальная, то стали аустенитного класса обладают наибольшей жаропрочностью. Хром и никель являются основными легирующими компонентами этих сталей. Хром определяет окалиностойкость, а никель - устойчивость аустенита.

В хромоникелевых нержавеющей сталях из-за наличия углерода могут образоваться специальные карбиды, преимущественно типа $M_{23}C_6$. Выделение карбидов происходит по границам зерен, что при определенных условиях приводит к появлению особого вида коррозионного разрушения по границам зерен, называемого межкристаллитной коррозией.

Благодаря аустенитной структуре эти стали немагнитны, имеют высокую пластичность и многие из них хорошо штампуются в холодном состоянии.

Ферритного класса стали имеют высокую концентрацию легирующих элементов, сужающих область аустенита и расширяющих область феррита. К таким элементам относятся: хром, кремний, алюминий, молибден, вольфрам, ванадий, титан и другие. Для получения перлитной структуры сталь должна иметь минимальное (до 0,1-0,2%) содержание углерода, расширяющего область аустенита.

Структура этих сталей состоит в основном из легированного феррита, не превращающегося в аустенит при нагреве вплоть до температуры плавления. На рис.6 показана микроструктура трансформаторной стали марки Э42, которая вследствие низкого содержания углерода - менее 0,05% и высокой концентрации кремния - 3,8-4,8% не имеет аллотропического превращения $\alpha \leftrightarrow \gamma$ и поэтому относится к ферритному классу.

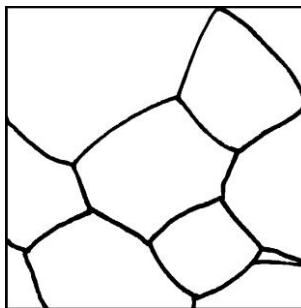


Рис.6. Схема микроструктуры легированной стали ферритного класса марки Э42. Феррит. $\times 600$

Электротехническая сталь имеет по ГОСТу специальную маркировку. Первая цифра за буквой Э показывает примерное содержание кремния в %. Вторая цифра характеризует уровень электротехнических и магнитных свойств (чем цифра больше, тем



свойства выше). Кремний, растворяясь в феррите, резко увеличивает электросопротивление и тем самым снижает потери на вихревые токи и гистерезис.

При высоком содержании хрома, кремния и алюминия стали ферритного класса являются жаростойкими (окалиностойкими), так как эти элементы способны образовывать на поверхности детали плотные пленки окислов, препятствующие проникновению кислорода и образованию окалины. К жаростойким относятся стали марок X17, OX17T, X25T, X28, 1X12CЮ, X18CЮ и другие. Стали ферритного класса в качестве жаропрочных не применяются, так как феррит имеет более низкую плотность упаковки атомов в решетке, чем аустенит. Благодаря ферритной структуре, эти стали обладают ферромагнитными свойствами.

10.2.2. Микроструктура легированных сталей после охлаждения на воздухе из аустенитного состояния

Перлитного класса стали имеют сравнительно малое содержание легирующих элементов, вследствие чего их критическая скорость закалки оказывается выше скорости охлаждения на воздухе. Поэтому при охлаждении на воздухе происходит распад аустенита диффузионным путем с образованием перлитных структур (перлит, сорбит или троостит), которые отличаются друг от друга различной дисперсностью пластин карбидов и легированного феррита.

К сталям перлитного класса относится большинство конструкционных и инструментальных сталей: 20X, 40X, 30XГСА, X, XГ, XВГ, 9ХС и другие. На рис.1, б показана микроструктура стали 30XГСА в нормализованном состоянии. При ускоренном охлаждении на воздухе весь феррит не успевает выделиться из аустенита, который превращается в сорбит. Поэтому после нормализации зерен феррита значительно меньше, чем после полного отжига.



Рис.7. Схема микроструктуры, легированной стали мартенситного класса марки 20X13 после нормализации от 1050°C. Мартенсит и остаточный аустенит. $\times 600$. (Травление в электролите, содержащем 5-10 г щавелевой кислоты и 100 мл воды, при плотности тока 0,1 А/см² в течение 60-80 с)

Мартенситного класса стали содержат больше легирующих элементов по сравнению со сталями перлитного класса. Легирующие элементы, повышая устойчивость переохлажденного аустенита к распаду, настолько снижают критическую скорость заковки, что она оказывается меньше скорости охлаждения на воздухе.

Поэтому при охлаждении на воздухе сталь закаливается на мартенситную структуру (рис.7). К мартенситному классу относятся стали марок 20X2H4A, 20X13, 30X13, 50X13, P9, P6M5, P18 и другие.

Аустенитного класса стали содержат большое количество легирующих элементов, которые снижают температуру начала мартенситного превращения в область отрицательных температур и настолько повышают устойчивость аустенита, что он после охлаждения на воздухе совершенно не распадается при комнатной температуре. К аустенитному классу относятся стали марок 12X18H9T, Г13, 45X14H14B2M и другие (см. рис.5).

Для сталей карбидного класса условным признаком является уже не основная структура образца диаметром 15-20 мм, охлажденного на воздухе от аустенитного состояния, а присутствие значительного количества карбидов, которые образуются при наличии в стали большого количества углерода и карбидообразующих легирующих элементов.

Легирующие элементы, растворяясь в цементите, способны образовывать легированный цементит, например, $(Fe,Mo)_3C$, $(Fe,Cr)_3C$, $(Fe,W)_3C$. Легированный цементит и специальные карбиды типа M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ (где М - карбидообразующие элементы), например, Fe_3Mo_3C , Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, имеющие сложную кристаллическую решетку, построенную из закономерно расположенных атомов металла и углерода, относятся к карбидам первой группы.

Металлы, для которых отношение атомного радиуса углеро-



да (0,079 нм) к их собственному радиусу меньше 0,59, способны образовывать специальные карбиды типа M_2C и MC (MO_2C , W_2C , WC , VC , TiC и другие), являющиеся фазами внедрения. Эти карбиды имеют сравнительно простую кубическую или гексагональную решетку, построенную из атомов металла, а атомы углерода внедрены в нее. Карбиды, представляющие фазы внедрения, относятся ко второй группе.

Однако в чистом виде перечисленные карбиды в сталях не существуют. Все они растворяют железо, а при наличии нескольких карбидообразующих элементов – и эти элементы. Так, в хромомарганцовистой стали вместо специального карбида хрома $Cr_{23}C_6$ образуется сложный карбид $(Cr, Mn, Fe)_{23}C_6$, содержащий в твердом растворе железо и марганец.

Следует отметить, что фазы внедрения значительно труднее растворяются в аустените при нагревании, чем карбиды первой группы и тем более, чем простой цементит Fe_3C . Поэтому для растворения карбидов в аустените легированные стали нагревают при термической обработке до более высоких температур, чем углеродистые стали.

Карбиды повышают износостойкость, твердость и режущие свойства легированных сталей. К карбидному классу относятся инструментальные стали, например, марок P9, P18, X12, X12Ф1, XB5 и многие другие (см. рис.4).

Ферритного класса стали имеют минимальное содержание углерода при большом количестве легирующих элементов, расширяющих область α -железа (феррита). Такие стали кристаллизуются с образованием структуры легированного феррита, который ни при охлаждении, ни при нагревании не превращается в аустенит (см. рис.6)

10.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите сущность легирования стали, классификацию легирующих элементов, особенности маркировки и принципы классификации легированной стали по составу, назначению, структуре в равновесном состоянии и после охлаждения на воздухе из аустенитного состояния.
- Сопоставьте микроструктуру легированных сталей (альбом, с.22-24).
- Изобразите схемы микроструктур различных классов легированной стали.
- Выполните микроструктурный анализ различных классов



легированной стали.

– Составьте отчет о работе.

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

– Цель работы.

– Определение легированной стали.

– Классификация легирующих элементов.

– Особенности маркировки легированных сталей.

– Принципы классификации легированной стали по структуре в равновесном состоянии и после охлаждения на воздухе из аустенитного состояния.

– Схемы микроструктур различных классов легированной стали.

– Микроструктурный анализ различных классов легированной стали.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Какие стали называются легированными?
- Какие легирующие элементы являются карбидо- и некарбидообразующими?
- Как маркируются легированные стали?
- По каким признакам классифицируют легированную сталь?
- На какие группы подразделяются легированные стали по назначению?
- На какие классы делятся легированные стали по структуре в равновесном состоянии?
- Какие легирующие элементы содержат стали аустенитного и ферритного классов?
- На какие классы делятся легированные стали по структуре после охлаждения на воздухе из аустенитного состояния?
- Какие стали относятся к ледебуритному классу?
- Какие стали относятся к карбидному классу?



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. *Металловедение.* / А.П.Гуляев. - М.: Металлургия, 1986. - 544 с..
2. Лахтин Ю.М. *Металловедение и термическая обработка металлов.* / Ю.М.Лахтин. - М.: Металлургия, 1984. - 360 с.



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №11

МИКРОСТРУКТУРА ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение микроструктуры цветных сплавов в условиях равновесия.

11.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Диаграммы состояния определяют фазовый состав и структуру сплавов в условиях равновесия, дают возможность решать вопросы их упрочнения путем термической обработки и поэтому являются основой классификации сплавов цветных металлов. По технологическим свойствам сплавы делят на деформируемые, находящиеся в состоянии твердых растворов и хорошо обрабатываемые давлением, и литейные, имеющие в структуре эвтектику и обладающие наилучшей жидкотекучестью. По способности упрочняться с помощью термической обработки цветные сплавы подразделяют на неупрочняемые и упрочняемые термической обработкой - закалкой без полиморфного превращения и старением.

Упрочняемыми термической обработкой являются сплавы, для которых характерно уменьшение растворимости компонентов в твердом состоянии при снижении температуры до нормальной (комнатной). В промышленности широкое применение находят как двойные, тройные, так и поликомпонентные сплавы цветных металлов, фазовый состав и структура которых в условиях равновесия определяются соответствующими диаграммами состояния. Несмотря на это, при небольшом содержании легирующих элементов в большинстве случаев вполне достаточным для качественного описания изменений фазового состава, структуры является использование наглядных двойных диаграмм состояния "цветной металл - основной легирующий элемент". В соответствии с подобной диаграммой "алюминий - легирующий элемент" (рис.1) сплавы с содержанием легирующего элемента до проекции точки В на ось концентраций являются деформируемыми, а с большим содержанием - литейными. При этом сплавы с содержанием легирующего элемента до точки D не упрочняются в результате термической обработки, а сплавы с большим содержанием являются упрочняемыми термической обработкой. Наиболее широко распространены цветные сплавы на основе алюминия, меди, магния, олова.

Алюминиевые сплавы в соответствии с диаграммой



состояния "алюминий - легирующий элемент"(см.рис.1) делят на деформируемые и литейные.

Промышленное применение находят как двойные деформируемые сплавы алюминия с медью, магнием, марганцем, кремнием, так и поликомпонентные сплавы систем Al-Cu-Mg (дуралюмины), Al-Cu-Si (авиали) и др. Значительное место среди этих сплавов занимают дуралюмины, маркируемые буквой Д и цифрами, характеризующими порядковый номер сплава по ГОСТ 4784-74, например, Д1, Д6, Д16.

Наиболее распространенный из них сплав марки Д1 содержит в качестве легирующих элементов 3,8-4,8%Cu; 0,4-0,8%Mg; 0,4-0,8%Mn. Дуралюмины относятся к сплавам, упрочняемым термической обработкой. К литейным относятся сплавы алюминия с кремнием, медью, магнием. Литейные сплавы маркируются буквами АЛ и цифрами, обозначающими порядковый номер сплава (ГОСТ 2685-75), например, АЛ2, АЛ3. Наибольшее распространение получили силумины (сплавы алюминия с кремнием), содержащие от 5 до 13% Si.

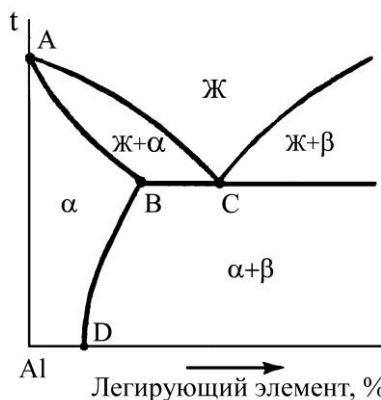


Рис.1. Фрагмент диаграммы состояния системы алюминий - легирующий элемент

Фазовый состав, структуру и свойства силуминов можно варьировать изменением химического состава, модифицированием - введением веществ, которые уже в малых количествах (обычно не более десятых долей процента) способствуют кристаллизации структурных составляющих в измельченной форме, а также термической обработкой. В качестве модифицирующих добавок используются марганец, никель, хром, титан, ванадий, и некоторые другие элементы. Силумины обычно модифицируют натрием, который в жидкий сплав вводят в виде смеси фтористых и хлористых солей натрия в соотношении $2/3\text{NaF} + 1/3\text{NaCl}$.

Важнейшими сплавами на основе меди являются латуни (сплавы меди с цинком) и бронзы (сплавы меди со всеми элемен-



тами, кроме цинка). По технологическим свойствам медные сплавы подразделяют на деформируемые и литейные, по способности упрочняться - на неупрочняемые и упрочняемые термической обработкой.

Двойные деформируемые латуни маркируются буквой Л и цифрой, показывающей среднее содержание меди в процентах (ГОСТ 15527-70), например, Л96, Л90, Л80, Л70, Л62, Л59. Латуни с содержанием меди 90% и более называются томпаком (например, сплав марки Л96), при 80-85% - полутомпаком (Л80). В марках легированных деформируемых латуней кроме цифры, показывающей содержание меди, указываются буквы и цифры, обозначающие легирующий элемент и его содержание в процентах. Например, сплав ЛАН59-3-2 содержит 59%Cu, 3%Al, 2%Ni, остальное Zn. В марках литейных латуней указывается содержание цинка, а содержание каждого легирующего элемента ставится непосредственно за буквой, его обозначающей. Например, сплав ЛЦ40Мц3А содержит 40%Zn, 3%Mn, 1%Al, остальное Cu.

Бронзы по основным легирующим элементам подразделяют на оловянистые, свинцовистые, кремнистые и др. В бронзах в качестве легирующей добавки в небольших количествах может присутствовать и цинк. Деформируемые бронзы маркируют буквами Бр, за которыми следуют буквы и цифры, обозначающие название и содержание в процентах легирующих элементов (ГОСТ 5017-74). Например, сплав БрОЦС4-4-2,5 содержит 4%Sn, 4%Zn, 2,5%Pb, остальное Cu. В марках литейных бронз (ГОСТ 613-73) содержание каждого легирующего элемента указывается сразу после буквы, обозначающей его название. Например, сплав БрО6Ц6С3 содержит 6%Sn, 6%Zn, 3%Pb, остальное Cu.

Магниевые сплавы, легируемыми элементами которых являются алюминий, цинк, кремний, а также редкие металлы - неодим, торий и другие, подразделяются на деформируемые и литейные, маркируемые соответствующими буквами МА и МЛ и цифрами, соответствующими номеру сплава (ГОСТ 14957-76 и 2856-79). Магниевые сплавы, как деформируемые, так и литейные, подвергают модифицированию и упрочняющей термической обработке.

Сплавы на основе олова (оловянистые баббиты) являются высококачественными антифрикционными материалами, для которых важным является наличие гетерогенной (неоднородной) структуры, состоящей из мягкой, пластичной основы, обеспечивающей прирабатываемость подшипника к валу, и твердых включений, упрочняющих материалы и препятствующих схваты-



ванию трущихся поверхностей. Оловянистые баббиты представляют собой трехкомпонентные сплавы системы олово-сурьма-медь. Наиболее широкое применение имеет сплав марки Б83 (ГОСТ 1320-74), содержащий 83%Pb, 11%Sb и 6%Cu.

11.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

Микроструктура цветных сплавов в условиях равновесия или близких к ним может быть определена с помощью их диаграмм состояния.

11.2.1. Микроструктура сплавов на основе алюминия

В качестве характерных представителей деформируемых и литейных алюминиевых сплавов в работе используются соответственно литой дуралюмин марки Д1 и силумин марки АЛ2.

Основу сплавов типа дуралюмин составляет система Al-Cu-Mg. В соответствии с ней медь и магний имеют ограниченную растворимость в твердом состоянии в алюминии, а избыточными фазами, выделяющимися при охлаждении из α -твердого раствора меди и магния в алюминии в связи с уменьшением растворимости компонентов при снижении температуры являются соединения CuAl_3 и Al_2MgCu , называемые соответственно Θ и S фазами. Поскольку магний в сплаве находится в небольшом количестве, то фаза S при используемых в работе увеличениях микроскопа в структуре не обнаруживается.

Поэтому наблюдаемая микроструктура сплава марки Д1 в литом состоянии состоит из светлых зерен α -твердого раствора меди и магния в алюминии и темных включений Θ -фазы (соединения CuAl_2), располагающихся по границам зерен α -фазы (рис.2). Такую структуру дуралюмина марки Д1 можно предсказать, исходя из двойной диаграммы состояния системы Al-Cu, подобной изображенной на рис.1. Дуралюмины, как и авиали (сплавы системы Al-Cu-Si), применяют для изго-

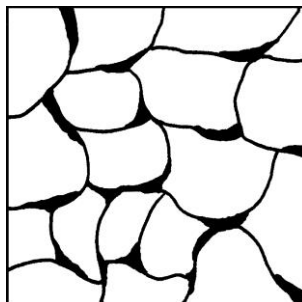


Рис.2. Схема микроструктуры дуралюмина марки Д1 в литом состоянии. α -фаза и Θ -фаза. $\times 340$

товления горячей или холодной обработкой давлением листов, труб, проволоки, плит и различных профилей.

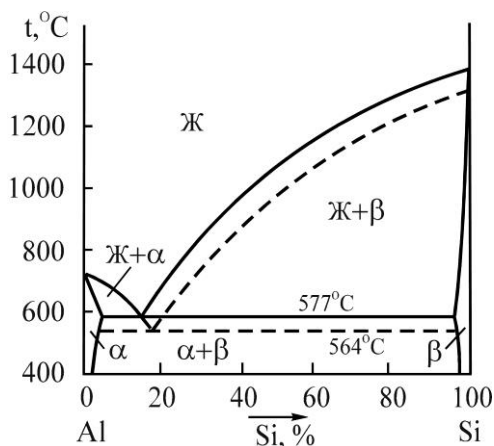


Рис.3. Диаграмма состояния системы алюминий – кремний

Микроструктура силуминов соответствует двойной диаграмме состояния системы Al-Si (рис.3), доэвтектические сплавы состоят из первичных кристаллов α -твердого раствора кремния в алюминии и зерен эвтектики ($\alpha+\beta$). В свою очередь структура заэвтектических сплавов состоит из крупных первичных кристаллов - твердого раствора алюминия в кремнии в виде игл и зерен эвтектики ($\alpha+\beta$). В соответствии с диаграммой состояния Al-Si сплав марки АЛ2, содержащий 12-13%Si, является заэвтектическим. Поэтому его микроструктура состоит из более темных крупных игл β -твердого раствора алюминия в кремнии и эвтектики в виде более темных игл β -твердого раствора алюминия в кремнии на светлом поле α -твердого раствора кремния в алюминии (рис.4). Сплав в таком структурном состоянии обладает низким комплексом механических свойств (предел прочности при растяжении $\sigma_B=130-140\text{МПа}$, относительное удлинение $\delta=1-2\%$). Поэтому для повышения свойств производят модифицирование. Применительно к силуминам оно заключается в обработке перед разливкой сплава смесью фтористых и хлористых солей натрия в соотношении $2/3\text{NaF}+1/3\text{NaCl}$. Это обеспечивает введение в сплав $0,1\%\text{Na}$, который осуществляет модифицирующее действие, затрудняя кристаллизацию β -твердого раствора алюминия в кремнии. Модифицирование вызывает смещение линий на диаграмме состояния Al-Si (см. рис.3). Эвтектическая точка (11,6%Si) перемещается вправо, приобретая концентрацию кремния 14,6%, в результате чего сплав становится доэвтектическим, что исключает из структуры крупные первичные иглы β -твердого раствора алюминия в кремнии и тем самым повышает пластичность. Линия



эвтектического превращения снижается с 577 до 564⁰С, в связи с чем эвтектика ($\alpha+\beta$) вместо грубоигольчатой становится мелкозернистой. Поэтому микроструктура сплава марки АЛ2 после модифицирования состоит из светлых первичных зерен α -твердого раствора кремния в алюминии и мелкозернистой эвтектики в виде более темных включений β -твердого раствора алюминия в кремнии на светлом поле α -твердого раствора кремния в алюминии (рис.5). Силумины применяются для изготовления корпусов компрессоров, картеров и блоков цилиндров двигателей и др.

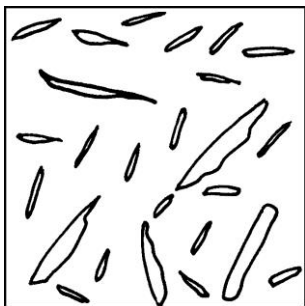


Рис.4. Схема микроструктуры силумина марки АЛ2 до модифицирования. β -фаза и эвтектика ($\alpha+\beta$). $\times 250$

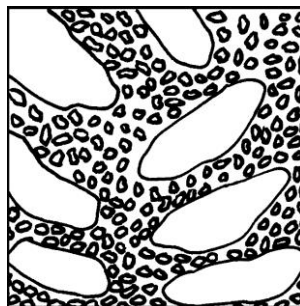


Рис.5. Схема микроструктуры силумина марки АЛ2 после модифицирования. α -фаза и эвтектика ($\alpha+\beta$). $\times 250$



11.2.2. Микроструктура сплавов на основе меди

В качестве характерных представителей сплавов на медной основе в работе используются сплавы марок Л68 и Л59 (латуни) и БрО10 и БрС30 (бронзы).

Микроструктура двойных низколегированных латуней в условиях равновесия определяется диаграммой состояния системы Cu-Zn. На рис.6 приведен фрагмент этой диаграммы, отражающей фазовые равновесия в сплавах с содержанием цинка до 50% (промышленное применение находят латуни, содержащие до 45%Zn). В соответствии с этой диаграммой состояния латуни по структуре делятся на однофазные (α -латуни), содержащие до 39%Zn и состоящие из зерен α -твердого раствора цинка в меди, и двухфазные ($\alpha+\beta$)-латуни, содержащие от 39 до 45%Zn и состоящие из зерен α -твердого раствора цинка в меди и зерен β -твердого раствора на основе соединения CuZn.

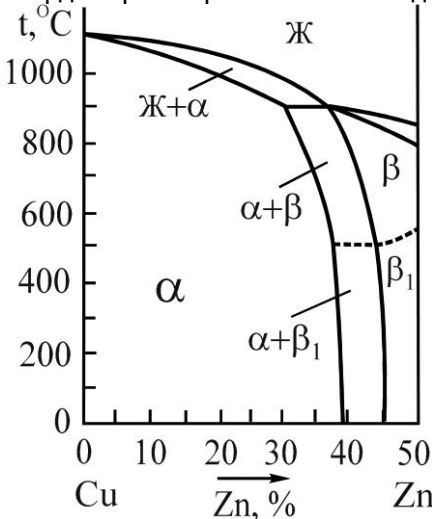


Рис.6. Фрагмент диаграммы состояния системы медь-цинк

Однофазные α -латуни обладают высокой пластичностью при нормальной (комнатной) температуре. Поэтому однофазные латуни выпускают в виде полуфабрикатов, полученных холодной обработкой давлением (штамповкой, прокаткой или протяжкой) листов, труб, лент, проволоки, из которых методом глубокой вытяжки изготавливают радиаторные трубы, снарядные гильзы, сильфоны, трубопроводы, а также производят детали (шайбы, втулки, уплотнительные кольца), не требующие высокой твердости. Холодная обработка вызывает наклеп.

В наклепанном состоянии латунь с содержанием цинка 20% и выше подвержена растрескиванию по границам зерен, имеет низкую коррозионную стойкость. Поэтому ее подвергают рекристаллизационному отжигу, в результате чего однофазная латунь приобретает зеренную структуру с характерными для пластичных



сплавов двойниками. На рис.7 показана микроструктура однофазной латуни марки Л68. Поскольку зерна α -фазы выходят на поверхность микрошлифа различными кристаллографическими плоскостями, степень их травимости реактивом различна и они имеют неодинаковую окраску.

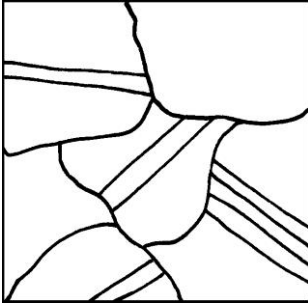


Рис.7. Схема микроструктуры однофазной латуни марки Л68 после холодной пластической деформации и рекристаллизационного отжига. α -фаза. $\times 440$

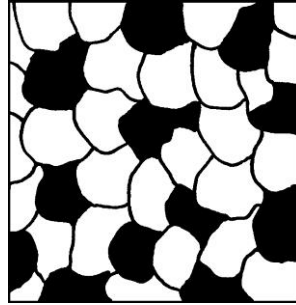


Рис.8. Схема микроструктуры двухфазной латуни марки Л59 в литом состоянии. α -фаза и β -фаза. $\times 440$

Микроструктура двухфазной латуни марки Л59 в литом состоянии, представленная на рис.8, состоит из светлых зерен α -твердого раствора цинка в меди и темных (более богатых цинком и травящихся сильнее) зерен β -твердого раствора на базе химического соединения CuZn . Присутствие в структуре β - фазы, имеющей низкую пластичность и высокую твердость, повышает характеристики прочности латуней. Двухфазные латуни являются более пластичными при температурах выше 500°C . Поэтому эти латуни выпускают в виде полуфабрикатов, полученных горячей обработкой давлением, - листов, прутков, труб, штамповок, из которых изготавливают втулки, гайки, тройники, штуцеры, токопроводящие детали электрооборудования и др.

Легированные латуни применяют в качестве деформируемых и литейных. Последние, как правило, содержат большое количество цинка и легирующих элементов.

В промышленности находят применение как двойные – оловянные, свинцовистые и др. бронзы, так и многокомпонентные, содержащие кроме основных легирующих элементов добавки свинца, цинка, фосфора и никеля.

Микроструктура двойных оловянных бронз определяется диаграммой состояния системы Cu-Sn . На рис.9 приведен фрагмент этой диаграммы для сплавов с содержанием олова



до 30% (промышленное применение имеют сплавы, содержащие до 20%Sn). Сплошными линиями показаны границы фазовых областей равновесной системы.

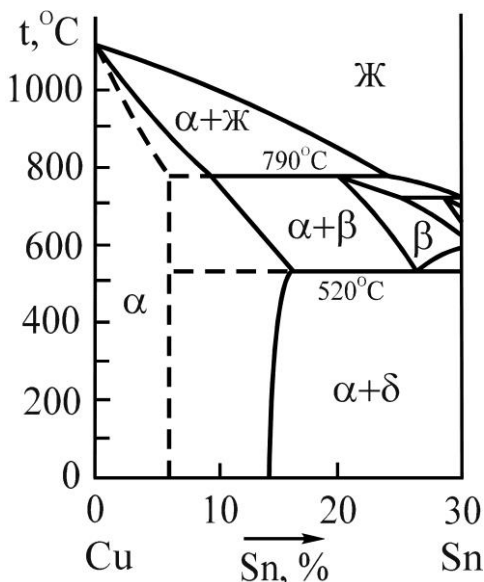


Рис.9. Фрагмент диаграммы состояния системы медь-олово

В соответствии с этой диаграммой состояния бронзы по структуре делятся на однофазные, состоящие из зерен α -твердого раствора олова в меди, и двухфазные, состоящие из зерен α -твердого раствора олова в меди и зерен эвтектоида ($\alpha+\delta$), в котором δ -фаза представляет собой соединение $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$. При очень медленном охлаждении протекает равновесная кристаллизация и граница между однофазными и двухфазными бронзами соответствует 14% олова. В реальных заводских условиях при литье в металлические и земляные формы происходит ускоренное охлаждение сплавов, в связи с чем диффузия атомов олова в меди затрудняется и сплавы ведут себя так, как если бы растворимость олова в меди была постоянной, равной 6-8%, и не менялась с температурой (пунктирные линии на рис.9). Исходя из этого, однофазными являются бронзы с содержанием олова не более 5-6%. Такие сплавы имеют высокую пластичность и являются деформируемыми.

Бронзы, содержащие олово в большем количестве, по структуре являются двухфазными. Микроструктура двухфазной

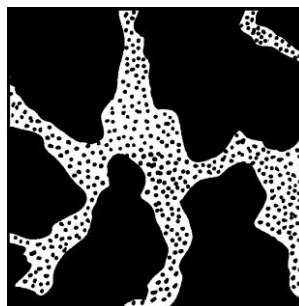


Рис.10. Схема микроструктуры двухфазной бронзы марки БрО10 в литом состоянии. α -фаза и эвтектоид($\alpha+\delta$). $\times 600$



бронзы марки БрО10 состоит из темных зерен α -твердого раствора олова в меди и зерен эвтектоида ($\alpha+\delta$) (рис.10). Основой эвтектоида является δ -фаза (химическое соединение $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$), на белом поле которой расположены мелкие темные выделения α -фазы. Наличие твердой и хрупкой δ -фазы исключает возможность обработки давлением, поэтому такие бронзы применяют только в литом состоянии.

Для повышения свойств в оловянистые бронзы вводят различные добавки: цинк для улучшения жидкотекучести и повышения плотности отливок; фосфор как раскислитель для устранения нежелательной окиси олова SnO_2 , присутствующей в бронзах в виде твердых и хрупких включений; свинец для улучшения обрабатываемости резанием и повышения уровня антифрикционных свойств. Оловянистые бронзы с перечисленными добавками находят в промышленности более широкое применение, чем двойные сплавы. В качестве примера можно назвать литейные бронзы марок БрО5Ц5С5, БрО10Ф1 и др., деформируемые бронзы марок БрОФ6,5-0,4, БрОЦ4-3 и др. Оловянистые бронзы используются для изготовления паровой и водяной арматуры, подшипников скольжения, втулок, зубчатых колес, деталей приборов.

Микроструктуру свинцовистых бронз можно охарактеризовать с помощью двойной диаграммы состояния системы Cu-Pb (рис.11). Как видно из диаграммы состояния, свинцовистая бронза марки БрС30 с содержанием свинца 30% является доэвтектическим сплавом и его структура при нормальной (комнатной) температуре должна состоять из зерен α -твердого раствора свинца в меди и эвтектики, состоящей из α -твердого раствора свинца в меди и β -твердого раствора.

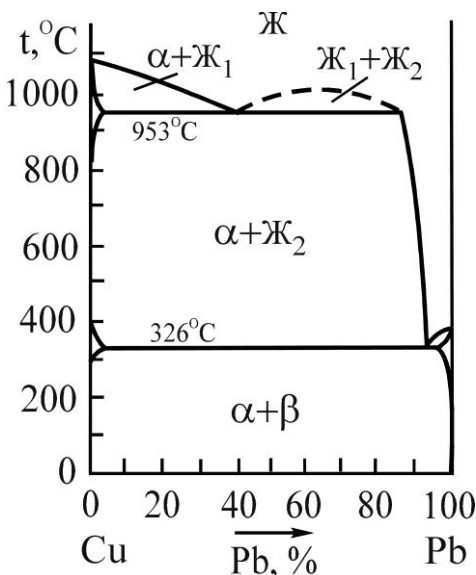


Рис.11. Диаграмма состояния системы медь-свинец

Однако эвтектика по составу совпадает с чистым свинцом (99,98%), а α -фаза - с чистой медью, поэтому можно сказать, что фактически микроструктура сплава состоит из зерен двух металлов - свинца и меди.

На рис.12 представлена микроструктура свинцовистой бронзы марки БрС30, состоящая из светлых зерен α -фазы (фактически меди) и темных зерен эвтектики (фактически свинца). Свинцовистые бронзы являются высококачественными антифрикционными материалами и применяются для изготовления опорных и шатунных подшипников мощных турбин, авиационных моторов, дизелей и других машин.

11.2.3. Микроструктура сплавов на основе магния

Микроструктура магниевых сплавов в равновесном состоянии определяется соответствующими диаграммами состояния. В качестве примера на рис.13 приведена микроструктура сплава МЛ5, содержащего помимо магния 8%Al; 0,8%Zn и 0,3%Mn. Алюминий и цинк введены в сплав для упрочнения, а марганец - для повышения коррозионной стойкости.

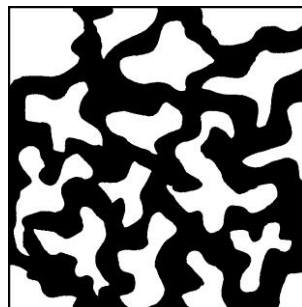


Рис.12. Схема микроструктуры свинцовистой бронзы марки БрС30 в литом состоянии. α -фаза и эвтектика ($\alpha + \beta$). $\times 340$

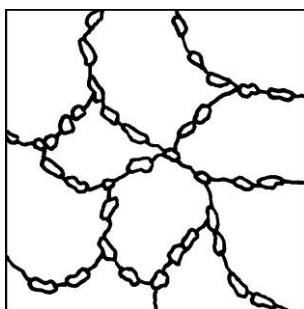


Рис.13. Схема микро-
структуры сплава марки МЛ5 в
литом состоянии. α -фаза и γ -
фаза (Mg_4Al_3). $\times 600$

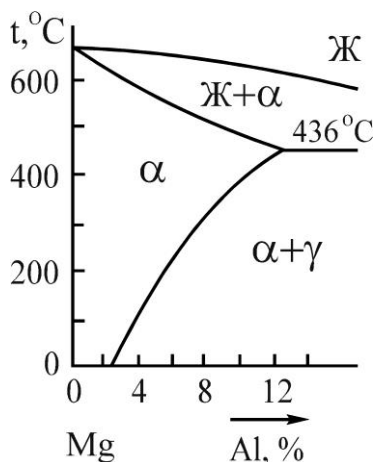


Рис.14. Фрагмент диа-
граммы состояния системы маг-
ний - алюминий

Поскольку растворимость цинка в магнии в твердом состоянии составляет не менее 1,7% и, следовательно, все количество цинка входит в твердый раствор, не присутствуя в сплаве как самостоятельная структурная составляющая, а марганцовистая фаза при используемых в работе увеличениях ввиду малого ее количества не выявляется, то микроструктура сплава марки МЛ5 может быть определена в соответствии с двойной диаграммой состояния системы Mg-Al (рис.14).

Микроструктура сплава марки МЛ5 (см. рис.13) состоит из светлых зерен α -твердого раствора алюминия в магнии и более темных включений γ -фазы (соединения Mg_4Al_3), располагающихся по границам зерен α -фазы.

11.2.4. Микроструктура сплавов на основе олова

Микроструктура сплавов на основе олова в равновесном состоянии также может быть определена с помощью соответствующих диаграмм состояния, например, оловянистого баббита марки Б83 - с помощью тройной диаграммы состояния системы Sn-Sb-Cu. Микроструктура этого сплава в литом состоянии состоит из тройной эвтектики в виде основного темного поля α -твердого раствора сурьмы в олове и равномерно распределенных светлых мелких включений соединения SnSb и Cu_6Sn_5 , светлых крупных кристаллов соединения SnSb и светлых мелких кристаллов соединения Cu_6Sn_5 в виде игл или звездочек (рис.15).



Соединение Cu_6Sn_5 кристаллизуется в первую очередь и равномерно распределяется в объеме жидкости, образуя своеобразную сетку, препятствующую ликвации по удельному весу легких кристаллов SnSb . При этом вся медь, находящаяся в сплаве, расходуется на образование соединения SnSb .

Мягкая, пластичная основа в виде тройной эвтектики и твердые включения соединений SnSb и Cu_6Sn_5 обеспечивают высокий уровень антифрикционных свойств и применяются для заливки подшипников газовых турбин, турбокомпрессоров, турбонасосов и др.

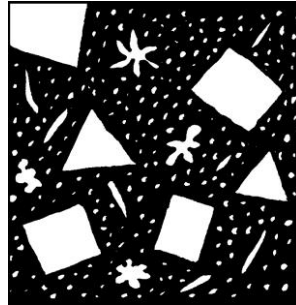


Рис.15. Схема микро-структуры баббита марки Б83 в литом состоянии. SnSb , Cu_6Sn_5 и тройная эвтектика ($\alpha + \text{SnSb} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$). $\times 200$

11.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите классификацию, характеристику и особенности формирования структуры цветных сплавов в условиях равновесия.
- Изучите микроструктуру цветных сплавов (альбом, с.25-29).
- Изобразите схемы микроструктур изученных цветных сплавов.
- Выполните микроструктурный анализ цветных сплавов.
- Проследите, используя диаграмму, за формированием структуры одного из сплавов при охлаждении из жидкого состояния.

– Составьте отчет о работе.

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Классификация и краткая характеристика изученных сплавов.
- Схемы микроструктур цветных сплавов.
- Микроструктурный анализ цветных сплавов.
- Схемы вероятных микроструктур в процессе охлаждения



из жидкого состояния одного из цветных сплавов.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- По какому принципу цветные сплавы делят на литейные и деформируемые?
- Какие сплавы называются дуралюминами, какие - силуминами?
- В чем заключается модифицирование силумина, какое изменение в структуре и свойствах оно вызывает?
- Какие сплавы называются латунями, какие бронзами?
- В чем различие по составу, структуре и свойствам однофазных и двухфазных латуней?
- Каково влияние олова на структуру и свойства оловянистых бронз?
- Какой состав, структуру и свойства имеет свинцовистая бронза марки БрС30?
- Какие легирующие элементы используются в магниевых сплавах?
- Каковы требования, предъявляемые к антифрикционным материалам? Какова структура баббита марки Б83?
- Каковы принципы маркировки цветных сплавов?



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. Металловедение. / А.П.Гуляев. - М.: Металлургия, 1986. - 544 с.
2. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. / Ю.М.Лахтин. - М.: Металлургия, 1984. - 360 с.
3. Материаловедение / Б.Н.Арзамасов, И.И.Сидорин, Г.Ф.Косолапов и др. - М.: Машиностроение, 1986. - 384 с..
4. Геллер Ю.А. Материаловедение. / Ю.А.Геллер, А.Г.Рахштадт. - М.: Металлургия, 1986. - 456 с.



ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №12

МИКРОСТРУКТУРА ПРИПОЕВ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: изучение микроструктуры и свойств наиболее употребительных припоев

12.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Пайка металлов - способ соединения металлов в твердом состоянии припоями, которые при температуре пайки смачивают паяемые поверхности, заполняют зазор между ними и при кристаллизации образуют паяный шов.

Материалы, подвергаемые пайке, называются основными. Металл или сплав, вводимый для соединения основных металлов и имеющий более низкую температуру плавления, называется припоем.

При формировании паяного соединения образуется два слая, т.е. два переходных слоя на границе основной материал - припой. При соединении различных материалов, например, металла со стеклом, керамикой, полупроводниками структура спаев неодинакова. Возможность образования спаев характеризуется паяемостью, т.е. способностью паяемого материала и расплавленного припоя вступать в химическое взаимодействие и образовывать паяное соединение. Паяемость определяется не только природой материалов, но и условиями пайки: температурой процесса, обработкой поверхностей, газовой средой, используемыми флюсами и т.п. Так, например, известно, что в обычных условиях железо не паяется чистым оловом, так как оно расплавленным оловом не смачивается. Однако при температурах 960-1000°C в атмосфере водорода олово хорошо смачивает поверхность железа, растекается по ней, затекает в капиллярный зазор и в результате формируется прочное соединение. Следовательно, для оценки паяемости необходимо рассматривать конкретную пару основной материал - припой в конкретных условиях пайки. Паяемость определяется экспериментально.

Ранее пайка применялась чаще всего для соединения деталей, изготовленных из железоуглеродистых сплавов, а также меди и сплавов на ее основе. В настоящее время в паяемых конструкциях успешно используют также никелевые сплавы (жаропрочные, жаростойкие), легкие сплавы на основе титана, алюминия, магния, бериллия. Более ограниченное применение имеет пайка сплавов на основе тугоплавких металлов: хрома, мо-



либдена, вольфрама, тантала и ниобия.

В качестве припоев используются различные чистые мети-мы и металлические сплавы. Для обеспечения качественного со-единения и возможности широкого использования в промышлен-ности припои должны обладать следующими свойствами:

- 1) иметь температуру плавления ниже температуры плавле-ния основных металлов;
- 2) при температуре пайки хорошо смачивать основной ме-талл и заполнять соединительные зазоры;
- 3) обеспечивать получение прочных и коррозионно-стойких соединений;
- 4) иметь близкий с основным металлом коэффициент тер-мического расширения;
- 5) по возможности не содержать дефицитных компонентов;
- 6) иметь доступную технологию производства.

То положение, что пайка осуществляется при температурах ниже точек плавления основных материалов, обеспечивает важ-ное преимущество пайки перед сваркой, так как при этом имеется возможность разъединения элементов конструкций без наруше-ния их размеров и конфигурации.

1. Мягкие припои, которые имеют низкую температуру плавления и обеспечивают паяный шов с низкими механическими свойствами, предел прочности при растяжении составляет 53-70 МПа.

2. Твердые припои с высокой температурой плавления и более высокими механическими свойствами образуемого паяного соединения.

Однако это деление в настоящее время несколько утратило смысл, так как разработано множество новых составов припоев и новых способов пайки. Разделение припоев на мягкие и твердые справедливо только для составов наиболее широко применяемых в технике.

12.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПРИПоеВ

12.2.1. Микроструктура мягких припоев

К группе мягких припоев относятся припои на основе олова – оловянно-свинцовые, оловянно-цинковые; цинка – цинкокадми-евые, цинкоалюминиевые, цинкомедные, а также свинцовые, кадмиевые, индиевые, висмутовые припои, галлиевые пасты.

Оловянно-свинцовые припои применяются для пайки ста-лей, никеля, меди и ее сплавов. Они обладают высокой прочно-



Материаловедение

стью и коррозионной стойкостью, технологичностью, хорошей сопротивляемостью знакопеременным нагрузкам и достаточно высокой смачиваемостью по отношению ко многим металлам и сплавам. Их состав и область применения приведены в табл.1.

Структура данных сплавов соответствует диаграмме олово-свинец (рис.1). Эти металлы в твердом состоянии обладают ограниченной растворимостью, α -фаза представляет собой ограниченный твердый раствор свинца в олове, β -фаза - ограниченный твердый раствор олова в свинце. При температуре 183°C в системе протекает эвтектическая реакция с образованием эвтектической смеси ($\alpha+\beta$). При понижении температуры ниже 183°C вследствие понижения растворимости олова и свинца в твердом состоянии должны выделяться вторичные фазы α_{II} и β_{II} . Как самостоятельные структурные составляющие они не обнаруживаются, они находятся в поле эвтектики, присоединяясь к существующим первичным фазам α и β .

Таблица 1

Состав и область применения оловянно-свинцовых припоев

Марка припоя	Химический состав, %		Температура плавления, $^{\circ}\text{C}$		Применение
	Sn	Pb	солидус	ликвидус	
ПОС-90	89-91	ост	183	220	Для пайки посуды, медицинской аппаратуры
ПОС-61	60-62	ост	183	185	Для пайки меди, латуней, бронз, сталей
ПОС-40	39-41	ост	183	235	То же
ПОС-10	9-10	ост	183	256	То же

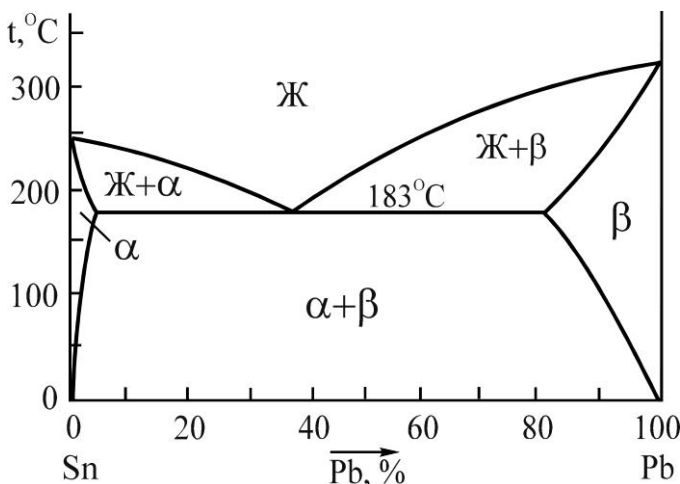


Рис.1. Диаграмма состояния системы олово-свинец

Наиболее употребительным является сплав марки ПОС-61. Сплав имеет близкую к эвтектической концентрацию и называется третником, так как содержит приблизительно $1/3$ Pb и $2/3$ Sn. Микроструктура сплава марки ПОС-61 показана на рис.2, она состоит из эвтектической смеси $(\alpha+\beta)$ в виде темных включений β -фазы на светлом поле α -фазы.

Сплав марки ПОС-40 является заэвтектическим. Его микроструктура состоит из темных первичных зерен β -твердого раствора олова в свинце и эвтектики $(\alpha+\beta)$ в виде темных включений β -фазы на светлом поле α -фазы, внутри первичных зерен видны светлые кристаллы вторичной α -фазы (рис.3). Травление сплавов типа ПОС производится обычно 4%-ным раствором HNO_3 в спирте. Сплавы марок ПОС-61 и ПОС-40 обладают наибольшей прочностью и технологичностью из оловянно-свинцовых припоев. Припой ПОС-61 имеет предел прочности при растяжении 47 МПа, относительное удлинение 34%, припой ПОС-40 соответственно 38 МПа и 54%.

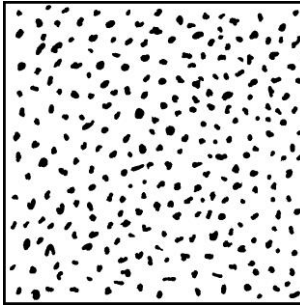


Рис.2. Схема микроструктуры сплава марки ПОС-61. Эвтектика ($\alpha+\beta$) $\times 500$

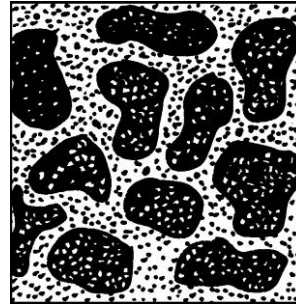


Рис.3. Схема микроструктуры сплава марки ПОС-40. β -фаза, α_{II} -фаза и эвтектика ($\alpha+\beta$) $\times 200$

Для повышения механических свойств в оловянно-свинцовые припои иногда вводят до 6% сурьмы. Марки таких припоев - ПОССу18-2 и ПОССу4-6. Добавление сурьмы в большем количестве нецелесообразно, так как это приводит к выделению сурьмы в свободном состоянии, что в сильной степени охрупчивает сплав.

В последние годы на основе олова разработаны припои с повышенной коррозионной стойкостью в тропических условиях. Это припои марок ВПр6 и ВПр9. Состав сплавов следующий: припой марки ВПр6 7,5 \pm 0,5% сурьмы; 8,0 \pm 0,5% серебра; остальное олово (интервал кристаллизации 245-270 $^{\circ}$ C); припой марки ВПр9 (1,0 \pm 0,2% сурьмы; 5,0 \pm 0,5% серебра; 2,0 \pm 0,5% меди; остальное олово (интервал кристаллизации 220-250 $^{\circ}$ C)).

Наряду с оловянно-свинцовыми припоями для тех же целей применяются оловянно-цинковые, которые содержат 90, 70, 60 и 40% олова, остальное цинк. Марки припоев: ПОЦ-90, ПОЦ-70, ПОЦ-60 и ПОЦ-40. По сравнению с оловянно-свинцовыми эти припои обладают более высокой прочностью, но меньшей пластичностью.

Структура этих сплавов соответствует диаграмме состояния олово-цинк (рис.4). В твердом состоянии олово и цинк имеют ограниченную растворимость друг в друге, образуя α - и β -твердые растворы соответственно цинка в олове и олова в цинке. Фактически структура сплавов состоит из смеси зерен олова и цинка.

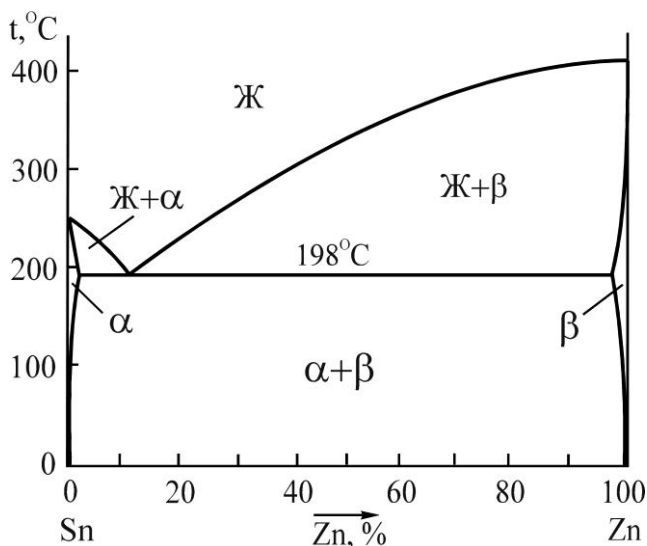
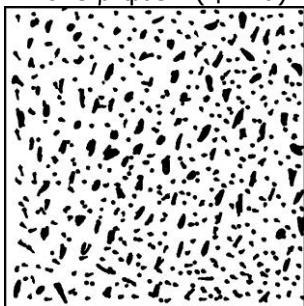
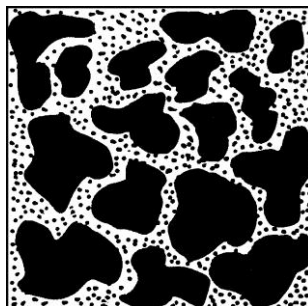


Рис.4. Диаграмма состояния системы олово-цинк

Наиболее высокими свойствами обладает припой марки ПОЦ-90, по составу близкий к эвтектическому. Он имеет самую низкую температуру плавления, которая из-за колебаний химического состава лежит в интервале 198-202°C. Микроструктура этого сплава показана на рис.5, она состоит из эвтектической смеси, представляющей собой темные включения α -фазы (олова) на светлом поле β -фазы (цинка).

Рис.5. Схема микроструктур сплава марки ПОЦ-90 Эвтектика ($\alpha+\beta$). $\times 500$ Рис.6. Схема микроструктуры сплава марки ПОЦ-30 α -фаза и эвтектика($\alpha+\beta$). $\times 200$

На рис.6 представлена структура припоя марки ПОЦ-40. Сплав - заэвтектический, микроструктура состоит из первичных зерен α -фазы (олова) и эвтектической смеси α -и β -фаз (цинка и олова).



Травление оловянно-цинковых припоев производится обычно следующим реактивом: 10-12 капель состава (94 мл HNO_3 и 6 г Cr_2O_3) на 100 мл воды.

Припой на основе цинка применяются для пайки алюминия, магния и сплавов на их основе. В состав припоев входят кадмий, алюминий, медь. Наиболее употребительным и технологичным из них является сплав цинка с 40% кадмия. Этот припой имеет температуру плавления 266°C , предел прочности при растяжении 100 МПа и относительное удлинение 5%.

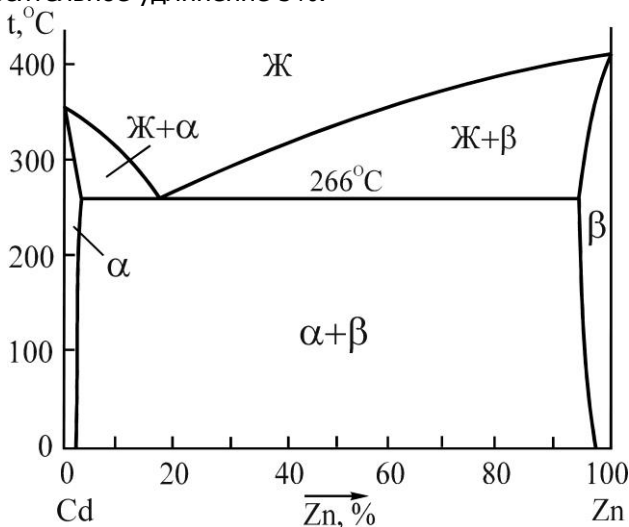


Рис.7. Диаграмма состояния системы кадмий – цинк

Структура цинкокадмиевого припоя соответствует диаграмме состояния кадмий-цинк, представленной на рис.7. В твердом состоянии цинк и кадмий имеют ограниченную растворимость, α -фаза представляет собой твердый раствор на основе кадмия, β -фаза - твердый раствор на основе цинка. При температуре 266°C в системе протекает эвтектическое превращение.

Рассматриваемый припой является заэвтектическим сплавом, его микроструктура состоит из темных первичных зерен β -твердого раствора кадмия в цинке и эвтектики в виде темных включений β -фазы на светлом поле α -твердого раствора цинка в кадмии (рис.8). Поскольку с понижением температуры взаимная растворимость кадмия и цинка уменьшается, то ниже 266°C должны выделяться вторичные твердые растворы.



Однако как самостоятельная структурная составляющая они в структуре не обнаруживаются. Травление сплава обычно производится реактивом, используемым для травления оловянно-цинковых припоев.

Кроме рассматриваемых выше, к группе мягких припоев относятся также свинцовые припои, кадмиевые, индиевые, висмутовые, галлиевые пасты.

Свинцовые припои легируются серебром, оловом, медью и никелем.

Они теплостойки, имеют высокий порог хладноломкости, но относительно низкую технологичность. Используются для пайки медных и латунных деталей.

Кадмиевые припои легируются оловом и серебром. Они обладают высокой прочностью, пластичностью. Паяные с их помощью детали могут работать до температуры 200-250°C. Недостатком является сравнительно низкая технологичность. Кадмиевые припои применяются для пайки меди и сплавов на ее основе, а также омедненной стали и алюминия.

Индиевые припои находят в последние годы широкое применение, несмотря на дефицитность индия. Легирующими элементами являются олово, серебро, цинк. Все эти сплавы низкотемпературны, поскольку индий имеет температуру плавления 156,4°C. Применяются для пайки металлов, полупроводников, а также металлов со стеклом, керамикой.

Висмутовые припои находят ограниченное применение, так как очень хрупки и плохо смачивают поверхность большинства употребляемых металлов. Их используют только для пайки плавких предохранителей.

Галлиевые пасты представляют собой композиции галлия с порошками-наполнителями, в роли которых выступают порошки соединяемых металлов. Галлий имеет низкую температуру плавления 29,8°C, поэтому в виде паст припои на его основе существуют при температуре 20-30°C и с течением времени затвердевают. Температура плавления затвердевшего припоя значительно выше, чем галлия. При затвердевании происходит увеличение объема сплава, поэтому соединяемые пайкой детали рекоменду-

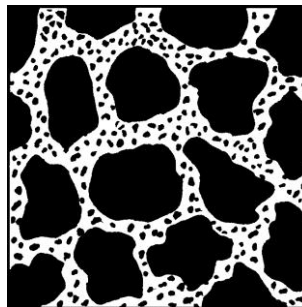


Рис.8. Схема микро-структуры сплава состава 40% кадмия и 60% цинка. β -фаза и эвтектика ($\alpha+\beta$)



ется подвергать сжатию. Паяные с помощью галлиевых паст соединения работают только при комнатной температуре, предел прочности при растяжении составляет 20-50 МПа.

12.2.2. Микроструктура твердых припоев

К группе твердых припоев относятся серебряные припои и припои на его основе.

Серебряные припои широко используются для пайки меди и ее сплавов, их можно применять также для пайки никеля и сталей. Серебряные припои обладают высокой температурой плавления, достаточной прочностью и пластичностью, хорошей жидкотекучестью. Предел прочности при растяжении составляет 300-350 МПа, относительное удлинение 15-35%. Применение этих сплавов ограничивается высокой стоимостью и дефицитностью серебра.

Таблица 2

Состав медно-серебряных припоев*

Марка припоя	Химический состав, %		Температура плавления, °C	
	Ag	Cu	солидус	ликвидус
ПСр 72	72±0,5	ост	779	779
ПСр 50	50±0,5	ост	779	850

* Примеси не более 0,25%

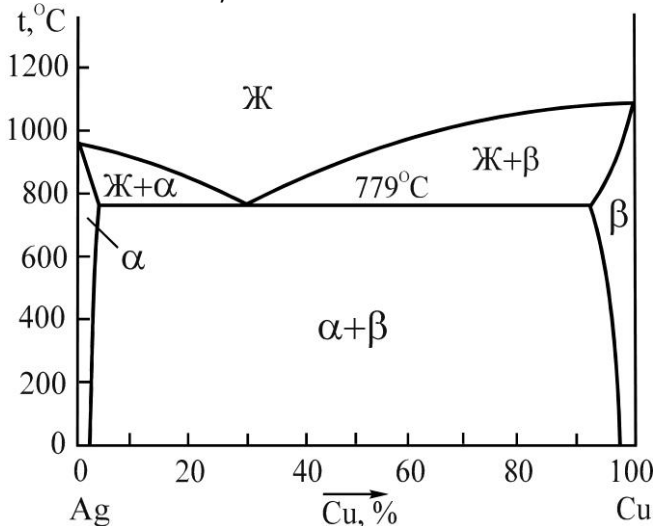


Рис.9. Диаграмма состояния системы серебро-медь



Находят использование как двойные сплавы серебра с медью, так и многокомпонентные сплавы с медью, цинком и кадмием. Для понижения температуры плавления и улучшения технологических свойств в них иногда вводят в небольших количествах фосфор и олово. Для улучшения смачивающей способности припоев системы серебро-медь в их состав вводят до 5% палладия, что повышает качество паяных соединений. Добавки лития также увеличивают смачивающую способность серебряных припоев по отношению к сталям и медным сплавам.

Состав медно-серебряных припоев представлен в табл.2. Структура этих сплавов соответствует диаграмме состояния серебро-медь (рис.9).

В твердом состоянии эти металлы имеют ограниченную растворимость, α -фаза представляет собой ограниченный твердый раствор на основе серебра, β -фаза - ограниченный твердый раствор на основе меди. При температуре 779°C в системе протекает эвтектическая реакция.

На рис.10 показана микроструктура припоя марки ПСр50, состоящая из темных первичных зерен β -фазы и эвтектики в виде темных включений β -фазы на светлом поле α -фазы. С понижением температуры растворимость серебра и меди в твердом состоянии уменьшается, поэтому при равновесной кристаллизации должны выделяться вторичные фазы α_{II} и β_{II} . Они находятся в поле эвтектики и внутри первичных зерен. Травление сплава производится обычно реактивом $\text{HCl} + \text{FeCl}_2 + \text{вода}$ в соотношении 1:1:4.

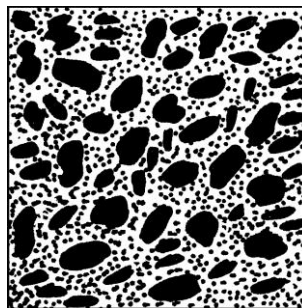


Рис.10. Схема микроструктуры сплава марки ПСр50. β -фаза и эвтектика($\alpha + \beta$). $\times 340$

Однако при пайке из-за подавления диффузионных процессов в результате ускоренного охлаждения вторичные фазы α_{II} и β_{II} не выделяются.

Припои тройной системы серебро-медь-цинк также обеспечивают соединения высокой прочности и пластичности. Они применяются для пайки ответственных деталей из сталей, а также меди и ее сплавов. В эти припои иногда вводят марганец для повышения теплостойкости. Такие припои используются для пайки медных и стальных деталей, работающих при температурах до 600°C .

Достаточно широкое применение находят также припои си-



стемы серебро-медь-цинк-кадмий. Наиболее употребительным из них является заэвтектический сплав марки ПСр40, который имеет состав: 39-41% серебра; 16,4-17,4% меди; 16,6-17,8% цинка; 25-25,5% кадмия. Температура плавления составляет 595-605^oС, сплав применяется для пайки стальных и медных изделий, когда необходимо сохранить характеристики прочности закаленной стали или избежать коробления в процессе пайки. Прочность получаемых пайкой изделий очень велика.

12.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите принципы пайки, классификацию и характеристику припоев.
- Изучите микроструктуры припоев (альбом, с.30).
- Изобразите схемы микроструктур припоев.
- Выполните микроструктурный анализ припоев.
- Проследите за формированием структуры одного из припоев в процессе охлаждения из жидкого состояния.
- Составьте отчет о работе.

СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Принципы пайки, классификация и характеристика припоев.
- Схемы микроструктур припоев.
- Микроструктурный анализ припоев.
- Схемы вероятных микроструктур в процессе охлаждения из жидкого состояния одного из припоев.



КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Какой способ соединения элементов конструкций называется пайкой?
- Что называется припоем, основным металлом, спаем?
- Какими свойствами должны обладать припои?
- В чем заключается преимущество пайки перед сваркой?
- Какие сплавы относятся к группе мягких припоев и где они используются?
- Какие сплавы относятся к группе твердых припоев и где они используются?
- Какую структуру имеют припои оловянно-свинцовые, оловянно-цинковые?
- Какую структуру имеют цинкокадмиевые припои?
- Какие свойства паяных соединений обеспечивают твердые припои?
- Какую структуру имеют серебряные припои?



РЕКОМЕНДУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. Металловедение. / А.П.Гуляев. - М: Металлургия, 1986. - 544 с..
2. Материаловедение / В.Н.Арзамасов, И.Н.Сидорин, Г.Ф.Косолапов и др.- М: Машиностроение, 1986. - 384 с.



ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

ВВЕДЕНИЕ

Курс "Материаловедение" является одним из основных в цикле общетехнической подготовки инженеров машиностроительного профиля различных специальностей. Этот курс, в котором изучаются закономерности, определяющие строение и свойства материалов в зависимости от их состава и условий обработки, имеет важное научное и прикладное значение.

Лабораторный практикум по курсу "Материаловедение" предназначен для приобретения практических навыков и закрепления теоретических знаний в области материаловедения. Он состоит из лабораторного практикума по металловедению (часть I) и лабораторного практикума по термической обработке металлов и сплавов (часть 2). Часть 2 включает в себя лабораторные работы, посвященные изучению технологических приемов термической обработки, оценке структуры и свойств после их использования ("Закалка и отпуск углеродистой стали", "Закалка и отпуск легированной стали", "Термическая обработка дуралюмина" и др.). Выполнение лабораторного практикума по термической обработке металлов и сплавов позволит студенту овладеть широко используемыми в заводской практике технологическими приемами термической обработки, оценить возможные изменения структуры и свойств различных металлических материалов при их использовании. Многие работы практикума носят характер научных исследований, позволяющих закрепить ранее приобретенные знания и навыки в обработке результатов эксперимента, составлении и оформлении отчета по работе, умении делать выводы по работе.

В работах лабораторного практикума приведены контрольные вопросы, позволяющие студенту проверить свою готовность к выполняемой работе.



1. ИЗМЕРЕНИЕ ТВЕРДОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ

Лабораторная работа № 13

ЦЕЛЬ РАБОТЫ - изучение методических основ и приемов измерения твердости и микротвердости металлов.

1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И ПРИЕМЫ ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ

Твердость, как характеристика механических свойств, представляет собой способность материалов сопротивляться местной упругой или пластической деформации при воздействии (вдавливании, царапании, падении и отскоке) более твердых тел. Твердость, определяемая по отскоку, - твердость по Шору характеризует упругие свойства; твердость, определяемая царапанием, - твердость по Моосу - сопротивление разрушению (для большинства металлов путем среза); твердость, определяемая вдавливанием, - твердость по Бринеллю, - по Виккерсу, - по Роквеллу - сопротивление пластической деформации. Также методом вдавливания определяется микротвердость - твердость микроскопических объемов материала, как правило, отдельных фаз или структурных составляющих.

Наибольшее применение получили методы измерения твердости путем вдавливания более твердых тел, заключающиеся во вдавливании под большой нагрузкой наконечника из более твердого материала - индентора в виде шарика, конуса или пирамиды, пластически деформирующего поверхностные слои металла под ним и вокруг него, и получении после её снятия отпечатка. Геометрические характеристики отпечатка (площадь, глубина) и используемая нагрузка являются исходными для определения твердости металлов. Особенность происходящей при этом пластической деформации состоит в том, что она протекает в небольшом объеме (определенном месте), окруженном деформированным металлом. В таких условиях испытания, близких к всестороннему неравномерному сжатию, возникают главным образом касательные напряжения, а доля растягивающих напряжений незначительна по сравнению с получаемыми при других видах механических испытаний (на растяжение, изгиб, кручение, сжатие). Поэтому при измерении твердости вдавливанием пластическую деформацию испытывают не только пластичные сплавы, но и спла-



вы (например, чугуны), разрушающиеся при обычных механических испытаниях хрупко, почти без макроскопически заметной пластической деформации. Таким образом, твердость по методу вдавливания характеризует сопротивление местной пластической деформации, а ее измерение является местным механическим испытанием поверхностных свойств материала.

1.1.1. Измерению твердости по Бринеллю.

Измерение твердости по Бринеллю (ГОСТ 9012-73) заключается во вдавливании в испытываемый образец индентора в виде стального шарика определенного диаметра D под действием заданной нагрузки P в течение определенного времени, получении отпечатка диаметром d и определении значения твердости HB (H - Härte, нем., твердость; B - Brinell, нем., Бринелль), как отношения приложенной нагрузки P , H , к площади сферической поверхности (шарового сегмента) отпечатка F , мм^2 (рис.1.1):

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{2P}{\pi \cdot D \cdot \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}$$

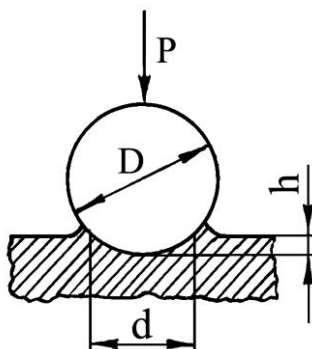


Рис.1.1. Схема измерения твердости по Бринеллю

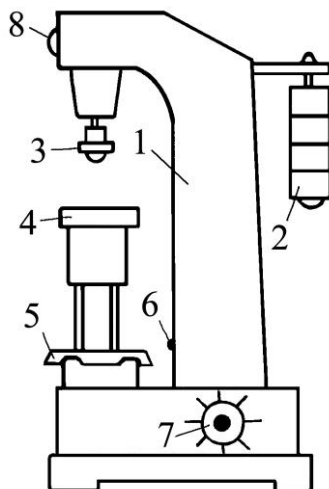


Рис.1.2. Общий вид прибора для измерения твердости по Бринеллю марки ТШ-1

Для измерения твердости по Бринеллю применяют специальные приборы - прессы электромеханического и гидравлического действия. Например, пресс электромеханического действия марки ТШ-1 (T - твердомер, Ш - шарик. индентор) (рис.1.2)



Материаловедение

состоит из нагружающего механизма и электродвигателя, расположенных в станине 1, сменных грузов 2, индентора 3 в виде шарика, столика 4, маховика 5, кнопки включения нагружения 6 и механизма установки времени выдержки под нагрузкой 7. В качестве индентора в зависимости от характера и толщины испытуемого материала используют закаленные шарики из стали типа ШХ15 диаметром 10; 5 и 2,5 мм, а нагрузку выбирают в зависимости от качества материала как $P = K \cdot D^2$, где K - постоянный для данного материала коэффициент, равный 294,3 Н/мм² для стали, чугуна и высокопрочных сплавов; - 98,1 и 24,5 Н/мм² для сплавов на основе меди и алюминия. Время действия нагрузки находится в пределах 10-60 с. Для сравнимости получаемых результатов испытаний стандартом регламентированы длительность нагружения и время выдержки под нагрузкой, так как некоторые металлы "текут" при ее действии в течение некоторого времени. Для характеристики условий измерения твердости приводят значение нагрузки, диаметр шарика и длительность нагружения. Например, обозначение НВ 5/2450/30-2000 означает, что значение твердости 2000 МПа получено при измерении шариком диаметром 5 мм под нагрузкой 2450 Н в течение 30с. При использовании предпочтительной нагрузки 29430 Н, индентора в виде шарика 10 мм и длительности нагружения 10-15 с условия измерения твердости не указываются, например НВ 2800. Методом Бринелля испытывают материалы толщиной более 1-2 мм, имеющие твердость НВ не более 4500 МПа.

Перед измерением твердости для получения горизонтальной, ровной, гладкой, без окалины и других дефектов поверхности последняя должна быть обработана в зависимости от качества материала наждачным камнем, шлифовальной шкуркой или напильником. При этом как испытываемая, так и опорная поверхности образца должны быть плоскими и параллельными. Это повышает точность измерения твердости. При подготовке поверхности испытуемый образец не должен нагреваться выше 100^oС.

При измерении твердости испытываемый образец помещают на столик 4 подготовленной поверхностью к индентору 3 (см. рис. 1.2). Вращая вручную маховик 5 по часовой стрелке до упора, поднимают столик 4 прибора, вдавливая тем самым шарик прибора в испытуемую поверхность и создавая предварительное нагружение в 981 Н. Нажатием кнопки 6 включают электродвигатель (о чем свидетельствует загорание сигнальной лампочки 8) и нагружающий механизм, вдавливающий шариковый индентор 3 под действием нагрузки 2 в испытуемую поверхность. После



выдержки под нагрузкой 2 в течение заданного с помощью механизма 7 времени автоматически выключается электродвигатель (сигнальная лампочка потухает), вращением маховика 5 вручную против часовой стрелки опускается столик 4 и с него снимается образец с полученным отпечатком.

Диаметр отпечатка измеряют с помощью измерительного микроскопа или лупы (рис.1.3) в двух взаимно перпендикулярных направлениях, определяя его как среднее арифметическое из двух измерений.

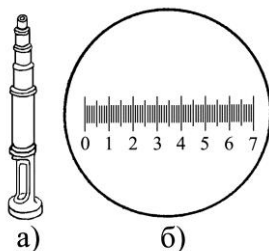


Рис.1.3. Лупа для измерения отпечатков: а - общий вид; б- шкала лупы

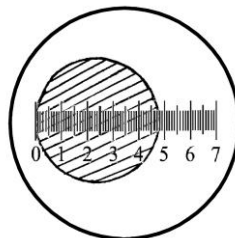


Рис.1.4. Схема снятия отсчета по шкале лупы

Лупа имеет шкалу (см. рис.1.3, б) с ценой деления 0,05 мм. При измерении диаметра отпечатка лупу нижней опорной частью необходимо плотно установить на испытываемую поверхность образца над отпечатком, обратив нижнюю часть лупы к свету и поворачивая окуляр, добиться чёткого изображения краев отпечатка. Затем передвигая лупу, надо один край отпечатка совместить с началом шкалы. Деление шкалы, совпадающее с противоположным краем отпечатка, и будет соответствовать диаметру отпечатка (на рис.1.4 диаметр отпечатка $d = 4,80$ мм).

Затем лупу или образец поворачивают на 90° , измеряют диаметр отпечатка второй раз и вычисляют среднее арифметическое значение диаметра отпечатка, по которому с помощью специальных таблиц определяют значение твердости НВ (табл.1.1). При измерении твердости необходимо соблюдать следующие условия: образец должен иметь толщину не меньше, чем 10-кратная глубина отпечатка; центр отпечатка должен быть удален от края образца не меньше, чем на $4d$; центр отпечатка при повторных измерениях должен находиться от центра соседнего отпечатка на расстоянии не менее $2D$. Для достоверного определения твердости необходимо выполнить массив измерений на нескольких образцах и статистически его обработать.



Таблица 1.1

Значения твердости по Бринеллю НВ в зависимости от диаметра отпечатка d

Диаметр отпечатка d_{10} , $2d_5$ или $4d_{2,5}$, мм	Значение твердости НВ, МПа при нагрузке P, Н			Диаметр отпечатка d_{10} , $2d_5$ или $4d_{2,5}$, мм	Значение твердости НВ, МПа при нагрузке P, Н		
	$294,3 \cdot D^2$	$98,1 \cdot D^2$	$24,5 \cdot D^2$		$294,3 \cdot D^2$	$98,1 \cdot D^2$	$24,5 \cdot D^2$
1	2	3	4	5	6	7	8
2,90	4440	-	-	4,50	1790	595	149
2,95	4290	-	-	4,55	1740	581	145
3,00	4150	-	346	4,60	1700	568	142
3,05	4010	-	334	4,65	1670	555	139
3,10	3880	1290	323	4,70	1630	543	136
3,15	3750	1250	313	4,75	1590	530	133
3,20	3630	1210	303	4,80	1560	519	130
3,25	3520	1170	293	4,85	1520	507	127
3,30	3410	1140	284	4,90	1490	496	124
3,35	3310	1100	276	4,95	1460	486	122
3,40	3210	1070	267	5,00	1430	475	119
3,45	3110	1040	259	5,05	1400	465	116
3,50	3020	1010	252	5,10	1370	455	114
3,55	2930	977	245	5,15	1340	446	112
3,60	2850	956	237	5,20	1310	437	109
3,65	2770	923	231	5,25	1280	428	107
3,70	2690	897	224	5,30	1260	419	105
3,75	2620	872	218	5,35	1230	410	103
3,80	2550	849	212	5,40	1210	402	101
3,85	2480	826	207	5,45	1180	394	98,6
3,90	2410	804	201	5,50	1160	386	96,6



Материаловедение

3,95	2350	783	196	5,55	1140	379	94,6
4,00	2290	763	191	5,60	1110	371	92,7
4,05	2230	743	186	5,65	1090	364	81,0
4,10	2170	724	181	5,70	1070	357	89,3
4,15	2120	706	176	5,75	1050	350	87,6
4,20	2070	688	172	5,80	1030	343	85,9
4,25	2010	671	168	5,85	1010	337	84,3
4,30	1970	655	164	5,90	992	331	82,6
4,35	1920	639	160	5,95	973	324	81,1
4,40	1870	624	156	6,00	955	318	79,6
4,45	1830	609	152	-	-	-	-

1.1.2. Измерение твердости по Роквеллу.

Измерение твердости по Роквеллу (ГОСТ 9013-59) заключается во вдавливании в испытываемый образец индентора в виде алмазного (твердосплавного) конуса с углом при вершине $\alpha=120^\circ$ или стального шарика диаметром 1,588 мм под действием двух последовательно прилагаемых нагрузок - предварительной P_0 и основной P_1 , получении отпечатка глубиной h и определении значения твердости HR (H - Härte, нем., твердость; R - Rockwell, нем., Роквелл) как $K-e$, где K - постоянная величина, e - величина, равная $h-h_0/0,002$ (h - глубина вдавливания индентора в испытываемый материал под действием общей нагрузки $P = P_0+P_1$, измеренная после снятия основной нагрузки P_1 под действием предварительной P_0 ; h_0 - глубина вдавливания индентора под действием предварительной нагрузки P_0 ; 0,002 - величина осевого перемещения индентора в мм, соответствующая условной единице твердости HR) (рис.1.5). Значение твердости по Роквеллу - отвлеченное число, выраженное в условных единицах.

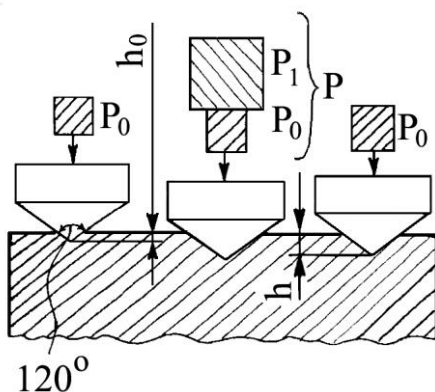


Рис.1.5.Схема измерения твердости по Роквеллу при давлении конусного индентора

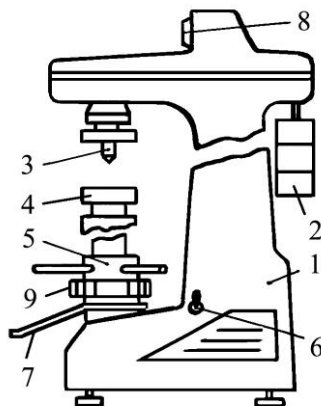


Рис.1.6.Общий вид прибора для измерения твердости по Роквеллу марки ТК-2

Для измерения твердости по Роквеллу применяют специальные приборы - прессы также электромеханического и гидравлического действия. Например, пресс электромеханического действия марки ТК-2 (Т-твердомер, К- конусный индентор) (рис.1.6) состоит из нагружающего механизма и электродвигателя, расположенных в станине 1, сменных грузов 2, индентора 3 в виде алмазного конуса или стального шарика с ограничительным чехлом, столика 4, маховика 5, тумблера включения электродвигателя 6, и клавиши (педали) включения нагружения 7, индикатора 8, барабана 9 для поворота круговой шкалы индикатора. Предварительная нагрузка P_0 при измерении твердости составляет 98 Н, основная P_1 – 490, 883 и 1373 Н, а общая $P=P_0+P_1$ - 588, 981, 1471 Н. В зависимости от характера материала в качестве индентора используют алмазный (твердосплавный) конус, вдавливаемый в образец с общей нагрузкой 588 Н (шкала А индикатора) и 1471 Н (шкала С), и стальной закаленный шарик, вдавливаемый в образец с общей нагрузкой 981Н (шкала В). Значения твердости отсчитывают по круговой шкале (А, С или В) индикатора и обозначают соответственно как HRA, HRC или HRB. При этом значения твердости HRA и HRC рассчитывают как 100-е ($K=100$), а HRB - как 130-е ($K=130$). В связи с этим на циферблате индикатора с черной (шкала А, С) и красной (шкала В) шкалой последняя смещена по отношению к черной на 30 делений. Угловое перемещение стрелки индикатора на одно деление, соответствующее 0,01 окружности шкалы, отвечает 2 мкм осевого перемещения инден-



тора. Деления циферблата пронумерованы в направлении, обратном движению стрелки. Поэтому число, показываемое стрелкой на циферблате, обратно пропорционально глубине вдавливания, т.е. прямо пропорционально твердости материала. Определение твердости по Роквеллу имеет широкое применение, так как этот метод дает возможность испытывать мягкие, твердые, а также тонкие материалы; проводить измерения твердости деталей ввиду малого размера отпечатков без их порчи; экономить время в связи с быстротой проведения измерения и получением результата на шкале индикатора.

Измерение твердости по шкале С проводят для закаленной и низкоотпущенной стали твердостью HB более 4500 МПа, т.е. в условиях, когда вдавливание стального шарика по методу Бринелля или Роквелла по шкале В в твердый материал может вызвать деформацию шарика и искажение результатов; для материалов средней твердости (HB более 2300 МПа), как более быстрый способ измерения твердости, оставляющий к тому же меньший след на измеряемой поверхности, чем при измерении твердости по Бринеллю; для тонких поверхностных слоев с толщиной более 0,5 мм.

Измерение твердости по шкале В используют для материалов малой твердости (HB менее 2300 МПа).

Измерение твердости по шкале А применяют для очень твердых материалов, например твердых сплавов, вдавливание алмазного конуса в которые с большой нагрузкой может вызвать выкрашивание алмаза, а также для твердых поверхностных слоев толщиной 0,3-0,5 мм или тонких образцов - пластинок.

Для измерения твердости очень тонких слоев металла (толщиной менее 0,3 мм) используют приборы типа Суперроквелл, у которых предварительная нагрузка P_0 составляет 29,4 Н и общая $P=P_0+P_1$ - 147,1, 294,3 и 441,4 Н, а одно деление шкалы индикатора составляет 1 мкм. Поэтому чувствительность этих приборов заметно выше.

Перед измерением твердости поверхности образца должны быть подготовлены так, как и при измерении твердости по Бринеллю. Кроме того, необходимо произвести контроль прибора с целью определения точности его показаний с помощью эталонных (контрольных) плиток с заранее известной твердостью. Если твердость эталонных плиток, измеренная прибором, не соответствует твердости, указанной на них, то к показаниям прибора необходимо ввести соответствующую поправку. Методика контроля прибора аналогична методике измерения твердости.



При измерении твердости испытываемый образец помещают на столик 4 подготовленной поверхностью к индентору 3 и тумблером 6 включают электродвигатель (см.рис.1.6). Вращением маховика 5 по часовой стрелке осторожно поднимают столик 4 с образцом до тех пор, пока последний не упрется в ограничительный чехол индентора 3, малая стрелка индикатора не станет против красной точки, а большая с погрешностью ± 5 делений (которую можно устранить поворотом барабана 9) - против нулевого положения шкалы С. При этом образец подвергается предварительному нагружению. Затем плавным нажатием на клавишу 7 включают нагружающий механизм, обеспечивающий основное нагружение образца, и после окончания цикла нагружения производят отсчет показаний по шкале индикатора. После этого вращением маховика 5 против часовой стрелки опускают столик 4, снимая при этом нагрузку, передвигают образец и повторяют измерение в другом месте образца. Расстояние центра отпечатка от края образца или от центра другого отпечатка должно быть не менее 3 мм. Для достоверного определения твердости необходимо выполнить массив измерений на нескольких образцах. На каждом образце должно быть проведено не менее трех измерений.

В соответствии с ГОСТ 8.064-79 введен государственный специальный эталон, воспроизводящий шкалу С Роквелла, по которому твердость, несколько отличающаяся от значений HRC, обозначается HRC_Э. Перевод значений твердости HRC в значения твердости HRC_Э может быть произведен по таблице 1.2.

Таблица 1.2

Перевод значений твердости HRC_Э шкалы С метода Роквелла, воспроизводимой государственным специальным эталоном, в значения HRC шкалы С, ранее применявшейся в промышленности.

Твердость HRC _Э	Твердость HRC	Твердость HRC _Э	Твердость HRC	Твердость HRC _Э	Твердость HRC	Твердость HRC _Э	Твердость HRC
20,0	17,8	32,0	30,2	44,0	42,5	56,0	54,9
21,5	18,3	32,5	30,7	44,5	43,0	56,5	55,4
21,0	18,8	33,0	31,2	45,0	43,5	57,0	55,9
21,5	19,3	33,5	31,7	45,5	44,1	57,5	56,4
22,0	19,9	34,0	32,2	46,0	44,6	58,0	56,9



Материаловедение

22,5	20,4	34,5	32,7	46,5	45,1	58,5	57,4
23,0	20,9	35,0	33,2	47,0	45,6	59,0	58,0
23,5	21,4	35,5	33,8	47,5	46,1	59,5	58,5
24,0	21,9	36,0	34,3	48,0	46,6	60,0	59,0
24,5	22,4	36,5	34,8	48,5	47,1	60,5	59,5
25,0	23,0	37,0	35,3	49,0	47,7	61,0	60,0
25,5	23,5	37,5	35,8	49,5	48,2	61,5	50,5
26,0	24,0	38,0	36,3	50,0	48,7	62,0	61,0
26,5	24,5	38,5	36,8	50,5	49,2	62,5	61,6
27,0	25,0	39,0	37,4	51,0	49,7	63,0	62,1
27,5	25,5	39,5	37,9	51,5	50,2	63,5	62,6
28,0	26,0	40,0	38,4	53,0	50,7	64,0	63,1
28,5	26,6	40,5	38,5	52,5	51,3	64,5	63,6
29,0	27,1	41,0	39,4	53,0	51,8	65,0	64,1
29,5	27,6	41,5	39,9	53,5	52,3	65,5	64,6
30,0	28,1	42,0	40,5	54,0	52,8	66,0	65,2
30,5	28,6	42,5	41,0	54,5	53,3	66,5	65,7
31,0	29,1	43,0	41,5	55,0	53,8	67,0	66,2
30,5	29,6	43,5	42,0	55,5	54,3	67,5	66,7

Примечание: Промежуточные значения находят методом линейной интерполяции.

1.1.3. Измерение твердости по Виккерсу.

Измерение твердости по Виккерсу (ГОСТ 2999-75) заключается во вдавливании в испытываемый образец индентора в виде четырехгранной алмазной пирамиды с углом $\alpha=136^\circ$ при вершине между противоположными гранями под действием нагрузки P в течение определенного времени (обычно 10-15 с для черных и 30 с для цветных металлов), получении четырехгранного отпечатка и определении значения твердости HV , как отношения приложенной нагрузки P , N к площади полученного отпечатка F , mm^2 (рис.1.7):



$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2P \cdot \sin\left(\frac{\alpha}{2}\right)}{d^2} = 1,8544 \cdot \frac{P}{d^2},$$

где d - диагональ отпечатка, мм,

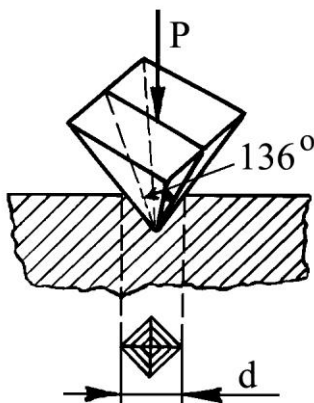


Рис.1.7. Схема измерения твердости по Виккерсу

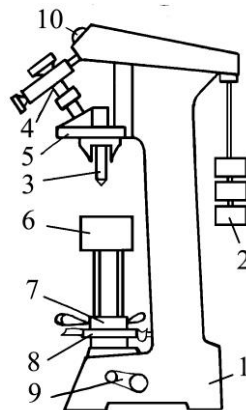


Рис.1.8.

Общий вид прибора для измерения твердости по Виккерсу марки ТП-2

Для измерения твердости по Виккерсу применяют специальные приборы - прессы электромеханического и гидравлического действия. Например, пресс электромеханического действия марки ТП-2 (Т - твердомер, П - индентор в виде пирамиды) (рис.1.8) состоит из нагружающего механизма, расположенного в станине 1, сменных грузов 2, индентора 3 в виде четырехгранной алмазной пирамиды с оградительным чехлом и измерительного микроскопа 4 в поворотной головке 5, столика 6, маховика 7, педали 8 нагружающего механизма, рукоятки взвода, нагружающего механизма 9. При измерении твердости по Виккерсу обычно применяют нагрузки 98,1; 196,2; 294,3; 490,5 и 981 Н, а также 9,8; 19,6; 29,4; 49,0 Н. Для черных металлов рекомендуется использовать нагрузки от 49,0 до 981 Н, для сплавов на основе меди - от 19,6 до 490,5 Н. Возможность применения малых нагрузок позволяет определять твердость деталей малой толщины и тонких поверхностных слоев (например, цементованных, цианированных, азотированных и др.). При этом величину нагрузки выбирает та-



кой, чтобы полученная глубина отпечатка не выходила за пределы толщины поверхностного слоя (последняя должна быть, по крайней мере, в 1,5 раза больше диагонали отпечатка), а сам отпечаток был достаточно четким. Для характеристики условий измерения твердости приводят значение нагрузки, длительность нагружения. Например, обозначение HV98,1/40-2300 означает, что значение твердости 2300 МПа получено при измерении под нагрузкой 98,1Н в течение 40 с. При использовании наиболее предпочтительной нагрузки 294,3 Н и длительности нагружения 10-15 с условия измерения твердости не указываются, например HV 5000.

Перед измерением твердости поверхность образца должна быть подготовлена - отшлифована и даже отполирована. В этом случае в большей степени реализуется преимущество метода Виккерса - возможность получения высокой точности даже при малой глубине вдавливания пирамиды, поскольку в связи с тем, что диагональ отпечатка в 7 раз больше глубины вдавливания, контур отпечатка получается достаточно четким. Ввиду более высокой точности измерений метод Виккерса находит применение в исследовательской практике. Так же, как и при использовании метода Роквелла, необходим контроль прибора перед измерением с помощью эталонных плиток.

При измерении твердости испытываемый образец помещают на столик 6 подготовленной поверхностью к поворотной головке 5 (см. рис. 1.8). Затем с помощью рычага головки поворачивают ее в крайнее левое положение, с помощью рукоятки 9 взводят нагружавший механизм прибора и вращением маховика 7 вручную по часовой стрелке поднимают столик 6 и прижимают испытываемый образец к оградительному чехлу индентора. После этого нажатием педали 8 приводят в действие нагружающий механизм (о чем свидетельствует загорание контрольной лампочки 10), вдавливающий индентор 3 под действием нагрузки P в испытываемую поверхность, и выдерживают до момента потухания сигнальной лампочки 10. Выполнив эти операции, вращением маховика 7 вручную против часовой стрелки опускают столик с образцом, рычагом головки поворачивают ее в крайнее правое положение и снова с помощью маховика 7 поднимают столик с образцом настолько, чтобы при наблюдении в окуляр измерительного микроскопа 4 был четко виден полученный отпечаток.

Диагональ отпечатка измеряют с помощью измерительного микроскопа 4 в двух взаимно-перпендикулярных направлениях, определяя её как среднее арифметическое из двух измерений.



Для измерения диагонали отпечатка в окуляре микроскопа имеются три штриха - два основных и один дополнительный, которые должны быть раздвинуты на расстояние большее диагонали отпечатка (рис.1.9, а). Вращением большого левого винта измерительного микроскопа подводят левый штрих к левому углу отпечатка, а вращением правого подводят средний штрих - к правому углу отпечатка. Результат, полученный на шкале окуляра и на микрометрическом винте, соответствует величине его диагонали. При использовании объектива с увеличением $\times 10$ одно деление шкалы соответствует 100 мкм, а одно деление на лимбе микрометрического винта - 1 мкм; при использовании объектива с увеличением $\times 3,7$, устанавливаемого со специальной втулкой, соответственно - 250 мкм и 2,5 мкм. После первого измерения диагонали отпечатка образец поворачивают на 90° и аналогичным образом измеряют вторую диагональ.

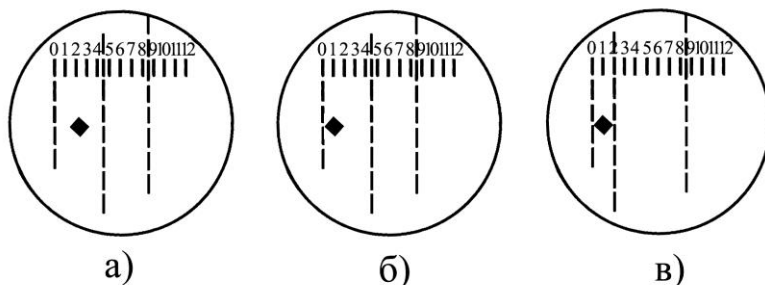


Рис.1.9. Схема измерения диагонали отпечатка с использованием измерительного микроскопа: а, б, в - различные этапы измерения

Затем вычисляют среднее арифметическое значение диагонали отпечатка, по которому с помощью таблиц определяют значение твердости HV (табл.1.3). Имеющийся на окуляре микроскопа дополнительный правый штрих применяют при массовых, серийных измерениях твердости. Для достоверного определения твердости необходимо выполнить массив измерений на нескольких образцах и статистически их обработать. При этом расстояние между центром первого отпечатка и краем второго, смежного с ним (или краем образца) должно быть не менее 2,5 диагоналей отпечатка.



Таблица 1.3

Значения твердости по Виккерсу HV в зависимости от диагонали отпечатка d при нагрузке P = 98,1 Н

Диагональ отпечатка d, мм	Значение твердости HV, МПа	Диагональ отпечатка d, мм	Значение твердости HV, МПа	Диагональ отпечатка d, мм	Значение твердости HV, МПа	Диагональ отпечатка d, мм	Значение твердости HV, МПа
0,11	15330	0,37	1355	0,63	467	0,89	234
0,12	12880	0,38	1284	0,64	453	0,90	229
0,13	10970	0,39	1219	0,65	439	0,91	224
0,14	9460	0,40	1159	0,66	426	0,92	219
0,15	8240	0,41	1103	0,67	413	0,93	214
0,16	7240	0,42	1051	0,68	401	0,94	210
0,17	6420	0,43	1003	0,69	390	0,95	205
0,18	5720	0,44	958	0,70	378	0,96	201
0,19	5140	0,45	916	0,71	368	0,97	197,1
0,20	4640	0,46	876	0,72	358	0,98	193,1
0,21	4210	0,47	840	0,73	348	0,99	189,2
0,22	3830	0,48	805	0,74	339	1,00	185,4
0,23	3510	0,49	772	0,75	330	1,01	181,8
0,24	3220	0,50	742	0,76	321	1,02	178,3
0,25	2970	0,51	713	0,77	313	1,03	174,8
0,26	2740	0,52	686	0,78	305	1,04	171,4
0,27	2540	0,53	650	0,79	297	1,05	168,2
0,28	2360	0,54	636	0,80	290	1,06	165,0
0,29	2210	0,55	613	0,81	283	1,07	162,0
0,30	2060	0,56	595	0,82	276	1,08	159,0
0,31	1930	0,57	571	0,83	269	1,09	156,1



Материаловедение

0,32	1810	1,58	551	0,84	263	1,10	153,3
0,33	1700	0,59	533	0,85	257	1,11	150,5
0,34	1600	0,60	515	0,86	251	1,12	147,8
0,35	1514	0,61	498	0,87	245	1,13	145,2
0,36	1431	0,62	482	0,88	240	1,14	142,7

Примечание: Для определения значения твердости HV при любой другой величине нагрузки приведенное в таблице значение твердости HV необходимо умножить на коэффициент $P/98,1$. Например, при $P=196,2$ Н диагональ отпечатка 0,3 мм дает значение твердости HV 4120.

1.1.4. Измерение микротвердости.

Измерение микротвердости (ГОСТ 9450-76) заключается во вдавливании в микроскопический объем материала индентора в виде четырехгранной алмазной пирамиды с углом $\alpha=136^{\circ}$ при вершине (таким же, как и у пирамиды при измерении твердости по Виккерсу) под действием нагрузки P в течение определенного времени, получении четырехгранного отпечатка и определении значения твердости H_{\square} так же, как и в методе Виккерса (см. рис.1.7). Для измерения микротвердости широкое применение нашли приборы марки ПМТ-3 и ПМТ-5 (П - прибор, МТ - микротвердость), представляющие собой вертикальные микроскопы с нижним расположением предметного столика. Например, прибор марки ПМТ-3 (рис.1.10) состоит из основания 1, стойки 2, кронштейна 3 с тубусом микроскопа 4 и механизмом нагружения 5 с индентором, предметного столика 6. Грубое и тонкое перемещение тубуса микроскопа, имеющего окуляр 7 и объектив 8, осуществляется соответственно вращением винта 9 (макроподача) и 10 (микрородача).

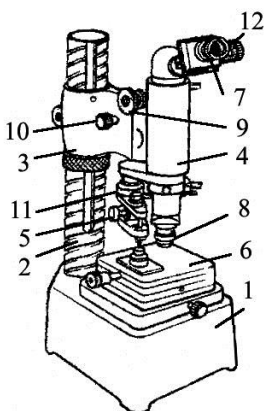


Рис.1.10.
Общий вид прибора для измерения микротвердости марки ПМ1-3

Прибор имеет два сменных объектива для наблюдения при увеличениях $\times 487$ и $\times 130$ (увеличение окуляра $\times 15$). При измерении микротвердости применяют нагрузки 0,049; 0,098; 0,196; 0,490; 0,981; 1,962; 4,905 Н, устанавливаемые на шток механизма нагружения. До начала нагружения шток поддерживается арретиром в верхнем положении, но уже при нагрузке 0,049 Н и отпущенном арретире он опускается настолько, что делает на микрошлифе отпечаток. Выбор нагрузки зависит от задачи измерения. Центр отпечатка должен быть удален от края микрошлифа или от края соседнего отпечатка не менее, чем на две диагонали отпечатка. Если отпечаток слишком близок к краю, то вдавливание индентора облегчается и значение микротвердости получается заниженным. от первого вдавливания, поэтому микротвердость будет завышенной.

Если второй отпечаток расположен слишком близким от первого, то второй отпечаток будет находиться в зоне, уже наклепанной.

При малой нагрузке велика относительная погрешность в измерении отпечатка и на результаты измерения сильнее сказывается качество микрошлифа. Поэтому для измерения средней микротвердости материала желательно использовать небольшую нагрузку 1,962 Н. Но если нужно измерить микротвердость отдельного зерна, приходится снижать нагрузку, пока отпечаток не окажется настолько малым, чтобы до границ зерна оставалось не менее двух диагоналей. Иногда это условие выполнить не удает-



ся, тогда полученные значения микротвердости надо рассматривать как относительную характеристику. Даже отпечаток, далеко отстоящий от видимой границы зерна, может давать завышенное или заниженное значение микротвердости из-за того, что под ним на небольшой глубине залегает другая фаза (более твердая или более мягкая): индентор "упирается" в нее или, наоборот "проваливается" сквозь твердую корку в мягкую подложку. Поэтому разброс измеренных значений микротвердости, как правило, гораздо больше, чем при обычных измерениях твердости. Измерения микротвердости ценны только при правильной статистической обработке данных. Вдавливание индентора в образец под действием груза на штоке осуществляется при повороте рычага арретира 11 приблизительно на пол-оборота. Диагональ полученного отпечатка измеряют окулярным микрометром 12.

Поверхность образца перед измерением микротвердости шлифуется, полируется, травится, т.е. готовится микрошлиф, который устанавливается параллельно плоскости столика прибора с помощью пластилина или прижимных лапок. Контроль показаний прибора производится на сколе кристалла каменной соли с твердостью $H_D = 190-210$ МПа. Перед измерением микротвердости необходимо также определить цену деления окулярного микрометра α . Обычно $\alpha \approx 0,3$ мкм, но ее точное значение у разных приборов различное и зависит, кроме того, от точности установки объектива. Для определения точного значения α используют объект-микрометр с ценой деления 10 мкм, устанавливаемый параллельно движению перекрестия нитей окулярного микрометра, и, вращая барабан, совмещают перекрестие с одним из штрихов окулярного микрометра в правой части поля зрения, затем - в левой и определяют цену деления окулярного микрометра (лимба барабана) как отношение числа делений объект-микрометра к числу делений окулярного микрометра, умноженное на цену деления объект-микрометра.

При измерении микротвердости испытываемый образец или микрошлиф с помощью прижимных лапок или пластилина устанавливают на предметный столик, повернутый рукояткой в крайнее правое положение до упора, под объектив 8. Затем вращением винтов 9 и 10 наводят на фокус поверхность образца (микрошлифа), вращением глазной линзы окуляра 7 устанавливают на резкость нити окулярного микрометра 12, а вращением барабана окулярного микрометра переводят двойной штрих и перекрестие нитей в центр поля зрения на деление 4 шкалы. При этом полный оборот барабана (100 малых делений на барабане) соответствует



перемещению двойного штриха и перекрестия нитей на одно деление шкалы. Выбранное для нанесения отпечатка место подводят путем перемещения предметного столика с его винтами под перекрестие нитей и окончательно наводят на фокус поверхность образца вращением винта 10. Выбрав груз и поместив его на шток механизма нагружения, осторожно поворачивают рукояткой предметный столик в крайнее левое положение до упора и производят вдавливание индентора путем медленного и равномерного поворота одним пальцем на себя рычага арретира 11. После выдержки в течение 4-7 с под нагрузкой ее снимают, медленно и равномерно поворачивая от себя рычаг арретира 11, а затем с помощью рукоятки предметного столика переводят его в крайнее правое положение до упора и измеряют окулярным микрометром диагональ полученного отпечатка. Для этого левый угол перекрестия нитей окулярного микрометра, расположенного справа от отпечатка, подводят вращением барабана окулярного микрометра к его правому углу так, чтобы толщина нитей оставалась вправо от контура отпечатка и производят отсчет показаний шкалы и лимба барабана окулярного микрометра (рис.1.11):

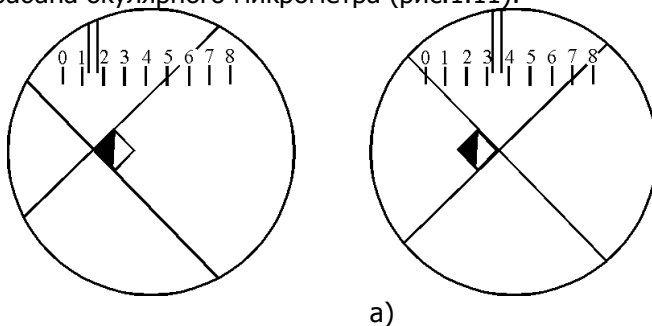


Рис.1.11. Схема измерения длины диагонали отпечатка окулярным микрометром:

а, б - различные этапы измерения

к цифре слева от двойного штриха, показывающей сотни делений, прибавляют показания лимба барабана. Затем вращением барабана окулярного микрометра подводят правый угол перекрестия нитей к левому углу отпечатка, производят отсчет показаний шкалы и лимба барабана и вычитают из значения первого отсчета значение второго, умножают на цену деления лимба барабана, равную 0,3 мкм, и определяют длину диагонали отпечатка. В зависимости от длины диагонали и используемой нагрузки по таблице 1.4 находят значение твердости H_D . Для достоверного определения микротвердости необходимо выполнить массив



измерений на нескольких образцах и статистически его обработать. С учетом значительной варибельности экспериментальных данных о микротвердости металлов и сплавов при измерениях приходится анализировать достаточно большие статистические коллективы (20-100 отпечатков).

В процессе измерения микротвердости следует также проверить центровку оптической оси микроскопа. Если полученный отпечаток (при установленном ранее двойном штрихе в центр поля зрения на деление 4 шкалы) значительно удален от перекрестия, то необходимо осторожно с помощью специальных центровочных винтов осуществить совмещение центра отпечатка с перекрестием нитей и затем еще раз проверить центровку оптической оси микроскопа.

Отпечаток часто имеет неровный контур. В этом случае перекрестие нитей следует подводить так, чтобы площадь выступающей за перекрестие части отпечатка была равна площади внутри перекрестия, не занятой отпечатком.

Правильный отпечаток должен быть квадратным. Вытянутый (ромбический) отпечаток может быть следствием кривизны шлифа или его наклонной установки. Если есть убеждение, что указанные недостатки подготовки к измерению микротвердости отсутствуют, то ромбический характер отпечатка - следствие анизотропии механических свойств поликристаллического тела, и для нахождения значения микротвердости по таблице 1.4 необходимо вначале вычислить диагональ ромбического отпечатка как

$$d = \sqrt{d_{\min} \cdot d_{\max}} .$$

Таблица 1.4
Значения микротвердости H_{\square} в зависимости от диагонали отпечатка при нагрузке $P = 0,981 \text{ Н}$

Диагональ отпечатка d , мкм	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
0	-	-	-	-	-	74200	51500	37800	29300	22900
10	18500	15300	12900	11000	9460	8240	7240	6420	5720	5140
20	4640	4200	3830	3500	3220	2970	2740	2540	2360	2210



Материаловедение

30	2060	1930	1810	1700	1600	1510	1430	1350	1280	1220
40	1160	1100	1050	1000	958	916	876	840	805	772
50	742	713	686	660	636	613	591	571	551	533
60	515	498	478	467	453	439	426	413	401	390
70	378	368	358	348	339	330	321	313	305	297
80	290	283	276	269	263	257	251	245	240	234
90	229	224	219	214	210	205	201	197	193	189
100	185	182	178	175	171	168	165	162	159	156
110	153	151	148	145	143	140	138	135	133	131
120	129	127	125	123	121	119	117	115	113	111
130	110	108	106	105	103	102	100	98,8	97,4	96,0
140	94,6	93,3	92,0	90,7	89,4	88,2	87,0	85,8	84,7	83,5
150	82,4	81,3	80,3	79,2	78,2	77,2	76,2	75,2	74,3	73,4
160	72,4	71,5	70,7	69,8	69,0	68,1	67,3	66,5	65,7	64,9
170	64,2	63,4	59,9	59,2	58,5	57,9				
		62,7								
		62,0								
		61,3								
		60,6								
180	57,2	56,6	56,0	55,4	54,8	54,2	53,6	53,0	52,5	51,9
190	51,4	50,8	50,3	49,8	49,3	48,8	48,3	47,8	47,3	46,8
200	46,4	45,8	45,4	45,0	44,6	44,2	43,8	43,2	42,8	42,4
210	42,0	41,6	41,2	40,8	40,6	40,2	39,8	39,4	39,0	38,6
220	38,3	38,0	37,6	37,4	37,0	36,6	36,4	36,0	35,6	35,4
230	35,0	34,8	34,4	34,2	33,8	33,6	33,4	33,0	32,8	32,4
240	32,2	31,9	31,7	31,4	31,1	30,9	30,6	30,4	30,2	29,9
250	29,7	29,4	29,2	29,0	28,7	28,5	28,3	28,1	27,9	27,6
260	27,4	27,2	27,0	26,8	26,6	26,4	26,2	26,0	25,8	25,6
270	25,4	25,3	25,1	24,9	24,7	24,5	24,3	24,2	24,0	23,8
280	23,6	23,5	23,3	23,2	23,0	22,8	22,7	22,5	22,4	22,2
290	22,1	21,9	21,8	21,6	21,5	21,3	21,2	21,0	20,9	20,7
300	20,6	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Примечание: для определения значения микротвердости H_0 при любой другой величине нагрузки приведенное в таблице значение твердости H_0 необходимо умножить на коэффициент $P/0,981$. Например, при $P=0,196$ Н диагональ отпечатка 30 мкм дает значение твердости H_0 412.

1.2. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

1.2.1. Уясните цель работы.

1.2.2. Изучите методические основы и приемы измерения твердости и микротвердости металлов, информацию об использу-



емых в работе методах занесите в табл.1.5.

Таблица 1.5

Характеристика используемых методов измерения твердости и микротвердости

Метод измерения твердости (микротвердости)	Схема измерения твердости (микротвердости)	Определение твердости (микротвердости)	Марка используемого прибора	Условия измерения
Твердость по Бринеллю (НВ, МПа)	Рис. 1.1	$HB = P/F = \frac{P}{\pi \cdot D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$ <p>где P - приложенная нагрузка, Н; F - площадь отпечатка, мм²; D - диаметр шарика, мм; d - диаметр</p>	ТШ-1	P=7350Н; D = 5 мм; τ=10 с.
Твердость по Роквеллу, (HR)	Рис. 1.5	HR=f(h)	ТК-2	P=1471 Н; индентор - алмазный конус; шкала С.
Твердость по Виккерсу, (HV , МПа)	Рис. 1.7	$HV = P/f = \frac{P}{2P \cdot \sin(\alpha/2) / d^2} = \frac{1,8544 \cdot P}{d^2}$ <p>где P - приложен. нагрузка, Н; F - площадь отпечатка, мм²; d – диагональ отпечатка, мм; α - угол при вершине, равный 136°</p>	ТП-2	P=294,3 Н τ = 10 с



Микротвердость (H_0 , МПа)		$H_0 = P/F =$ $= 2P \cdot \sin(\alpha/2) / d^2 =$ $= 1,8544 \cdot P / d^2$	ПМТ-3	$P=0,49 \text{ Н}$
----------------------------------	--	--	-------	--------------------

1.2.5. Измерьте микротвердость меди (прибор марки ПМТ-3, $P=0,49\text{Н}$); выполните массив измерений и статистически обработайте его.

1.2.6. Полученные результаты занесите в табл.1.6.

Таблица 1.6

Результаты измерения твердости и микротвердости

Материал	Твердость по Бринеллю, НВ, МПа	Материал	Твердость по Роквеллу HRC	Материал	Микротвердость
Чугун и т.д.	Закаленная сталь и т.д.	Медь и т.д.
	$HВ \pm \Delta HВ$		$HRC \pm \Delta HRC$		$H_0 \pm \Delta H_0$

1.2.7. Сопоставьте, используя табл.1.7, полученные значения твердости с величинами твердости по другим методам.

1.2.8. Составьте отчет о работе.

1.3. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

1.3.1. Цель работы.

1.2.3. Измерьте твердость чугуна по Бринеллю (прибор марки ТШ-1, $P=7500 \text{ Н}$, $\tau=10 \text{ с}$, индентор - шарик диаметром 5 мм); выполните массив измерений и статистически обработайте его.

1.2.4. Измерьте твердость закаленной стали по Роквеллу (прибор марки ТК-2, $P=1471 \text{ Н}$, индентор - алмазный конус) или Виккерсу (прибор марки ТП-2, $P=294,3 \text{ Н}$, $t=10 \text{ с}$); выполните массив измерений и статистически обработайте его.

1.3.2. Методические основы и приемы измерения твердости и микротвердости (сущность, схема измерения и методика определения).

1.3.3. Результаты измерения твердости чугуна по Бринеллю.

1.3.4. Результаты измерения твердости закаленной



стали по Роквеллу или Виккерсу.

1.3.5. Результаты измерения микротвердости меди.

1.3.6. Таблицы 1.5 и 1.6 с полученными результатами.

1.3.7. Результаты сопоставления полученных значений твердости с величинами твердости по другим методам.

Таблица 1.7
Ориентировочный перевод значений твердости,
определяемой различными методами

HB, МПа	HRA	HRB	HRC	HV, МПа	HB, МПа	HRA	HRB	HRC	HV, МПа
7800	84	-	72	12340	2290	61	100	20	2280
7450	83	-	70	11160	2230	60	99	19	2220
7120	82	-	68	10220	2170	60	98	17	2170
6820	81	-	66	9410	2120	59	97	15	2130
6730	80	-	64	8680	2070	59	95	14	2080
6270	79	-	62	8040	2010	58	94	13	2010
6010	78	-	60	7460	1970	58	93	12	1970
5780	78	-	58	6940	1920	57	92	11	1920
5550	77	-	56	6500	1870	57	92	9	1860
5340	76	-	54	6060	1830	56	90	8	1830
5140	75	-	52	5870	1790	56	90	7	1780
4950	74	-	50	5510	1740	55	89	6	1740
4770	74	-	49	5340	1700	55	88	4	1710
4610	73	-	48	5020	1670	54	87	3	1660
4440	73	-	46	4740	1630	53	86	2	1620
4290	72	-	45	4600	1590	53	85	1	1590
4150	72	-	43	4350	1560	-	84		1550
4010	71	-	42	4230	1520	-	83		1520
3880	71	-	41	4010	1490	-	82		1490
3750	70	-	40	3900	1460	-	81		1460



3630	70	-	39	3860	1430	-	80		1430
3520	69	-	38	3610	1400	-	79		1400
3410	68	-	36	3440	1370	-	78		1380
3310	67	-	35	3340	1340	-	77		1340
3210	67	-	33	3200	1310	-	76		1310
3110	66	-	32	3110	1280	-	75		1290
3020	66	-	31	3030	1260	-	74		1270
2930	65	-	30	2920	1230	-	73		1230
2850	65	-	29	2850	1210	-	72		1210
2770	64	-	28	2780	1180	-	71		1180
2690	64	-	27	2700	1160	-	70		1160
2620	63	-	26	2610	1140	-	68		1150
2550	63	-	25	2550	1110	-	67		1130
2480	62	-	24	2490	1100	-	66		1100
2410	62	102	23	2400	1090	-	65		1090
2350	61	101	21	2350	1070	-	64		1070

1.4. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

1.4.1. Что характеризует твердость металлов?

1.4.2. Какие методы измерения твёрдости получили наибольшее распространение?

1.4.3. Какой из методов требует наименьших затрат времени?

1.4.4. В чем заключается особенность возникающей при измерении твердости методом вдавливания пластической деформации?

1.4.5. Каковы схемы измерения твердости по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу?

1.4.6. Какова размерность единиц измерения твердости HB, HRC, HV?

1.4.7. Каковы сферы применения методов Бринелля, Роквелла, Виккерса?

1.4.8. Какой из методов измерения твердости - по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу, предпочтителен для измерения



твердости тонких деталей?

1.4.9. В чем отличие измерения твердости по Виккерсу от измерения микротвердости?

1.4.10. Как готовится образец для измерения микротвердости?

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.:Металлургия, 1989. 456 С., С.171-187.

2. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1979. 496 С., С.359-370.

3. Металловедение и термическая обработка стали. В 3-х т.Т.1. Методы испытаний и исследований / Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. М.: Металлургия, 1983, 352 С., С.198-202.



2. РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ

Лабораторная работа № 14

ЦЕЛЬ РАБОТЫ - исследование изменения свойств холоднодеформированной стали при рекристаллизационном отжиге и влияния степени деформации на температуру начала рекристаллизации.

2.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Рекристаллизационный отжиг относится к отжигу I рода и особенность его заключается в том, что структурные изменения происходят без фазовых превращений, за счет энергии, накопленной в металле при пластической деформации.

2.1.1. Пластическая деформация и явление наклепа.

Пластическая деформация происходит под действием касательных напряжений и сохраняется после снятия нагрузки. В кристаллических телах пластическая деформация может осуществляться скольжением и двойникованием.

Скольжение заключается в смещении отдельных частей кристалла относительно друг друга по определенным кристаллографическим плоскостям и происходит, когда касательные напряжения в плоскости и в направлении скольжения достигнут критической величины (τ_k).

Пластическое скольжение (сдвиг) имеет дислокационный механизм и осуществляется путем движения дислокаций, которые могут двигаться по плоскости скольжения в кристаллической решетке под действием сравнительно небольших напряжений. В процессе деформации дислокации интенсивно размножаются, и их плотность может возрасти во много раз: от 10^6 - 10^8 см⁻² перед деформацией до 10^{10} - 10^{12} см⁻² после деформации.

Двойникование заключается в смещении части кристалла в положение, симметричное по отношению к оставшейся части по плоскости, называемой плоскостью двойникования.

Само двойникование не может обеспечить большую степень остаточной деформаций металла, поэтому металлы, способные деформироваться только двойникованием (висмут, сурьма), имеют малую пластичность и относятся к хрупким.

Двойникование может протекать одновременно с деформацией скольжением и ей способствовать за счет поворота части кристалла и расположения плоскостей скольжения в направлении наибольших касательных напряжений.



Значительная пластическая деформация металлов приводит к изменению формы зерен, которые вытягиваются в направлении наиболее интенсивного течения металла, образуя при степенях деформации более 40% волокнистую структуру. Одновременно с изменением формы зерна дробятся на блоки.

Пластическая деформация приводит металл в неравновесное состояние, повышая уровень свободной энергии за счет размножения дислокаций и других дефектов кристаллического строения, а также возникновения больших внутренних напряжений. Резкое увеличение плотности дислокаций вызывает повышение твердости и прочностных характеристик (σ_B , $\sigma_{0,2}$), снижение пластичности и вязкости (δ , a_H).

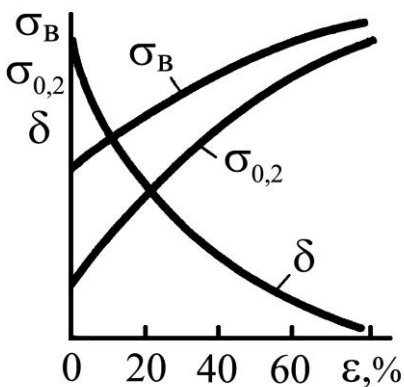


Рис.2.1. Закономерности изменения механических свойств стали от степени деформации металла

С увеличением степени деформации возрастают удельное электросопротивление, коэрцитивная сила, снижаются магнитная проницаемость и плотность металла, деформированные металлы более активно вступают в химические реакции, легче корродируют и склонны к коррозионному растрескиванию.

Такое комплексное изменение микроструктуры, механических, физических и химических свойств металла при пластической деформации называют наклепом или нагартовкой.

Металлы интенсивно наклепывается в начальной стадии деформирования, а после 40%-ной деформации механические свойства изменяются значительно меньше (рис.2.1).

2.1.2. Превращения при нагреве наклепанного металла.

Поскольку наклепанное состояние является структурно неустойчивым, то самопроизвольно должны протекать процессы,



возвращающие металл в более стабильное состояние. Большинство металлов и сплавов, кроме легкоплавких, сохраняют наклепанное состояние благодаря недостаточной подвижности атомов при нормальной (комнатной) температуре; для частичного или полного устранения наклепа их приходится нагревать - проводить отжиг после холодной обработки давлением.

Преобразования, протекающие при нагреве наклепанного металла, подразделяются на процессы возврата и рекристаллизации.

Нагрев ниже температуры $\sim 0,3T_{пл}$ обеспечивает протекание возврата, при котором происходит снятие микронапряжений, искажающих кристаллическую решетку, и частичное уменьшение плотности дефектов кристаллического строения, однако не вызывает изменения структуры наклепанного металла, видимой под оптическим микроскопом. Возврат незначительно снимает твердость и прочностные характеристики металла.

Различают три стадии рекристаллизации: первичную, собирательную и вторичную.

Первичной рекристаллизацией, или рекристаллизацией обработки, называется образование новых равноосных зерен взамен ориентированной волокнистой структуры деформированного металла. Первичная рекристаллизация происходит при более высоких температурах, чем возврат, и начинается с заметной скоростью после нагрева выше определенной температуры. Наименьшая температура, при которой протекает первичная рекристаллизация и наблюдается разупрочнение сплава, называется температурным порогом рекристаллизации ($T_{пр}$).

Температурный порог рекристаллизации не является постоянной физической величиной и зависит от степени предварительной деформации, продолжительности отжига и величины зерна до деформации. Чем больше степень деформации и продолжительность отжига, тем ниже температурный порог рекристаллизации.

А.А.Бочвар показал, что между температурным порогом рекристаллизации и температурой плавления металлов имеется зависимость: $T_{пр} = \alpha \cdot T_{пл}$, где α - коэффициент, зависящий от чистоты металла. Чем выше чистота металла, тем меньше α , и для очень чистых металлов составляет 0,2 и даже 0,1. Для металлов технической чистоты $\alpha = 0,3-0,4$, а для металлов со структурой концентрированных твердых растворов, используемых в качестве жаропрочных сплавов, может достигать 0,7-0,8.

Движущей силой первичной рекристаллизации является



уменьшение объемной свободной энергии за счет снижения плотности дислокаций с 10^{10} - 10^{12} см⁻² до 10^6 - 10^8 см⁻². В результате уменьшения плотности дислокаций наклеп полностью снимается, предел прочности и, особенно, предел текучести резко снижаются, а пластичность возрастает до уровня недеформированного состояния.

Собирательная рекристаллизация начинается после завершения первичной рекристаллизации и исчезновения деформированных зерен. Она заключается в росте одних рекристаллизованных зерен за счет других. Причиной собирательной рекристаллизации является стремление к уменьшению зернограницной энергии при росте зерен. Укрупнение зерен при собирательной рекристаллизации снижает предел текучести сплава.

Вторичная рекристаллизация заключается в неравномерном росте отдельных зерен, которые вырастают до больших размеров, "поедая" мелкие соседние зерна. Она начинается после первичной рекристаллизации с определенной температуры ($T_{\text{вт.р.}}$), ниже которой возможна только очень медленная собирательная рекристаллизация.

Вторичная рекристаллизация создает в сплаве разнотернистость в виде отдельных крупных зерен и большого числа мелких, что снижает механические свойства и штампуемость сплава.

Таким образом, для снятия наклепа и придания металлу наибольшей пластичности перед холодной обработкой давлением, необходим рекристаллизационный отжиг, осуществляемый путем нагрева выше температурного порога рекристаллизации с целью достижения высокой скорости рекристаллизационных процессов. После нагрева производится выдержка и охлаждение.

Рекристаллизационный отжиг применяется также как окончательная термическая обработка для обеспечения заданных свойств деталей.

2.2. ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ

Практически рекомендуемые режимы рекристаллизационного отжига и для сравнения горячей обработки металлов давлением приведены в табл.2.1

Таблица 2.1

Значения температур порога рекристаллизации, рекристаллизационного отжига и горячей обработки давлением металлов и сплавов

Сплав, металл	Температура, °C
---------------	-----------------



Материаловедение

	порога рекристаллизации при $\alpha=0,4$	рекристаллизационного отжига	горячей обработки давлением
Железо	450	600 - 700	1300 - 800
Сталь	450	600 - 700	1300(1100) - 800
Медь	270	450 - 500	800 - 600
Латунь	250	400 - 500	750 - 600
Алюминий	50	250 - 350	460 - 350

2.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

2.3.1. Уясните цель работы.

2.3.2. Изучите процессы, происходящие при пластической деформации и последующем нагреве холоднореформированной стали.

2.3.3. Возьмите 4 образца малоуглеродистой стали после холодной деформации со степенью деформации 50%.

2.3.4. Измерьте твердость образцов в наклепанном состоянии методом Роквелла по шкале В.

2.3.5. Изучите влияние температуры отжига на твердость исследуемой стали. Для этого произведите отжиг образцов при температурах 400, 500, 600 и 700⁰С в течение 30 мин.

2.3.6. Измерьте твердость образцов после отжига методом Роквелла по шкале В. Полученные результаты занесите в табл. 2.2.

2.3.7. Постройте график зависимости $HRB=f(t_{отж.})$ (рис.2.2).

2.3.8. Проанализируйте влияние температуры отжига на твердость холоднореформированных образцов из малоуглеродистой стали, объясните характер изменения твердости.

2.3.9. Составьте отчет о работе. (Для достоверного определения экспериментальных данных получите массив измерений, не менее 5, и статистически обработайте полученный коллектив с помощью микрокалькулятора или компьютера)



Таблица 2.2

Изменение твердости в зависимости от температуры отжига
(степень деформации 50%)

№№ п/п	Температура отжига, °С	Твердость*, HRB
1	400	...
2	500	...
3	600	...
4	700	...

2.4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

2.4.1. Цель работы.

2.4.2. Основные теоретические представления о процессах, происходящих при пластической деформации и последующем нагреве холоднодеформированной стали.

2.4.3. Методика выполнения работы.

2.4.4. Таблица с результатами эксперимента.

2.4.5. График $HRB=f(t_{отж.})$.

2.4.6. Выводы на основании полученных результатов.

* Твердость образцов в наклепанном состоянии HB 90

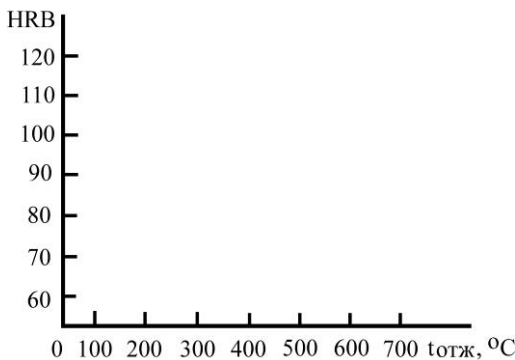


Рис.2.2. Изменение твердости деформированной стали в зависимости от температуры отжига для степени деформации 50%

2.5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

2.5.1. Происходят ли фазовые превращения при рекристаллизационном отжиге?

2.5.2. К какому виду дефектов кристаллического строения относятся дислокации?

2.5.3. Каков механизм пластического скольжения?

2.5.4. В чем заключается двойникование?

2.5.5. Как изменяется плотность дислокаций при пластической деформации?

2.5.6. Что называется наклепом?

2.5.7. Как изменяется твердость, предел прочности на растяжение, предел текучести и относительное удлинение при наклепе?

2.5.8. Какие структурные изменения происходят при первичной, собирательной и вторичной рекристаллизации?

2.5.9. Что называют температурным порогом рекристаллизации и чему он равен?

2.5.10. Почему температура рекристаллизационного отжига выше температурного порога рекристаллизации?

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 С., С.34-109.
2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 С., С.54-88.
3. Лахтин Ю.М, Металловедение и термическая обработка металлов, М.: Металлургия, 360 С., С.53-59, 191-193.



3. МИКРОСТРУКТУРА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ

Лабораторная работа № 15

ЦЕЛЬ РАБОТЫ - изучение микроструктуры углеродистой стали в термически обработанном состоянии.

3.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Целью термической обработки стали является изменение свойств путем изменения ее фазового состава и структуры. Термическая обработка стали заключается в нагреве выше или ниже критических точек стали, выдержке её в нагретом состоянии и последующем охлаждении с заданной скоростью. В зависимости от условий охлаждения из аустенитного состояния возможно образование различных фазовых и структурных составляющих.

При небольших скоростях охлаждения развивается диффузионное аустенито-перлитное превращение, продуктами которого являются двухфазные структурные составляющие: перлит, сорбит, троостит, представляющие собой феррито-цементитные смеси различной степени дисперсности образующих их кристаллов. Наибольшей степенью дисперсности (наименьшим размером кристаллов) и, как следствие наиболее высоким уровнем механических свойств обладает троостит. Наименьшую степень дисперсности имеет перлит. Твердость перлита HRC10, сорбита HRC25, троостита HRC 40. Феррито-цементитные смеси (перлит, сорбит, троостит), полученные в результате диффузионного превращения аустенита, имеют пластинчатое строение. После обычного травления с использованием универсального реактива - 4% раствора азотной кислоты в этиловом спирте при наблюдении в световой микроскоп при увеличении более 500 раз пластинчатый перлит выглядит в виде чередующихся светлых пластин феррита и цементита, причем ширина цементитных пластин приблизительно в 7 раз меньше ширины пластин феррита. При уменьшении увеличения микроскопа в связи со слиянием растравленных границ между ферритом и цементитом, последний выглядит в виде темных пластин, поэтому очень часто на схеме микроструктуры перлит изображают в виде чередующихся светлых пластин феррита и темных пластин цементита. При совсем малых увеличениях перлит наблюдается в виде зерен серого цвета. Двухфазное пластинчатое строение троостита не выявляется при увеличениях



светового микроскопа, эта структурная составляющая наблюдается в виде зерен темного цвета. Различие в строении сорбита и троостита отчетливо обнаруживается при исследовании с помощью электронного микроскопа.

Равновесная структура стали, соответствующая диаграмме состояния железо-цементит, формируется в результате отжига, заключающегося в нагреве стали выше критических точек, выдержке в нагретом состоянии и последующем медленном (вместе с печью) охлаждении. Такой отжиг с фазовой перекристаллизацией называют отжигом 2-го рода в отличие от отжига 1-го рода без фазовой перекристаллизации. В зависимости от степени полноты перекристаллизации стали различают полный отжиг (нагрев выше линии GSE на 30-50^oC в однофазную область аустенита) или неполный (нагрев выше линии PSK на 30-50^oC в двухфазные области: аустенит+феррит и аустенит+вторичный цементит соответственно для до- и заэвтектоидной стали). В результате полного отжига доэвтектоидная сталь приобретает мелкозернистую равновесную структуру феррита и перлита с высокой пластичностью и вязкостью. Для заэвтектоидных сталей полный отжиг с нагревом выше линии SE (точка A_{cm}), как правило, не производится, так как при этом вторичный цементит выделяется в виде сплошной сетки по границам зерен. Сталь с такой структурой обладает повышенной хрупкостью, а также большей склонностью к деформациям и трещинам при закалке.

Разновидностями отжига 2-го рода являются также отжиг на зернистый перлит - нагрев выше точки A_{c1} на 10-30^oC, выдержка при этой температуре и последующее медленное охлаждение (от 740-760 до 620-680^oC со скоростью порядка 30-50^oC/ч) и нормализационный отжиг (нормализация) - нагрев доэвтектоидной стали на 30-50^oC выше точки A_{c3} и заэвтектоидной - на 30-50^oC выше точки A_{cm} , выдержка при этой температуре и последующее ускоренное охлаждение на спокойном воздухе.

Отжигу на зернистый перлит могут подвергаться эвтектоидная, до- и заэвтектоидные стали. Установлено, что однородный (гомогенный) аустенит при охлаждении превращается в пластинчатый перлит, неоднородный аустенит - в зернистый перлит, представляющий собой при наблюдении в микроскоп светлые округлой формы цементитные включения на белом фоне феррита. Температура нагрева при отжиге на зернистый перлит не обеспечивает полную гомогенизацию аустенита. В стали сохраняются микрообъемы аустенита с повышенным содержанием углерода - не растворившиеся полностью при нагреве частицы це-



ментита, которые и служат центрами кристаллизации цементита глобулярной формы. Зернистый перлит по сравнению с пластинчатым обладает несколько пониженной твердостью, но более высокими значениями характеристик пластичности, а также меньшей склонностью к образованию трещин и деформаций при закатке.

Нормализация доэвтектоидной стали, как и полный отжиг, вызывает полную перекристаллизацию стали, но охлаждение при этом производится с несколько повышенной скоростью, в связи с чем перлит становится более дисперсным, тонкопластинчатым и несколько уменьшается размер зерен феррита и перлита. При этом незначительно увеличиваются твердость, характеристики прочности и уровень внутренних напряжений. Поэтому крупные детали и слитки целесообразно подвергать полному отжигу. Для заэвтектоидных сталей нормализацию применяют с целью устранения сетки вторичного цементита. Растворенный при нагреве стали выше точки A_{cm} в аустените вторичный цементит при последующем ускоренном охлаждении не успевает выделиться в виде сплошной сетки по границам зерен аустенита.

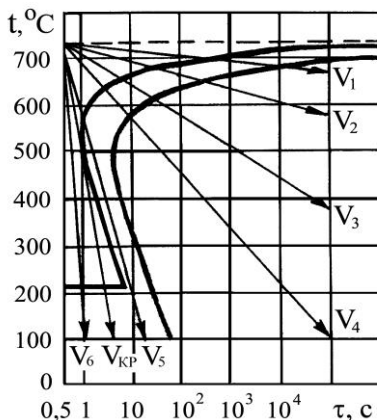
При больших скоростях охлаждения, превышающих так называемую критическую скорость закалки (определяемую как касательную к кривой начала диффузионного превращения аустенита на термокинетической диаграмме), происходит сдвиговое бездиффузионное мартенситное превращение, лежащее в основе закалки. Последняя заключается в нагреве стали выше критических точек, выдержке в нагретом состоянии и последующем быстром охлаждении с за критической скоростью. В результате закалки формируется однофазная структурная составляющая - мартенсит, представляющий собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе и имеющий объемноцентрированную тетрагональную кристаллическую решетку. В связи со сдвиговым характером мартенситного превращения содержание углерода в мартенсите равно содержанию углерода в исходном аустените. Мартенсит имеет характерное игольчатое строение, обычно с определенной ориентировкой игл (под углами 60° и 120°). Удельный объем мартенсита больше, чем аустенита. Поэтому по мере образования мартенсита аустенит испытывает возрастающее всестороннее сжатие, и на определенной стадии развитие мартенситного превращения прекращается. В связи с этим в структуре стали наряду с мартенситом имеется небольшое количество так называемого остаточного аустенита. Его количество в сталях с содержанием углерода более 0,6% может быть значи-



тельным в связи с тем, что температура конца мартенситного превращения M_k этих сталей лежит ниже нормальной (комнатной).

Различают полную (нагрев выше линии GSE на 30-50°C в однофазную область аустенита) или неполную (нагрев выше линии PSK на 30-50°C в двухфазные области: аустенит+феррит или аустенит+цементит соответственно для до- и заэвтектоидной стали) закалку.

На практике для повышения твердости, прочности применяют полную закалку доэвтектоидной стали и неполную для заэвтектоидной. В последнем случае не происходит растворение вторичного цементита в аустените, рост аустенитного зерна, значительное пересыщение мартенсита углеродом, формирование структуры крупноигльчатого мартенсита с большим количеством остаточного аустенита (30% и более), снижающего твердость стали. При охлаждении со скоростью ниже критической возможно получение смешанной структуры, состоящей из продуктов перлитного и мартенситного превращений (троостита и мартенсита). Их соотношение можно оценить, используя методы количественной металлографии.



Поскольку условия охлаждения стали из аустенитного состояния определяют образование различных структурных составляющих, то, наложив кривые охлаждения на термокинетическую диаграмму (диаграмму превращения аустенита при непрерывном охлаждении) можно оценить вероятное структурное состояние (рис.3.1).

Рис.3.1.Термокинетическая диаграмма превращения аустенита эвтектоидной стали

При охлаждении со скоростью V_1 и V_2 (соответственно полный и нормализаци-онный отжиг) формируется структура перлита, при охлаждении со скоростью V_3 и V_4 образуется сорбит и троостит. В случае охлаждения со скоростью V_6 , превышающей



критическую скорость закалки $V_{кр}$ образуется мартенсит. Если же скорость охлаждения V_5 меньше $V_{кр}$, но больше V_4 , то структура является смешанной, состоящей из мартенсита и троостита.

Полученная в результате закалки мартенситная структура обладает значительным уровнем остаточных напряжений, высокой твердостью, прочностью и хрупкостью. Поэтому для снижения остаточных напряжений закаленную сталь подвергают отпуску, заключающемуся в нагреве закаленной стали ниже критической точки A_{C1} , выдержке при этой температуре и последующем (обычно на воздухе) охлаждении. Неравновесная однофазная структура мартенсита постепенно переходит в более равновесное структурное состояние мартенсита отпуска (при низком отпуске 150-250^oC), троостита отпуска (при среднем отпуске 350-450^oC), сорбита отпуска (при высоком отпуске 550-650^oC).

Мартенсит отпуска представляет собой слабо пересыщенный ($C \sim 0,25\%$) твердый раствор внедрения углерода в α -железе с когерентными его решетке выделениями ϵ -карбида переменного состава, обладающий большей способностью к травлению по сравнению с мартенситом. Наличие карбидной фазы в мартенсите отпуска выявляется методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Образующиеся при отпуске феррито-цементитные смеси - троостит отпуска и сорбит отпуска - имеют зернистое строение в связи с округлой формой частиц карбидной фазы в отличие от имеющих пластинчатое строение троостита и сорбита, образуемых в результате диффузионного превращения переохлажденного аустенита. Строение высокодисперсной смеси троостита практически не выявляется при микроструктурном исследовании вследствие высокой дисперсности кристаллов. Распад мартенсита на феррито-цементитную смесь происходит внутри кристаллов мартенсита, и в ряде случаев игольчатый характер структуры сохраняется до высоких температур отпуска, при нагреве выше 550-600^oC игольчатая ориентировка исчезает.

3.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ

3.2.1. Микроструктура углеродистой стали после отжига 2-го рода.

Микроструктура доэвтектоидной углеродистой стали после полного отжига при нормальной температуре состоит из светлых зерен феррита и перлита: в виде чередующихся светлых пластин феррита и цементита (при больших увеличениях микроскопа), в



виде чередующихся светлых пластин феррита и темных цементита (при средних увеличениях) и в виде серых участков (при малых увеличениях) (рис.3.2).

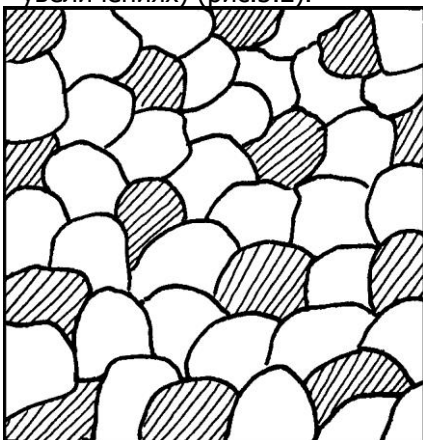


Рис.3.2. Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после полного отжига. Феррит и перлит, $\times 340$

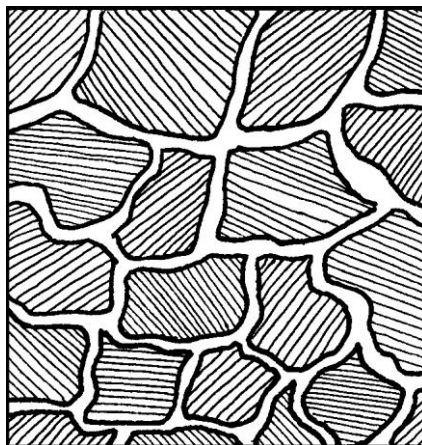


Рис.3.3.Схема микроструктуры заэвтектоидной стали У11 после полного отжига. Перлит и вторичный цементит. $\times 340$

Формирование такой структуры при охлаждении из аустенитного состояния связано с выделением феррита из аустенита в интервале температур между линиями GS и PSK и превращением аустенита, достигшего содержания углерода 0,8%, в перлит при температуре линии PSK (727°C). При полном отжиге заэвтектоидной стали в результате выделения вторичного цементита из аустенита в интервале температур между линиями ES и PSK и последующего превращения аустенита с 0,8% углерода в перлит формируется структура, состоящая из зерен перлита, окруженных светлой сеткой цементита (рис.3.3).

Нормализация доэвтектоидной углеродистой стали приводит к некоторому измельчению зерен феррита и перлита и повышению дисперсности последнего (рис.3.4), что связано с ускоренным охлаждением на воздухе.

Формирование структуры зернистого перлита (светлые округлые цементитные включения на белом фоне феррита) связано с условиями нагрева, не обеспечивающими гомогенизацию аустенита (рис.3.5).

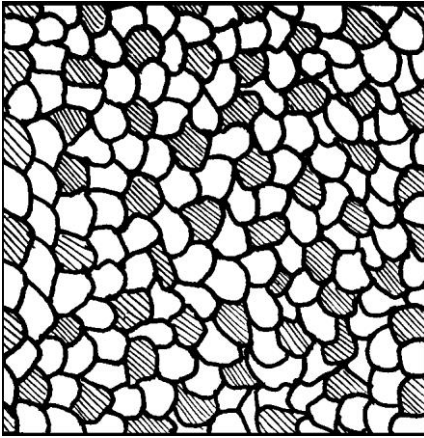


Рис.3.4.Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после нормализации. Феррит и перлит. $\times 340$

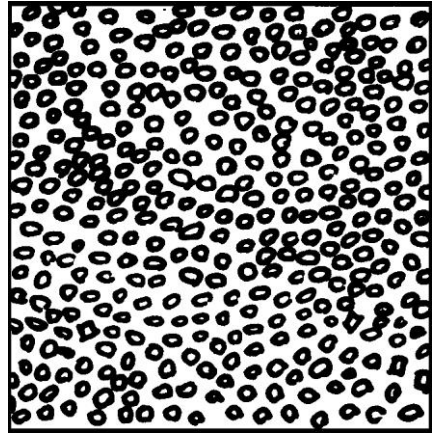


Рис.3.5.Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после отжига на зернистый перлит $\times 500$

3.2.2. Микроструктура углеродистой стали после закалки и отпуска.

Микроструктура доэвтектоидной углеродистой стали после полной закалки в воде состоит из светлых игл мартенсита (рис.3.6). Кристаллы мартенсита представляют собой линзы (в плоскости микрошлифа имеют вид игл), расположенные параллельно или под углом 60° и 120° . Количество остаточного аустенита в структуре доэвтектоидных сталей не превышает 5% и при микроструктурном анализе он не обнаруживается. В зависимости от размера игл, наблюдаемых в световой микроскоп, различают скрытокристаллический или бесструктурный, мелко-, средне- и крупноигльчатый мартенсит. На практике после полной закалки доэвтектоидных сталей в воде обычно получают мелко- или среднеигльчатый мартенсит.

Нагрев доэвтектоидной стали выше точки $A_{с3}$ более чем на $30...50^\circ\text{C}$ (перегрев) приводит к росту аустенитного зерна и образованию крупноигльчатого мартенсита, имеющего повышенную хрупкость. Поэтому закалка с таких температур на практике не производится.

Микроструктура эвтектоидной углеродистой стали после закалки в воде состоит из светлых игл мартенсита и незначительного количества светлых изолированных участков остаточного аустенита, слабо обнаруживаемых микроструктурным анализом (рис.3.7).



Рис.3.6.Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после полной закалки в воде. Мартенсит. $\times 500$

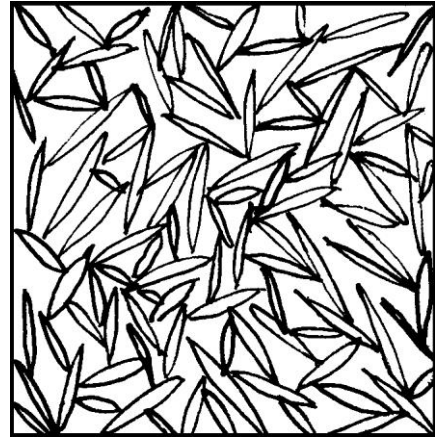


Рис.3.7.Схема микроструктуры эвтектоидной стали У8 после закалки в воде. Мартенсит, остаточный аустенит. $\times 500$

Для заэвтектоидных углеродистых сталей на практике применяют неполную закалку. Микроструктура таких сталей после неполной закалки состоит из мартенситной основы, вторичного цементита в виде светлых частичек округлой формы и незначительного количества (менее 10%) остаточного аустенита, который плохо выявляется микроструктурным анализом (рис.3.8). При неполной закалке заэвтектоидных сталей образуется мелкоигльчатый или скрытокристаллический мартенсит. Это обусловлено тем, что при нагреве до температур $A_{c1} + 30...50^{\circ}\text{C}$ зерна аустенита имеют малые размеры, в связи с чем при охлаждении образуются настолько мелкие иглы мартенсита, что при микроструктурном анализе с малым и средним увеличением микроскопа они неразличимы. При нагреве заэвтектоидных сталей выше точки A_{cm} (полная закалка) происходит растворение вторичного цементита в аустените и рост аустенитного зерна. После такой закалки образуется структура крупноигльчатого мартенсита с большим количеством остаточного аустенита (30% и более), снижающего твердость стали. Поэтому полная закалка заэвтектоидных сталей на практике не применяется.

Структура мартенсита в углеродистой стали получается при охлаждении в воде - охлаждающей среде, обеспечивающей за критическую скорость охлаждения. При более медленном охлаждении со скоростью меньше критической происходит диффузи-



онный распад аустенита на феррито-цементитные смеси - троостит, сорбит, перлит, имеющие межпластиночное расстояние соответственно $\sim 0,1; 0,2; 0,3$ мкм. Чем выше скорость охлаждения, тем ниже температура превращения, тем более затруднена диффузия и тем дисперсные частицы феррита и цементита. При микроструктурном исследовании троостит и сорбит выглядят в виде однородных темных участков, что обусловлено, с одной стороны, тем, что разрешающая способность светового микроскопа меньше расстояния между составляющими их фазами, а с другой, - высокой травимостью дисперсной двухфазной структуры. При охлаждении со скоростью меньше критической возможно получение структуры, состоящей из светлых игл мартенсита и темных зерен троостита (рис.3.9). В отличие от перлита, содержащего 0,8%С, сорбит и троостит не имеют постоянного состава. Это связано с влиянием скорости охлаждения на количество так называемых избыточных фаз, выделяемых из аустенита, и, как следствие, - на состав аустенита, претерпевающего диффузионный распад.

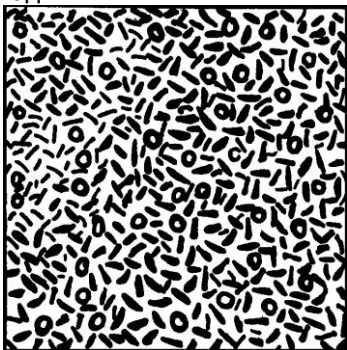


Рис.3.8.Схема микроструктуры заэвтектоидной стали У11 после неполной закалки в воде. Мартенсит, остаточный аустенит, цементит вторичный, $\times 500$

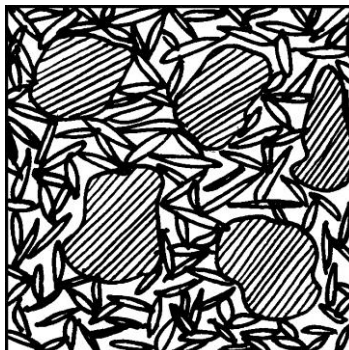


Рис.3.9.Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после закалки в масле. Мартенсит и троостит. $\times 340$

Микроструктура углеродистой стали после закалки и низкого отпуска имеет вид темных игл мартенсита отпуска. Это связано с тем, что мартенсит отпуска по сравнению с мартенситом в связи с выделением карбидной фазы имеет несколько большую способность к травлению, почему и выглядит более темным.

В результате среднего отпуска образуется троостит отпуска. Зернистое строение троостита отпуска, как и пластинчатое строе-



ние троостита, плохо выявляется при микроструктурном анализе вследствие высокой дисперсности образующих его кристаллов. При наблюдении в световой микроскоп троостит отпуска имеет вид темной массы. Строение троостита отпуска, как и троостита, отчетливо выявляется при исследовании с помощью электронного микроскопа.

После высокого отпуска углеродистая сталь приобретает структуру сорбита отпуска зернистого строения (рис.3.10). На светлом фоне феррита располагаются цементитные включения округлой формы.

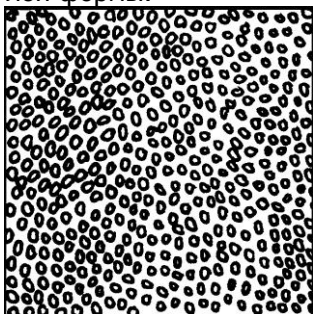


Рис.3.10. Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после закалки и высокого отпуска.

Сорбит отпуска. $\times 500$

3.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

3.3.1. Уясните цель работы.

3.3.2. Изучите особенности формирования структуры углеродистой стали при основных видах термической обработки – отжиге 2-го рода, закалке и отпуске.

3.3.3. Изучите микроструктуру углеродистой стали в термически обработанном состоянии (альбом, с.18-21).

3.3.4. Изобразите схемы микроструктур углеродистой стали в термически обработанном состоянии.

3.3.5. Выполните микроструктурный анализ углеродистой стали в термически обработанном состоянии.

3.3.6. Проследите за формированием структуры одной из марок углеродистой стали при отжиге 2-го рода, закалке или отпуске.

3.3.7. Составьте отчет о работе.

3.4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

3.4.1. Цель работы.

3.4.2. Определение термической обработки, отжига 2-го ро-



да, закалки, отпуска.

3.4.3. Определение структурных составляющих углеродистой стали в термически обработанном состоянии.

3.4.4. Схемы микроструктур углеродистой стали в термически обработанном состоянии.

3.4.5. Микроструктурный анализ углеродистой стали в термически обработанном состоянии.

3.4.6. Схемы вероятных микроструктур одной из марок углеродистой стали в исходном состоянии, в процессе нагрева и охлаждения.

3.5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

3.5.1. Какова цель термической обработки стали?

3.5.2. В чем заключается термическая обработка стали?

3.5.3. Какие строение и свойства имеют продукты диффузионного превращения аустенита, полученные при охлаждении с различными скоростями?

3.5.4. В чем заключается полный отжиг, неполный отжиг, отжиг на зернистый перлит, нормализационный отжиг?

3.5.5. Какую структуру имеют углеродистые стали после полного отжига, неполного отжига, отжига на зернистый перлит, нормализационного отжига?

3.5.6. Что представляет собой мартенсит?

3.5.7. В чем заключается полная и неполная закалка?

3.5.8. В каком случае получается структура мартенсита и троостита?

3.5.9. В чем заключается отпуск?

3.5.10. Что представляет собой мартенсит отпуска, троостит отпуска, сорбит отпуска?

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986, 544 С., С. 160-178, 199-279.

2. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия. 1984. 360 С., С. 152-227.

3. Материаловедение / Арзамасов Б.Н., Сидорин И.Н., Косолапов Г.Ф. и др. М.: Машиностроение, 1986. 384 С., С.83-109, 139-148.

4. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.: Металлургия, 1989. 456 С., С.260-268, 276-282.



4. ЗАКАЛКА И ОТПУСК УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Лабораторная работа №16

ЦЕЛЬ РАБОТЫ - овладение методикой проведения закалки и отпуска углеродистой стали.

4.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

4.1.1. Особенности мартенситного превращения.

Основной целью закалки является получение высокой твердости, упрочнение. Закалкой стали называется термическая обработка, заключающаяся в нагреве стали до температур, превышающих температуру фазовых превращений, выдержке при этой температуре и последующем охлаждении со скоростью, превышавшей критическую - минимальную скорость охлаждения, обеспечивающую получение неравновесной структуры мартенсита (рис.4.1).

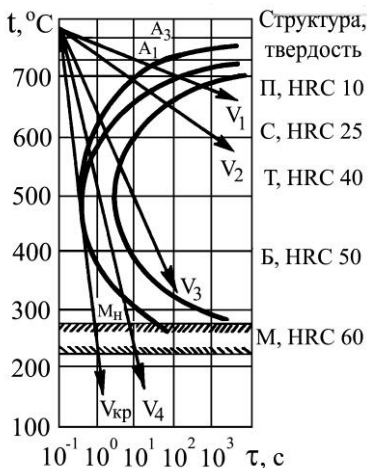


Рис.4.1 Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита доэвтектоидной стали (при непрерывном охлаждении более строгим является использование термокинетической диаграммы)

Поэтому этот вид термической обработки - закалка на мартенсит является закалкой с полиморфным превращением. Мартенситное превращение является бездиффузионным. Содержание углерода в мартенсите такое же, как и в исходном аустените. Поэтому мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе. Степень тетрагональности мартенсита прямо пропорциональна количеству растворенного углерода. Растворимость углерода в феррите - ограниченном твердом растворе внедрения углерода в α -железе, имеющем объемноцентрированную кубическую (ОЦК) решетку, - при нормальной (комнатной) температуре составляет 0,0067%С.

Закалка с температур нагрева однофазной аустенитной области диаграммы состояния железо-цементит (т.е. выше линии GSE), обеспечивающая при закритических скоростях охлаждения полное превращение аустенита в мартенсит, называется полной. В свою очередь неполной называется закалка, при которой

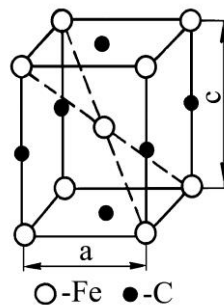


Рис.4.2. Элементарная ячейка кристаллической решетки мартенсита (показаны все возможные положения атомов С)

В основе закалики лежит аустенито-мартенситное превращение, заключающееся в перестройке сдвиговым путем граненцентрированной кубической (ГЦК) решетки в объемноцентрированную тетрагональную (ОЦТ) решетку мартенсита (рис.4.2).



нагрев осуществляется в двухфазную область, (т.е. выше линии PSK и ниже линии GSE). В этом случае после закалки формируется дуальная феррито-мартенситная структура в доэвтектоидной стали и мартенсито-цементитная структура в заэвтектоидной стали. На практике применяют полную закалку для доэвтектоидной стали (нагрев выше линии GS - критической точки A_{C3}) и неполную для заэвтектоидной стали (нагрев выше линии PSK- критической точки A_{C1}).

Твердость мартенсита зависит от содержания углерода в стали, возрастая от HRC 35 до HRC 65 при изменении содержания углерода от 0,1 до 0,8%С. Природа упрочнения стали при закалке обусловлена затруднением скольжения дислокаций в мартенсите в связи с наличием атомов углерода в решетке, с повышенной плотностью дефектов (двойниковых прослоек и дислокаций), с образованием на дислокациях атмосфер из атомов углерода, с выделением из мартенсита в связи с его распадом в процессе закалочного охлаждения дисперсных частиц карбидной фазы.

Из всех структурных составляющих стали мартенсит имеет наибольший, а аустенит наименьший удельный объем. Поэтому по мере образования мартенсита аустенит, испытывая всестороннее сжатие, не в состоянии превратиться в мартенсит, в результате чего в структуре стали наряду с мартенситом всегда присутствует незначительное количество остаточного аустенита.

Количество остаточного аустенита может быть значительным, если содержание углерода в стали превышает ~0,6%С. Это обусловлено зависимостью температур начала M_H и конца M_K мартенситного превращения от содержания углерода в стали. С увеличением содержания углерода в стали происходит снижение температур M_H и M_K , в результате чего последняя, начиная с 0,6%С, находится в области отрицательных температур. Следствием этого является увеличение количества остаточного аустенита в закаленной стали.

В случае, если скорость охлаждения меньше критической и кривые охлаждения пересекают линии начала и конца диффузионного распада переохлажденного аустенита (так называемые S-образные кривые), то продуктами превращения являются пластинчатые феррито-цементитные смеси различной степени дисперсности, условно называемые перлитом, сорбитом и трооститом. Качественно проанализировать диффузионное превращение аустенита при различных скоростях охлаждения стали можно путем наложения кривых охлаждения на диаграмму его изотермического распада (см. рис.4.1). С увеличением скорости охлаждения



превращение происходит при более низкой температуре, уменьшается межпластинчатое расстояние (суммарный размер толщин феррита и цементита), возрастает твердость.

При охлаждении со скоростью V_1 , равной ~ 1 град/мин, аустенит превращается в перлит - эвтектоидную феррито-цементитную смесь с межпластинчатым расстоянием более $0,40$ мкм, имеющую твердость \sim HRC 10.

В случае охлаждения со скоростью V_2 , равной ~ 60 град/мин, из аустенита образуется сорбит - эвтектоидная феррито-цементитная смесь с межпластинчатым расстоянием $\sim 0,4-0,2$ мкм, имеющая твердость \sim HRC 25.

При скорости охлаждения V_3 , равной ~ 300 град/мин, продуктом превращения аустенита является троостит - эвтектоидная феррито-цементитная смесь с межпластинчатым расстоянием $\sim 0,2-0,1$ мкм, имеющая твердость \sim HRC 40. Поскольку предельное разрешающее расстояние светового микроскопа составляет $\sim 0,2$ мкм, то двухфазное строение троостита выявляется под электронным микроскопом.

В случае, если кривая охлаждения (V_4) пересекает линии начала диффузионного и начала бездиффузионного превращений переохлажденного аустенита, то образуется двухфазная мартенсито-трооститная структура.

4.1.2. Особенности превращений при отпуске

Целью отпуска является снятие внутренних напряжений и получение оптимального сочетания служебных свойств. Непосредственно после закалки в связи с существенным различием удельных объемов мартенсита и аустенита сталь обладает высоким уровнем внутренних напряжений и повышенной хрупкостью. Поэтому для практического применения сталь в закаленном состоянии непригодна. В связи с этим для снижения внутренних напряжений и получения требуемых свойств обязательной операцией термической обработки после закалки является отпуск. Отпуском стали называется термическая обработка, заключающаяся в нагреве закаленного с полиморфным превращением сплава до температур, расположенных ниже температуры базового (полиморфного) превращения, выдержке при этой температуре и последующем охлаждении (обычно на воздухе), и обеспечивающая получение более равновесной структуры. Основным процессом при отпуске является распад метастабильного, неравновесного твердого раствора - мартенсита с выделением карбидной фазы.

При отпуске закаленной стали, структура которой состоит из мартенсита и остаточного аустенита, различают стадию пред-



выделения и три превращения - распад мартенсита, распад остаточного аустенита, карбидное превращение. Температурные интервалы этих превращений весьма условны, поскольку они накладываются друг на друга, зависят от продолжительности отпуска и содержания углерода в стали. Вместе с тем на основе анализа объемных изменений при отпуске углеродистых сталей традиционно выделяют три температурных интервала и соответствующие им три превращения. Первое и третье превращения связаны с уменьшением удельного объема, а второе - с его увеличением.

Еще до начала первого превращения в мартенсите происходят изменения, связанные с перераспределением атомов углерода между междоузлиями, - образованием сегрегаций атомов углерода в виде примесных атмосфер на дефектах решетки и в виде плоских микроскоплений - кластеров. Эти процессы (так называемая стадия предвыделения) развиваются в процессе закалочного охлаждения, при нормальной (комнатной) температуре сразу после закалки и при нагреве закаленной стали до $\sim 80^\circ\text{C}$ (здесь и далее характерные температурные интервалы указаны для эвтектоидной углеродистой стали в случае использования традиционных режимов нагрева в электропечи). Возникновение примесных атмосфер на дефектах решетки обусловлено тем, что последние являются более выгодными местами для атомов углерода, чем нормальные позиции этих атомов в решетке мартенсита, образование кластеров углерода можно трактовать, как зонную стадию распада твердого раствора, аналогичную концентрационному расслоению при старении закаленных без полиморфного превращения сплавов. Кластеры углерода размером 4-6 нм, располагаясь в кристаллах мартенсита определенным, закономерным образом, являются подготовленными местами для формирования карбидной фазы.

Первое превращение протекает при нагреве закаленной стали в интервале температур от ~ 80 до 200°C . При этом происходит выделение промежуточных карбидов из мартенсита - следующая после сегрегации углерода стадия структурных изменений при отпуске. Начиная с температуры $\sim 80^\circ\text{C}$ экспериментально обнаруживается метастабильный ε -карбид Fe_2C , отличающийся от цементита Fe_3C типом кристаллической решетки (гексагональная у ε -карбида, ромбическая у цементита). Промежуточный карбид образуется прямо из кластеров углерода путем небольшой перестройки их решетки с одновременным увеличением соотношения содержаний углерода и железа, либо выделяется независимо от кластеров углерода непосредственно из мартенсита. При низких



температурах ϵ -карбид выделяется в виде очень дисперсных (10-100 нм) пластин или стержней, связанных общей кристаллографической плоскостью с решеткой мартенсита, чем и обеспечивается когерентность решеток на границе раздела фаз. С повышением температуры или увеличением продолжительности отпуска происходит укрупнение частиц ϵ -карбида. Образование метастабильного промежуточного карбида Fe_2C вместо более стабильного цементита обусловлено лучшим сопряжением мартенсита на границе с ϵ -карбидом и, как следствие, - меньшим уровнем поверхностной энергии. При температурах ниже $\sim 150^\circ\text{C}$, когда подвижность атомов углерода еще слишком мала, происходит так называемый "двухфазный" распад мартенсита. В тех участках, где выделился карбид, содержание углерода и, следовательно, степень тетрагональности меньше, чем в участках, не затронутых распадом. Поэтому длительное время из-за низкой скорости диффузии сосуществуют два твердых раствора с разным содержанием углерода: один с исходным, равным содержанию углерода в аустените, а другой с содержанием $\sim 0,25\%$ C. При этом двухфазный распад развивается не путем роста карбидных частиц, а в результате выделения новых частиц карбида в участках мартенсита с исходным содержанием углерода. Таким образом происходит формирование мартенсита отпуска, представляющего собой слабо пересыщенный ($\sim 0,25\%$ C) твердый раствор внедрения углерода в α -железе с когерентными (сохраняющими непрерывность атомных плоскостей) его решетке выделениями частиц ϵ -карбида. Из-за выделений карбидной фазы он отличается повышенной травимостью. Вторая стадия распада мартенсита - так называемый однофазный распад заключается в обеднении углеродом α -твердого раствора при одновременном росте карбидных частиц и протекает в интервале температур $\sim 150-300^\circ\text{C}$. При этих температурах скорость диффузии углерода достаточна, чтобы обеспечить рост карбидных частиц при переносе атомов через α -твердый раствор. При температуре $\sim 300^\circ\text{C}$ в α -твердом растворе остается около $0,1\%$ C и рентгеноструктурный анализ не выявляет тетрагональность (с/а) α -твердого раствора. При температуре 400°C или при более высокой α -твердый раствор освобождается от избытка углерода и тем самым заканчивается переход мартенсита в феррит.

В сталях с высокой температурой M_n частичный распад мартенсита с выделением промежуточного карбида (так называемый закалочный самоотпуск) успевает произойти во время закалочного охлаждения.

Второе превращение, аналогичное бейнитному превраще-



нию, происходит при температурах $\sim 200-300^{\circ}\text{C}$. При этом остаточный аустенит превращается в нижний бейнит- смесь несколько пересыщенной углеродом α -фазы, образуемой сдвигом, и частиц ε -карбида. Строго говоря, бейнит представляет собой слабопересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе с частицами ε -карбида.

Третье превращение, наиболее активно развивающееся при температурах $300-400^{\circ}\text{C}$, заключается в завершении образования стабильного цементита Fe_3C и последующей его коагуляции. При этом цементит может выделяться либо прямо из α -твердого раствора после растворения в нем ранее образовавшегося ε -карбида, либо образоваться путем перестройки решетки ε -карбида в решетку цементита. Завершающей стадией карбидного превращения является коагуляция (увеличение размеров) и сфероидизация цементита, интенсивно развивающиеся от температуры $\sim 350^{\circ}\text{C}$. Выше температуры $\sim 600^{\circ}\text{C}$ развивается только процесс коагуляции цементита, поскольку все частицы является уже сферическими.

После отпуска при температурах $300-450^{\circ}\text{C}$ образуется сильно травящаяся мелкодисперсная смесь феррита и цементита, называемая трооститом отпуска. Под микроскопом заметна игольчатая предыстория феррита, обусловленная характером строения мартенсита. Дальнейшее повышение температуры приводит к развитию процессов возврата (преимущественно к уменьшению плотности дислокаций) в феррите и рекристаллизации ферритных зерен. Структура при этом теряет характерные морфологические признаки мартенсита. Поэтому полученный при температурах $450-650^{\circ}\text{C}$ сорбит отпуска (смесь феррита и цементита) имеет характерное зернистое (точечное) строение цементита.

Дальнейшее повышение температуры отпуска выше 650°C (приближение к A_{C1}) приводит к дальнейшей коагуляции карбидных частиц и формированию структуры зернистого перлита.

В отличие от пластинчатых феррито-цементитных смесей (троостит, сорбит), образующихся при охлаждении из аустенита, те же структуры, формируемые при отпуске, имеют зернистое строение цементита. Форма цементита определяет различие в свойствах у одноименных структур, полученных при отпуске или сформированных после охлаждения из аустенита. Так, более высокие значения ударной вязкости и предела текучести характерны для структур с зернистым строением цементита.

Снижение внутренних напряжений происходит во всем температурном интервале отпуска и наиболее интенсивно после сры-



ва когерентности решеток мартенсита и цементита при температурах третьего превращения.

Увеличение температуры отпуска приводит к монотонному снижению твердости углеродистых сталей, за исключением двух температурных интервалов, характерных для высокоуглеродистых сплавов железа.

Повышение твердости в первом температурном интервале (в районе 100°C) обусловлено дисперсионным твердением мартенсита в связи с выделением дисперсных частиц карбидной фазы, а во втором ($200\text{-}250^{\circ}\text{C}$) связано с распадом остаточного аустенита.

4.2. ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ

Для правильного проведения закалки и отпуска углеродистой стали необходимо выбрать режим, т.е. установить температуру нагрева, время нагрева и охлаждающую среду (скорость охлаждения).

Температура нагрева углеродистой стали под закалку определяется положением критических точек A_1 и A_3 на диаграмме железо-углерод (рис.4.3). Для доэвтектидных сталей обычно производят полную закалку с температуры нагрева $t=A_{C3}+(30\text{-}50^{\circ}\text{C})$.

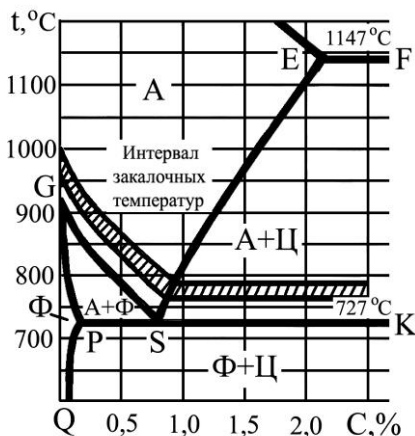


Рис.4.3. Оптимальный интервал температур нагрева углеродистых сталей под закалку

Нагрев до более высоких температур вызывает рост зерен аустенита, что приводит к образованию крупноигльчатого мартенсита, обладающего повышенной хрупкостью. При перегреве увеличивается также склонность стали к деформации и образованию трещин. При нагреве доэвтектоидной стали до температуры выше A_{C1} , но ниже A_{C3} (неполная закалка) в структуре после закалки наряду с мартенситом остается избыточный феррит, который снижает твердость закаленной стали и ухудшает механические свойства после отпуска.

Для заэвтектоидных сталей оптимальной температурой нагрева является $t=A_{C1}+(30-50^{\circ}\text{C})$, т.е. производится неполная закалка. При охлаждении стали со скоростью большей $V_{\text{кр}}$ структура будет состоять из мартенсита и вторичного (избыточного) цементита, который повышает твердость и износостойкость стали.

Время нагрева под закалку должно обеспечивать гомогенизацию аустенита. Общее время нагрева под закалку τ_{H} складывается из времени нагрева до необходимой температуры τ'_{H} и времени выдержки при этой температуре τ_{B} . Время нагрева до необходимой температуры зависит от нагревающей способности среды, размеров, формы и способа укладки деталей в электрической печи и др. Для лабораторных электрических печей можно пользоваться нормами нагрева, приведенными в табл.4.1, либо - еще более грубым приближением, выбирая время нагрева τ'_{H} из расчета ~ 1 мин. на 1 мм сечения.



Таблица 4.1.

Нормы нагрева углеродистой стали при термической обработке в лабораторных электрических печах.

Температура нагрева в °С	Время τ'_H в мин. на сечение		
	круг	квадрат	пластина
	на 1 мм диам.	на 1 мм толщины	
600	2	3	4
700	1,5	2,2	3
800	1	1,5	2
900	0,8	1,2	1,6
1000	0,4	0,6	0,8

Время выдержки τ_B , необходимое для полного завершения превращения исходной структуры в аустенит и его гомогенизации, определяется как $\tau'_H/4$.

Скорость охлаждения и, как следствие, охлаждающая среда определяется требуемой структурой стали.

Поскольку закалка проводится на мартенситную структуру, как обладающую более высокой твердостью, то охлаждающая среда должна обеспечить такую скорость охлаждения, которая предотвратит распад переохлажденного аустенита в интервале температур наименьшей его устойчивости 650-500°С на феррито-цементитные смеси (троостит, сорбит).

Наиболее распространенными охлаждающими средами при закалке являются вода, 10% водные растворы NaCl, NaOH, растворы полимеров, минеральное масло, эмульсия масла в воде и др. Каждая из этих сред обеспечивает определенную скорость охлаждения.

Для углеродистых сталей с содержанием углерода больше ~0,3% структуру мартенсит получают закалкой в воду с температурой 20°С, в этой среде обеспечивается скорость охлаждения, больше критической. При уменьшении скорости охлаждения, т.е. применении в качестве охлаждающей среды минерального масла, подогретой воды, воздуха, происходит распад аустенита и превращение его в феррито-цементитную смесь. Простые углеродистые стали с содержанием углерода менее ~0,3% на мартенсит не закаляются, так как любая реальная охлаждающая среда не обеспечивает скорости охлаждения, больше критической. Причина этого заключается в сдвиге кривых изотермического распада аустенита влево по оси времени при уменьшении в стали количества углерода.



После закалки в зависимости от уровня требуемых свойств проводят низкий, средний или высокий отпуск. Основными параметрами, определяющими режим отпуска, являются температура и время нагрева. Охлаждающая среда (обычно воздух) играет второстепенную роль.

Низкий отпуск на структуру мартенсит отпуска (150-250^oC) широко применяют после закалки инструмента, цементованных и цианированных деталей, после поверхностной закалки деталей, содержащих 0,7-1,2%С. Цель низкого отпуска - уменьшение остаточных напряжений при сохранении высокой твердости, прочности и износостойкости. Время нагрева при температуре низкого отпуска обычно не превышает 1-3 ч, поскольку дальнейшее его увеличение незначительно уменьшает уровень остаточных напряжений.

Средний отпуск на троостит отпуска (350-450^oC) применяют для получения высокой прочности, упругости и вместе с тем достаточной вязкости. Среднему отпуску подвергают упругие детали машин и приборов - рессоры, пружины, изготовленные из сталей, содержащих 0,5-0,7%С.

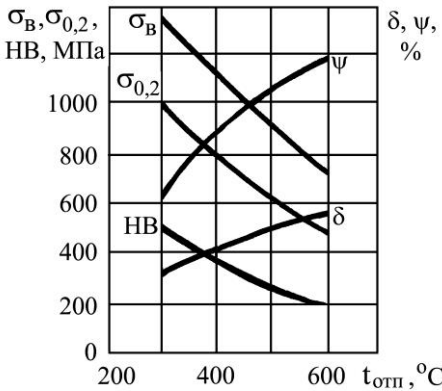


Рис.4.4. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 45

Высокий отпуск на сорбит отпуска (550-650^oC) широко применяется для деталей, работающих в условиях ударных нагрузок и высоких напряжений (шатунные болты двигателей, передние оси автомобилей и др.) и изготовленных из среднеуглеродистых сталей (0,35-0,6%С). Высокий отпуск обеспечивает получение высокой вязкости, пластичности при достаточной прочности. Двойная термическая обработка - закалка и высокий отпуск называется улучшением.

Характер изменения механических свойств углеродистой стали в зависимости от температуры отпуска представлен на



рис.4.4.

4.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

4.3.1. Уясните цель работы.

4.3.2. Изучите особенности фазовых превращений при закалке и отпуске, структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.

4.3.3. Изучите принципы выбора режимов закалки и отпуска углеродистой стали (температуры нагрева, времени нагрева, охлаждающей среды).

4.3.4. Выберите режим закалки углеродистой стали 45. Определите температуру нагрева под закалку стали 45, пользуясь диаграммой состояния железо-цементит, а также время нагрева, используя практические рекомендации настоящих методических указаний. Выберите охлаждающую среду, применяемую на практике для закалки стали 45. Выбранные режимы занесите в табл.4.2.

Таблица 4.2

Изменение твердости и структура стали в зависимости от скорости охлаждения (охлаждающей среды) и температуры отпуска

№№ образца	Марка стали	Закалка					Отпуск			
		Температура нагрева $t_{н1}$, °С	Время нагрева, $t_{н1}$, мин.	Охлаждающая среда	Твердость, HRC	Структура	Температура нагрева $t_{н2}$, °С	Время нагрева, $t_{н2}$, мин.	Твердость, HRC	Структура
1	45	840-860	...	Воздух	-	-	-	-
2				Масло	-	-	-	-
3				Вода	200
4				Вода	400
5				Вода	600

4.3.5. Изучите влияние скорости охлаждения на твердость стали 45. Для этого возьмите 5 образцов стали 45 и охладите после нагрева в электропечи в 3 средах: воде, минеральном масле и на воздухе. При этом закалите 3 образца в воде, поскольку именно эта охлаждающая среда является рекомендуемой для закалки



стали 45. Возьмите по одному образцу стали 45, охлажденному в воде, минеральном масле и на воздухе, и измерьте их твердость по методу Роквелла, предварительно зачистив торцевые поверхности образцов на шлифовальной бумаге для удаления дефектного слоя (окалина, обезуглероживание). По значениям твердости оцените вероятную структуру стали. Полученные результаты занесите в табл. 4.2.

4.3.6. Изучите влияние температуры отпуска на твердость стали 45. Для этого возьмите 3 образца, закаленные в воде, и отпустите их в течение 20 мин при температурах 200, 400 и 600°C (охлаждение проведите на воздухе). Затем измерьте твердость по методу Роквелла, по значениям твердости оцените вероятную структуру стали и полученные результаты занесите в табл. 4.2.

4.3.7. Постройте графики зависимости $HRC=f(V_{\text{охл}})$, $HRC=f(t_0)$ (рис.4.5)*.

4.3.8. Проанализируйте влияние скорости охлаждения и температуры отпуска на твердость стали 45, оцените структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.

4.3.9. Составьте отчет о работе.

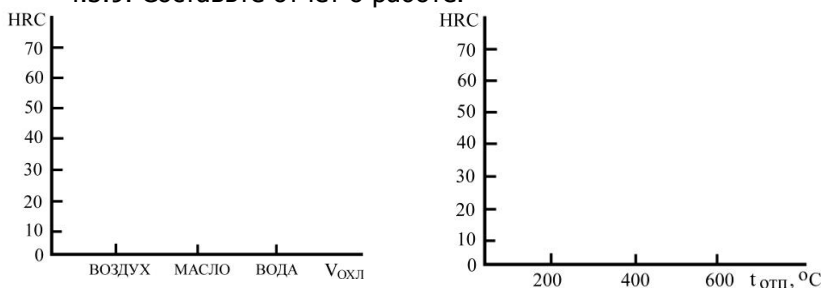


Рис.4.5. Влияние скорости охлаждения (а) и температуры отпуска (б) на твердость стали 45

(Для достоверного определения экспериментальных данных получите массив измерений, не менее 5 и статистически обработаете полученный коллектив с помощью микрокалькулятора или компьютера; проведите аналитическую аппроксимацию полученной экспериментальной зависимости; укажите аппроксимирующую функцию, постройте ее график).

4.4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

4.4.1. Цель работы.

* Допускаемые пределы измерения твердости по шкале С Роквелла HRC20...HRC67.



4.4.2. Основные теоретические представления о фазовых превращениях при закалке и отпуске, структуре и свойствах закаленной и отпущенной стали.

4.4.3. Практические рекомендации по выбору режимов закалки и отпуска углеродистой стали.

4.4.4. Методика выполнения работы.

4.4.5. Таблица с результатами эксперимента.

4.4.6. Графики $HRC=f(V_{Oxл})$ и $HRC=f(t_{отп})$.

4.4.7. Выводы на основании полученных результатов.

4.5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

4.5.1. В чем заключается сущность закалки?

4.5.2. Что представляет собой мартенсит?

4.5.3. Что такое критическая скорость закалки?

4.5.4. Опишите строение и свойства продуктов распада переохлажденного аустенита.

4.5.5. Как выбирается температура нагрева под закалку до и заэвтектоидных углеродистых сталей?

4.5.6. Какие охлаждающие среды применяются при закалке?

4.5.7. Что представляют собой продукты распада мартенсита при различных температурах отпуска?

4.5.8. Какие превращения протекают при отпуске стали?

4.5.9. В каких случаях применяется низкий, средний и высокий отпуск закаленной стали.

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новиков И.И Теория термической обработки металлов. М. Металлургия, 1986. 480 С., С.123-193, 225-305, 386-415.

2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544С., С.199-256.

3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1984. 360 С., С.152-227.

4. Материаловедение / Арзамасов Б.И., Сидорин И.П., Косолапов Г.Ф. и др. М.: Машиностроение, 1986. 384 С., С.80-109.

5. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г., Материаловедение. М.: Металлургия, 1989. 456 С., С.276-287.



5. ИСПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТОЙ И ПЕРЕГРЕТОЙ СТАЛИ

Лабораторная работа №17

ЦЕЛЬ РАБОТЫ - исследование структуры литой и перегретой стали и её исправление термической обработкой.

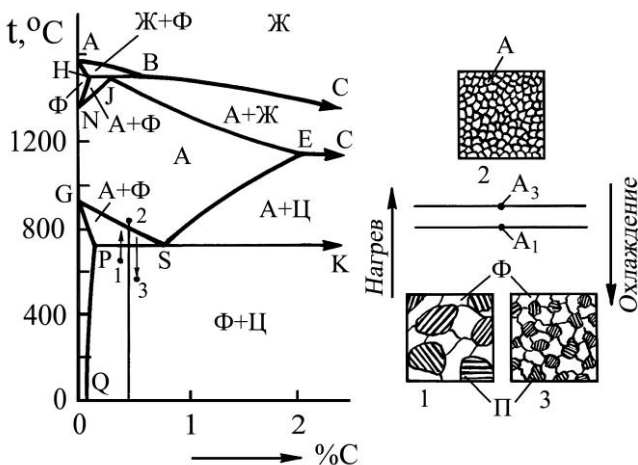
5.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ

Размер зерна аустенита является важным структурным параметром нагретой стали, так как распад аустенита при последующем охлаждении осуществляется в пределах старых аустенитных зерен. Чем больше зерна аустенита, тем более крупная формируется структура стали после охлаждения в виде крупных колоний перлита и грубой сетки избыточных составляющих фаз по границам исходных аустенитных зерен (феррита в доэвтектоидных или вторичного цементита в заэвтектоидных сталях). Укрупнение аустенитного зерна приводит к снижению механических свойств стали, особенно ударной вязкости и других характеристик пластичности.

Крупное зерно аустенита наиболее часто образуется в литой стали, сварном шве и при некоторых режимах термической обработки, связанных с нагревом и выдержкой при высоких температурах. Такие виды термической обработки, как нагрев для горячей обработки давлением, цементация, гомогенизирующий отжиг и др. ведут к росту аустенитного зерна.

Если при горячей деформации её степень, скорость, а также термобработка достаточны для измельчения зёрен аустенита и, если процесс деформации закончился при сравнительно низкой температуре (порядка 850-750⁰С), то зерна аустенита остаются мелкими. При малой степени деформации или при высокой температуре окончания обработки давлением зерно аустенита может быть большим в результате протекания собирательной рекристаллизации.

Избыточные фазы (феррит в доэвтектоидных сталях или вторичный цементит в заэвтектоидных сталях) могут выделяться в двух формах: в виде компактных равноосных зерен феррита (рис.5.2, а) или сетки цементита по границам аустенитных зерен и в виде ориентированных видманштеттовых пластин феррита или цементита внутри аустенитных зерен (рис.5.2, б).



а)

Рис.5.1. Фрагмент диаграммы железо-цементит (а) и схема измельчения зерен феррита и перлита при нормализации доэвтектоидной стали (б)

Видманштеттов феррит легче образуется в сталях, содержащих менее 0,4%С и более четко проявляется при ускоренном охлаждении на воздухе. Для исправления видманштеттовой структуры необходимо подвергнуть сталь нормализации, заключающейся в нагреве до температур выше A_{c3} , выдержке при этой температуре и последующем охлаждении на воздухе, что приводит к распаду аустенита в температурном интервале перлитного превращения.

Видманштеттов феррит образуется при охлаждении в интервале температур $A_{r3} \dots A_{r1}$, и с увеличением содержания углерода доля видманштеттова феррита уменьшается.

В видманштеттовой структуре феррит или цементит имеют форму прямых игл, расположенных параллельно или под определенными углами друг к другу (см. рис.5.2, б), что объясняется их стремлением к выделению по определенным кристаллографическим плоскостям аустенитных зерен. Чем крупнее зерно аустенита, тем легче образуется видманштеттов феррит.

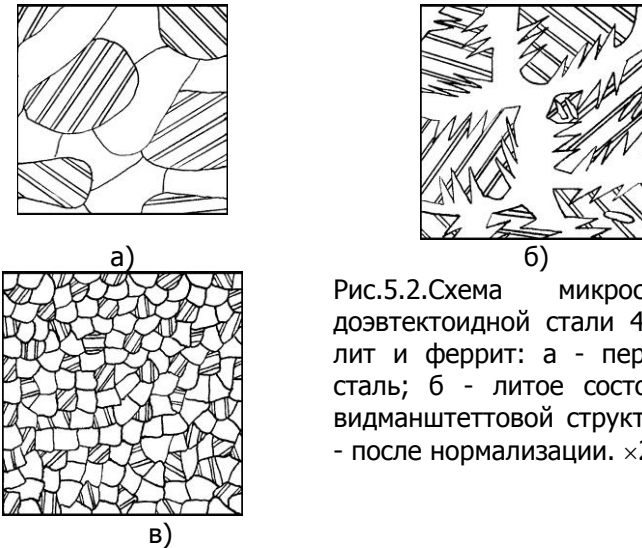


Рис.5.2.Схема микроструктур доэвтектоидной стали 45. Перлит и феррит: а - перегретая сталь; б - литое состояние с видманштеттовой структурой; в - после нормализации. $\times 200$

Равноосные зерна феррита зарождается на границе аустенитных зерен, поэтому чем мельче зерно аустенита, тем больше равноосных зерен феррита.

Образование крупного действительного зерна в результате роста аустенитных зерен при высокой температуре, значительно превышающей A_{C3} , или A_{C1} , называется перегревом.

Поскольку крупнозернистая и особенно видманштеттова структура снижают характеристики прочности и сопротивление разрушению стали, то они должны быть устранены термической обработкой. Перегрев может быть исправлен повторным полным отжигом или нормализацией. Рассмотрим превращения, происходящие при нагреве перегретой доэвтектоидной стали, имеющей крупные зерна перлита и грубую сетку феррита (рис.5.2, а). При нагреве перлитно-аустенитное превращение начинается сразу же после перехода через температуру равновесия A_{C1} (727°C) с образования зародышей аустенита на границе пластин феррита и цементита и осуществляется путем растворения феррита и цементита в аустените, зерна которого разрастаются до соприкосновения друг с другом и занимают весь объем бывшего перлита. Поскольку поверхность границ между пластинами феррита и цементита велика, то образуется большое число зародышей аустенита и аустенитное зерно получается мелким.

При дальнейшем нагревании доэвтектоидной стали выше A_{C1} структурно свободный феррит растворяется в аустените. Это превращение завершается при температурах несколько выше A_{C3}



(см. рис.5.1) образованием мелкозернистого аустенита по всему объему стали.

При последующем охлаждении вновь образуется феррит и перлит. В интервале температур от A_{C3} до A_{C1} по границам мелких зерен аустенита выделяется феррит, а при температуре несколько ниже A_{C1} в пределах каждого оставшегося зерна аустенита образуются несколько мелких колоний перлита. Поэтому для измельчения структуры крупнозернистой перегретой стали ее необходимо нагреть выше критической точки A_{C3} на $30-50^{\circ}\text{C}$ и охладить (рис.5.2, в).

При нагреве доэвтектоидной стали выше A_{C1} , но ниже A_{C3} полного исправления структуры не происходит, так как феррит полностью не растворяется в аустените и сохраняет свое строение в виде крупных зерен или грубой сетки.

Повторные нагрев стали с мелким зерном и последующее охлаждение приводят к дальнейшему измельчению структуры. Но при этом следует иметь в виду, что размер образующихся при нагреве зерен аустенита зависит от дисперсности перлита и размера перлитных колоний. Поэтому измельчение зерен аустенита при повторных нагревах может происходить только до определенного предела.

Крупнозернистую структуру, возникшую в результате сильного перегрева, иногда не удастся измельчить путем обычного нагрева на $30-50^{\circ}\text{C}$ выше точки A_{C3} . При этом излом остается почти таким же крупнозернистым, каким был в исходном состоянии. Часто образующиеся при нагреве новые аустенитные зерна сохраняют определенную кристаллографическую ориентировку по отношению к исходному крупному зерну аустенита и при разрушении ведут себя как одно крупное зерно.

Для исправления сильного перегрева сталь следует нагреть до более высоких температур ($950-970^{\circ}\text{C}$), при которых происходит рекристаллизация аустенита, наклепанного в процессе фазовых превращений. При рекристаллизации аустенита возникают новые зерна, ориентационно не связанные со старым исходным зерном. Следовательно, при таком нагреве процесс формирования аустенита включает два этапа - возникновение аустенита при нагреве выше критических точек и рекристаллизацию образовавшегося аустенита.

Поэтому для исправления структуры литой и сильно перегретой стали необходим нагрев до высоких температур порядка $950-970^{\circ}\text{C}$.

При отсутствии видманштеттовой структуры и сильного пе-



регрева достаточно для измельчения зерна нагреть углеродистую сталь до температуры $A_{C3}+(30-50^{\circ}C)$ и охладить на воздухе.

5.2. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТА

5.2.1. Уясните цель работы.

5.2.2. Изучите процессы, происходящие при нагреве и охлаждении литой и перегретой стали.

5.2.3. Измерьте методом Бринелля твердость исследуемого образца литой или перегретой доэвтектоидной стали.

5.2.4. Приготовьте микрошлиф и изобразите схему микроструктуры исследуемого образца, выполните микроструктурный анализ, определите наличие видманштеттовой структуры, величину зерна по ГОСТ 5639-65 путем сопоставления с эталоном микроструктур.

5.2.5. Определите по известному химическому составу стали и исходной структуре температуру нагрева для исправления структуры стали путем нормализации.

5.2.6. Проведите нормализацию стали путем нагрева до выбранной температуры, выдержки в течение 10-15 мин при этой температуре и охлаждения на воздухе.

5.2.7. Измерьте методом Бринелля твердость исследуемого образца после нормализации.

5.2.8. Приготовьте микрошлиф и изобразите схему микроструктуры исследуемого образца после нормализации, выполните микроструктурный анализ, определите величину зерна по ГОСТ 5639-65 путем сопоставления с эталонами микроструктур.

5.2.9. Проанализируете влияние нормализации на изменение структуры стали, объясните природу.

5.2.10. Составьте отчет о работе.

5.3. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

5.3.1. Цель работы.

5.3.2. Превращения при нагреве и охлаждении литой и перегретой стали.

5.3.3. Методика выполнения работы.

5.3.4. Выбранный режим исправления структуры стали.

5.3.5. Результаты измерения твердости методом Бринелля образцов в исходном состоянии и после нормализации.

5.3.6. Схемы микроструктур и данные микроструктурного анализа образцов в исходном состоянии и после нормализации.

5.3.7. Выводы на основании полученных результатов.



5.4. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

5.4.1. Какие фазовые превращения претерпевают доэвтектоидные и заэвтектоидные стали при нагреве и охлаждении?

5.4.2. В каких формах выделяются избыточные фазы при охлаждении из аустенитного состояния доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей.

5.4.3. Как обозначаются критические точки стали?

5.4.4. Какова связь между величиной зерна аустенита и структурой стали после охлаждения?

5.4.5. Чем характеризуется видманштеттова структура?

5.4.6. Каковы причины образования крупнозернистой и видманштеттовой структур стали?

5.4.7. Как влияет величина зерна и видманштеттова структура на механические свойства стали?

5.4.8. Каким образом могут быть устранены дефекты, вызванные перегревом стали?

5.4.9. Каков механизм измельчения зерна при нормализации?

5.4.10. Почему при сильном перегреве и наличии видманштеттовой литой структуры температуру нормализации повышают до 950-970^oC?

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Metallurgy, 1986. 480 С., С.154-194.

2. Гуляев А.П. Материаловедение. М.: Metallurgy, 1986. 544 С., С.209-229, 275-279.

3. Лахтин Ю.М. Материаловедение и термическая обработка металлов. М.: Metallurgy, 1984. 360 С., С.93-99.



6. ЗАКАЛКА И ОТПУСК ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Лабораторная работа №18

ЦЕЛЬ РАБОТЫ - исследование влияния легирования на структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.

6.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Углеродистые стали после закалки в воде и отпуска обладают достаточно высоким комплексом механических свойств. Однако их применение в качестве конструкционных и, в ряде случаев, инструментальных материалов ограничивается малой прокаливаемостью, обычно не превышающей 12-18 мм. Поэтому, с целью увеличения прокаливаемости, создания наследственной мелкозернистости, возможности осуществления закалки в более мягкие охлаждающие среды (например, в минеральное масло) в сталь вводят легирующие элементы. Они, увеличивая прокаливаемость, позволяют использовать положительное влияние термической обработки на механические свойства в изделиях большого сечения.

6.1.1. Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа и критические точки стали

Легирующие элементы, растворяющиеся в железе, влияют на температурный интервал существования его полиморфных модификаций α -железа и γ -железа, т.е. сдвигают критические точки A_3 и A_4 по температурной шкале. Такие элементы, как Ni, Mn, N, Si повышают критическую точку A_4 и понижают A_3 , т.е. расширяют область существования γ -железа. В свою очередь, элементы Cr, W, Mo, V, Ti, Al понижают A_4 и повышают A_3 , сужая область существования γ -железа. Аналогичное влияние оказывают легирующие элементы и на положение критических точек стали. Элементы первой группы повышают A_4 и понижают A_3 и A_{cm} , а элементы второй группы понижают A_4 и повышают A_3 и A_{cm} .

6.1.2. Влияние легирующих элементов на образование аустенита при нагреве.

Влияние легирующих элементов на образование аустенита при нагреве сводится к воздействию на процессы гомогенизации аустенита и рост зерна аустенита.

Легирование стали затрудняет гомогенизацию аустенита. Легирующие элементы неравномерно распределены между ферритом и карбидом. Некарбидообразующие элементы находятся в феррите, а карбидообразующие - преимущественно в карбиде. По окончании перлитно-аустенитного превращения аустенит неодно-



роден: в участках аустенита, соответствующих исчезнувшим частицам феррита и карбида, различны концентрация не только углерода, но и легирующих элементов. При этом, хотя скорость диффузии углерода в аустените на несколько порядков больше, чем легирующих элементов, его концентрация не может выравняться до тех пор, пока не исчезнет градиент концентраций легирующих элементов, что обусловлено влиянием легирующих элементов на термодинамическую активность углерода.

Почти все легирующие элементы уменьшают склонность зерна аустенита к росту. Исключение составляют марганец и бор, вызывающие рост зерна аустенита. Некарбидообразующие элементы - Ni, Si, Co относительно слабо влияют на рост зерна аустенита, тогда как карбидообразующие элементы - Cr, W, V, Mo и др. сильно тормозят его рост, обеспечивая стали наследственную мелкозернистость. Это различие является следствием различной устойчивости карбидов, нитридов, а также других фаз этих элементов. Избыточные карбиды Ti, V, Cr и других элементов, полностью не растворяющиеся при нагреве и располагающиеся по границам зерен аустенита, являются барьерами для растущего зерна аустенита.

6.1.3. Влияние легирующих элементов на превращения переохлажденного аустенита.

Легирующие элементы, растворяясь в аустените, оказывают существенное влияние на развитие превращений при охлаждении: диффузионного перлитного, бездиффузионного (сдвигового) мартенситного и промежуточного бейнитного. Это влияние, в основном, сводится к изменению положения температурных или временных интервалов развития этих превращений.

Легирующие элементы по влиянию на превращения, связанные с диффузией (перлитное, бейнитное), можно разделить на две группы.

Элементы, не образующие специальных карбидов и растворяющиеся в феррите и цементите - Ni, Mn, Cu, Si, оказывают только количественное влияние на развитие диффузионных превращений переохлажденного аустенита, замедляя их, т.е. сдвигая вправо по оси времени кривые изотермического распада переохлажденного аустенита. Исключением является Co, ускоряющий развитие превращений.

Элементы, образующие специальные карбиды - Ti, W, V, Mo, Cr и др., вносят не только количественные, но и качественные изменения в развитие диффузионных превращений переохлажденного аустенита. В сталях, легированных этими элементами,



наблюдаются два минимума устойчивости переохлажденного аустенита - в интервале температур перлитного и бейнитного превращений, разделенных областью более высокой устойчивости переохлажденного аустенита. На рис.6.1 показаны диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита углеродистой стали У10 и легированной стали ХВГ, содержащей карбидообразующие элементы.

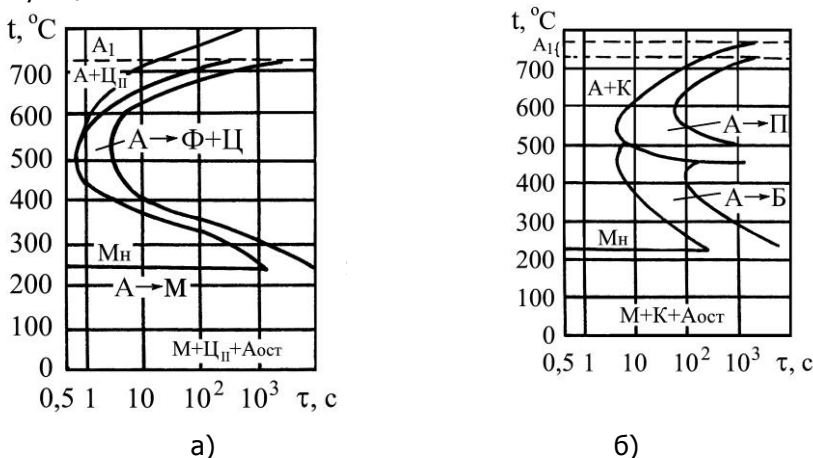


Рис.6.1. Диаграммы изотермического распада углеродистой стали У10 (а, нагрев до $t=760-780^{\circ}\text{C}$) и легированной стали ХВГ (б, нагрев до $t=810-830^{\circ}\text{C}$). (А - аустенит, Ф-феррит, П – перлит, М - мартенсит, $A_{ост}$ - остаточный аустенит, К - карбиды, Ц - цементит)

Замедление распада переохлажденного аустенита легированных сталей объясняется низкой диффузионной подвижностью атомов легирующих элементов, растворенных в α -железе по способу замещения.

Таким образом, легирующие элементы повышают устойчивость к распаду переохлажденного аустенита и, как следствие, уменьшают критическую скорость закалки и увеличивают прокаливаемость стали, в чем и заключается основное практическое значение легирующих элементов. Наиболее сильно увеличивают прокаливаемость Mo, Cr, Mn, Ni, и W, поэтому их вводят в состав большинства легированных сталей. Особенно интенсивно повышается прокаливаемость при совместном введении в сталь нескольких легирующих элементов, например Cr и Ni, или Cr, Ni и Mo.

Своеобразное влияние на развитие превращений пере-



охлажденного аустенита оказывают такие элементы, как Ti, V, Nb, образующие труднорастворимые карбиды, которые при обычных температурах нагрева – 800...900^oC не растворяются в аустените, обеспечивая стали наследственную мелкозернистость. При таком нагреве прокаливаемость стали уменьшается, так как карбиды действуют как готовые центры кристаллизации перлита. При более высокой температуре нагрева эти карбиды растворяются в аустените, что снижает критическую скорость закалки и повышает прокаливаемость стали.

Легирующие элементы не оказывают заметного влияния на механизм образования мартенсита, но существенно изменяют положение температурного интервала мартенситного превращения. Большинство из них (Mn, Cr, Ni, Mo, W и др.) снижают температуру начала (M_H) и окончания (M_K) мартенситного превращения, что увеличивает количество остаточного аустенита после закалки. Это приводит к снижению твердости и для более полного превращения аустенита в мартенсит следует проводить обработку холодом, то есть охлаждать сталь до отрицательных температур. Некоторые элементы повышают температуры M_H и M_K (Al, Co), Si не влияет на их положение.

6.1.5. Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске

Легирующие элементы оказывают влияние на все три превращения, протекающие при отпуске - распад мартенсита, распад остаточного аустенита, карбидные превращения, смещая их развитие в область более высоких температур отпуска.

Легирующие элементы по-разному влияют на две стадии распада мартенсита. Они не оказывают практически какого-либо существенного влияния на первую стадию распада мартенсита, так называемый "двухфазный" распад ниже ~150^oC, поскольку главный процесс проходящий при этом - зарождение карбидных частиц - зависит, в основном, от степени пересыщенности углеродом α -твердого раствора.

На вторую стадию распада мартенсита, так называемый "однофазный" распад, многие легирующие элементы оказывают существенное влияние, замедляя рост карбидных частиц и сохраняя пересыщенность углеродом α -твердого раствора, т.е. сохраняя состояние отпущенного мартенсита до температур 450-500^oC. Замедление распада мартенсита при легировании такими элементами, как V, Mo, Cr и др., имеющими большое химическое сродство к углероду, обусловлено снижением скорости диффузии углерода в α -твердом растворе, а при легировании такими элемен-



тами, как Co, Si, Cr, Mo, W и др. - повышением прочности меж-атомных связей, затрудняющих переход атомов углерода через границу раздела " α -твердый раствор - карбид". При температурах отпуска ниже $\sim 400^\circ\text{C}$ в α -твердом растворе не происходит диффузионного перераспределения легирующих элементов, поскольку диффузионная подвижность атомов легирующих элементов, растворенных в α -железе по способу замещения, на много порядков ниже, чем диффузионная подвижность атомов углерода, растворенных в α -железе по способу внедрения. Вначале из α -твердого раствора выделяется ε -карбид, а затем цементит, в которых содержание легирующих элементов такое же, как и в мартенсите. Атомы легирующих элементов в гексагональной решетке ε -карбида и ромбической решетке цементита, образующихся при температурах ниже $\sim 400^\circ\text{C}$, частично замещают атомы железа: $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$, $(\text{Fe}, \text{V})_3\text{C}$ и т.д. Легированный ε -карбид образуется внутри кристаллов α -твердого раствора в виде дисперсных (10-100 нм), определенным образом кристаллографически ориентированных пластин или стержней, чем обеспечивается когерентность на границе раздела фаз. Легированный цементит выделяется в виде грубых пластинок по границам, а также внутри кристаллов α -твердого раствора. В легированных сталях распад мартенсита завершается при температурах $450\text{-}500^\circ\text{C}$.

При температурах отпуска выше $\sim 450^\circ\text{C}$ легирующие элементы в связи с возможностью диффузионного их перераспределения оказывают значительное влияние на развитие карбидных превращений, вызывая появление специальных карбидов. При этом возможно превращение легированного цементита (в результате увеличения концентрации карбидообразующего легирующего элемента) в специальный карбид, например, $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ в $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, либо зарождение специального карбида, например VC, в пересыщенном легирующими элементами α -твердом растворе. Кроме того, легирующие элементы влияют на скорость коагуляции (укрупнения) карбидных частиц. При этом Ni ускоряет коагуляцию, а такие элементы, как Cr, W, Mo, V и др., затрудняют ее. Последнее обусловлено повышением прочности межатомных связей в решетке α -твердого раствора и карбида и уменьшением скорости диффузии углерода в α -твердом растворе. Коагуляция специальных карбидов идет медленнее в связи с малой скоростью диффузии легирующих элементов. Поэтому указанный процесс протекает при более высоких температурах ($600\text{-}680^\circ\text{C}$).

Большинство легирующих элементов повышает температурный интервал распада остаточного аустенита, что также обу-



словлено затрудненностью развития диффузионных процессов в легированной стали. Так, если углеродистый остаточный аустенит распадается в интервале температур 200...300^oC, то легированный остаточный аустенит - в интервале 400-550^oC, а иногда может сохраняться до 500-600^oC.

Кроме того, в сталях с высоким содержанием карбидообразующих легирующих элементов при распаде аустенита выделяется не цементит, а специальные карбиды, в результате чего аустенит становится менее легированным и при охлаждении от температур отпуска он может превратиться в мартенсит по сдвиговому механизму.

6.2. ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ

Закалка и отпуск являются основными видами термической обработки как легированной, так и углеродистой стали. Для их правильного проведения необходимо выбрать режим, т.е. установить температуру нагрева, время нагрева, охлаждающую среду (скорость охлаждения).

Температура нагрева легированных сталей под закалку выбирается более высокой по сравнению с углеродистыми сталями. Это обусловлено, с одной стороны, более трудным (по сравнению с простым цементитом) растворением при нагреве в аустените карбидов (легированного цементита или специальных карбидов), образованных карбидообразующими легирующими элементами – Ti, V, W, Mo, Cr и др., а с другой стороны, - повышением критических точек A_3 и A_{cm} в случае легирования сталей целой группой элементов - Cr, W, Mo, V, Ti, Si, Al, B и др. Например, температурный интервал нагрева под закалку стали ХВГ составляет 810-830^oC, что на 50^oC выше, чем для стали У10, имеющей такое же содержание углерода.

Для нагрева под закалку образцы и изделия помещают в нагретую до необходимой температуры электрическую печь. Общее время нагрева под закалку τ_H складывается из времени нагрева до необходимой температуры τ'_H , выбираемого для углеродистых сталей из расчета 1 мин на 1 мм сечения, и времени выдержки при этой температуре τ_B , рассчитываемого как $\tau'_H/4$. Поскольку легирующие элементы снижают теплопроводность стали и их карбиды медленнее растворяются в аустените, чем цементит, то для легированных сталей продолжительность нагрева и выдержки увеличивают на 25-40% по сравнению с углеродистыми. Для предупреждения возникновения больших внутренних напряжений и образования трещин изделия из высоколегирован-



ных инструментальных сталей иногда нагревают ступенчато.

Выбор охлаждающей среды при закалке имеет очень важное значение. Наиболее распространенными охлаждающими средами при закалке являются вода, 10% водные растворы едкого натра или поваренной соли, минеральное масло, воздушная смесь, расплавы солей и щелочей с низкой температурой плавления. Для легированных сталей скорость охлаждения в минеральном масле оказывается выше критической, поэтому они закаляются на мартенситную структуру в масле, а некоторые даже на воздухе, тогда как углеродистые могут закаливаться только в воде или водных растворах едкого натра или поваренной соли.

При закалке необходимо переохладить аустенит до температуры M_n путем быстрого охлаждения стали в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 650-400°C. В зоне температур мартенситного превращения, то есть ниже M_n , следует производить замедленное охлаждение, чтобы предотвратить возникновение значительных внутренних напряжений, которые могут привести к деформации, короблению или разрушению обрабатываемых изделий.

Поскольку скорость охлаждения в масле в интервале температур 650-400°C примерно в 5 раз меньше, чем в воде, тогда как при температурах мартенситного превращения - в 25-30 раз меньше, то это благоприятно сказывается на снижении внутренних напряжений при закалке и уменьшает вероятность образования трещин.

При назначении режимов отпуска легированных сталей следует учитывать, что большинство легирующих элементов замедляют распад мартенсита и коагуляцию карбидных частиц. Поэтому для получения одинаковых результатов легированные стали следует нагревать при отпуске до более высокой температуры или увеличивать продолжительность нагрева по сравнению с углеродистыми сталями.

6.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

6.3.1. Уясните цель работы.

6.3.2. Изучите влияние легирующих элементов на превращения при закалке и отпуске, структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.

6.3.3. Изучите принципы выбора режимов закалки и отпуска легированных сталей (температуры нагрева, времени нагрева и охлаждающей среды).

6.3.4. Приведите химический состав исследуемых в работе



Материаловедение

сталей - легированной стали ХВГ и углеродистой стали У10 (табл.6.1).

Таблица 6.1.

Химический состав исследуемых сталей

Марка	Содержание элементов в %*				
	C	Mn	Si	Cr	W
ХВГ	0,90-1,05	0,80-1,10	0,15-0,35	0,90-1,20	1,20-1,60
У10	0,95-1,04	0,15-0,30	0,15-0,30	-	-

* остальное - Fe.

6.3.5. Выберите режимы закалки легированной стали ХВГ и углеродистой стали У10. Определите температуру нагрева под закалку стали У10, пользуясь диаграммой состояния железо-цементит, а температуру нагрева под закалку стали ХВГ и также время выдержки при нагреве образцов исследуемых сталей, используя практические рекомендации настоящих методических указаний. Выберите охлаждающую среду, применяемую на практике для закалки сталей ХВГ и У10. Выбранные режимы занесите в табл.6.2.

Таблица 6.2

Изменение твердости и структуры стали в зависимости от скорости охлаждения (охлаждающей среды) и температуры отпуска

№№ образца	Марка стали	Закалка					Отпуск			
		Температура нагрева t_H , °C	Время нагрева τ_H , мин.	Охлаждающая среда	Твердость, HRC	Структура	Температура нагрева t_H , °C	Время нагрева τ_H , мин.	Твердость, HRC	Структура



Материаловедение

1	ХВГ	810-830	...	Воздух	-	-	-	-
2				Вода	-	-	-	-
3				Масло	200
4				Масло	400
5				Масло	600
1	У10	760-780	...	Воздух	-	-	-	-
2				Масло	-	-	-	-
3				Вода	200
4				Вода	400
5				Вода	600

6.3.6. Изучите влияние скорости охлаждения на твердость сталей ХВГ и У10. Для этого возьмите 5 образцов каждой стали и охладите после нагрева в электропечи в 3 средах: воде, минеральном масле и на воздухе. При этом закалите 3 образца стали У10 в воде, 3 образца стали ХВГ в масле, поскольку именно эти охлаждающие среды являются рекомендуемыми для исследуемых сталей. Возьмите по одному образцу сталей ХВГ и У10, охлажденных в 3 средах: воде, минеральном масле и на воздухе, и измерьте их твердость по методу Роквелла, предварительно зачистив торцевые поверхности образцов на шлифовальной бумаге для удаления дефектного слоя (окалина, обезуглероживание). По значениям твердости оцените вероятную структуру сталей. Полученные результаты занесите в табл.6.2.

6.3.7. Изучите влияние температуры отпуска на твердость сталей ХВГ и У10. Для этого возьмите 3 образца стали ХВГ, закаленных в масле, и 3 образца стали У10, закаленных в воде, и отпустите их в течение 20 мин при температурах 200, 400 и 600^oC (охлаждение проведите на воздухе). Затем измерьте твердость по методу Роквелла, по значениям твердости оцените вероятную структуру сталей и полученные результаты занесите в табл.6.2.

6.3.8. Постройте графики зависимости $HRC = f(V_{охл})$ и $HRC = f(t_{отп})$ (рис.6.2)



Материаловедение

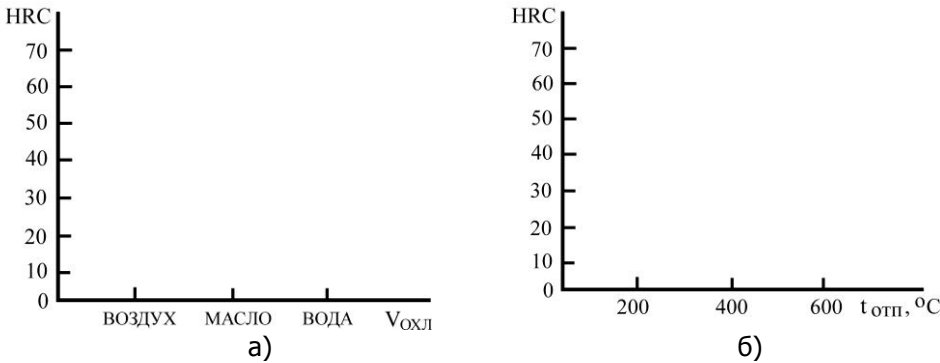


Рис.6.2. Влияние скорости охлаждения (а) и температуры отпуска (б) на твердость сталей ХВГ (●—●) и У10 (○—○).

6.3.9. Проанализируйте влияние скорости охлаждения и температуры отпуска на твердость сталей ХВГ и У10, оцените влияние легирования на структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.

6.3.10. Составьте отчет о работе.

(Для достоверного определения экспериментальных данных получите массив измерений, не менее 5, и статистически обработайте полученный коллектив с помощью микрокалькулятора или компьютера; проведите аналитическую аппроксимацию полученной экспериментальной зависимости; укажите аппроксимирующую функцию, постройте ее график).

6.4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

6.4.1. Цель работы.

6.4.2. Основные теоретические представления о влиянии легирующих элементов на превращения при закалке и отпуске, структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.

6.4.3. Практические рекомендации по выбору режимов закалки и отпуска легированной стали.

6.4.4. Методика выполнения работы.

6.4.5. Химический состав исследуемых сталей.

6.4.6. Таблица с результатами эксперимента.

6.4.7. Графики $HRC=f(V_{охл})$ и $HRC=f(t_{отп})$

6.4.8. Выводы на основании полученных результатов.

6.5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

6.5.1. Как влияют легирующие элементы на полиморфизм и критические точки стали?

6.5.2. Как влияют легирующие элементы на наследственную



зернистость стали?

6.5.3. Как влияют легирующие элементы, образующие специальные карбиды, на развитие диффузионных превращений переохлажденного аустенита?

6.5.4. Какое влияние оказывают легирующие элементы на величину критической скорости закалки и прокаливаемость стали?

6.5.5. Почему легированные стали охлаждаются при закалке в масле, а углеродистые - в воде?

6.5.6. Как влияет скорость охлаждения на величину остаточных напряжений?

6.5.7. Какое влияние оказывают легирующие элементы на превращения при отпуске закаленной стали?

6.5.8. С какой целью введены легирующие элементы в инструментальную сталь ХВГ?

6.5.9. Как и почему влияют легирующие элементы на температуру нагрева под закалку?

6.5.10. Что представляет собой мартенсит отпуска легированных сталей?

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 С., С.123-193, 225-305, 386-415.

2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 С., С.199-256, 303-382.

3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1984. 360 С., С.52-227, 295-307.

4. Материаловедение /Арзамасов Б.И., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др. М.: Машиностроение, 1986. 384 С., С.80-109, 148-164.

5. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.: Металлургия, 1989. 456 С., С.276-284, 289-295.



7. ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ ПРИ ЛАЗЕРНОМ НАГРЕВЕ

Лабораторная работа № 19

ЦЕЛЬ РАБОТЫ - изучение строения и свойств быстрорежущей стали после поверхностного упрочнения при лазерном нагреве.

7.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

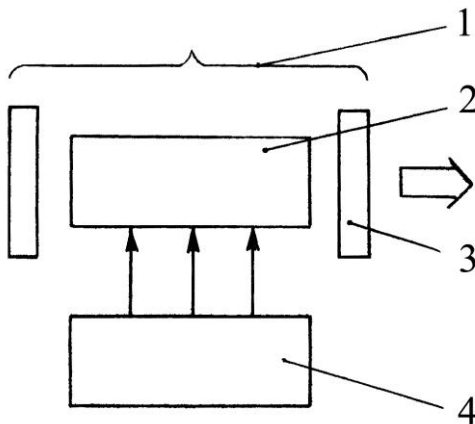
Лазером называется источник электромагнитного излучения оптического диапазона, основанный на вынужденном излучении возбужденных частиц вещества (атомов, ионов, молекул и др.), помещенных в оптический резонатор. Свое название лазер получил от начальных букв (аббревиатура) английского выражения "Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation", означающего "усиление света в результате вынужденного излучения". В советской литературе употребляется также термин "оптический квантовый генератор" (ОКГ).

Как известно из физики, возбужденный атом вещества может спонтанно (самопроизвольно) перейти на более низкий энергетический уровень, излучив при этом квант света. Такие спонтанные переходы атомов и формируют световые волны, излучаемые нагретыми телами. Помимо спонтанного, некогерентного (несогласованного во времени и пространстве протекания нескольких колебательных или волновых процессов) излучения различных атомов возможным является вынужденное излучение, происходящее под действием квантов света. При этом атомы, находящиеся на более низком энергетическом уровне, в результате поглощения кванта света переходят на более высокий уровень, а атомы, находящиеся на более высоком энергетическом уровне, под действием кванта света - на более низкий. Поскольку населенность (концентрация атомов) на более низком уровне в условиях термодинамического равновесия всегда больше, чем на более высоком, то световая волна теряет больше энергии, чем приобретает, т.е. имеет место поглощение света. Однако оказывается возможным создание неравновесного состояния вещества, при котором населенность более высокого из пары уровней энергии одного типа атомов, входящих в состав вещества, превышает населенность более низкого. При этом вынужденные переходы с более высокого на более низкий энергетический уровень преобладают и поставляют в световую волну больше энергии, чем теряют в результате переходов с более низкого энергетического



уровня на более высокий, что приводит к ее усилению, а не ослаблению. Такое состояние вещества называется инверсией населенности уровней, а среда с инверсией населенности какой-либо пары энергетических уровней, способная усиливать излучение, тождественное по частоте, направлению распространения, поляризации и фазе первичному, называется активной.

Процесс возбуждения активной среды, в результате которого создается инверсия населенности уровней, называется накачкой. Создаваемое лазерное излучение охватывает широкий спектр длин волн - от вакуумного ультрафиолетового до длинноволнового инфракрасного и субмиллиметрового.



Основу схемы любого лазера составляет активный элемент 2, содержащий активную среду, в которой непосредственно осуществляется генерация лазерного излучения, вызванная действием устройства накачки 4 (рис.7.1). При многократном прохождении усиливаемого излучения между зеркалами оптического резонатора 1 формируется мощный направленный пучок лазерного излучения.

Рис.7.1. Принципиальная схема лазера

Обычно лазерное излучение выводится из резонатора через одно из зеркал - выходное 3, которое делают частично прозрачным. Активный элемент, оптический резонатор, устройство накачки часто объединяют в единую конструкцию, называемую излучателем. Кроме излучателя в состав лазера входит блок электропитания и система охлаждения (для мощных лазеров). Существующие лазеры различаются способом накачки (лазеры с оптической, химической накачкой, накачкой электронным ударом и др.), типом активной среды (газовые, жидкостные, твердотельные лазеры), режимом работы (непрерывные, импульсные, импульсно-периодические лазеры), конструкцией оптического резонатора. К основным параметрам лазеров относятся рабочая длина волны, мощность излучения, коэффициент полезного действия - отноше-



ние мощности лазерного излучения к мощности возбуждения, подводимой к излучателю, энергия в импульсе и др. Лазеры применяются в различных технологических процессах машиностроения (сварка, резка, сверление, поверхностная обработка и др.). Эффективность лазерной технологии обусловлена локальностью воздействия, высокой плотностью потока энергии лазерного излучения в зоне обработки, возможностью ведения технологических процессов в любой прозрачной среде, возможностью бесконтактной подачи энергии к зоне обработки.

Лазерная поверхностная обработка объединяет различные виды, отличающиеся характером взаимодействия лазерного излучения с веществом. В зависимости от этого различают лазерную поверхностную обработку без оплавления поверхности (отжиг, закалка с полиморфным превращением, отпуск), с оплавлением поверхности (закалка из жидкого состояния; легирование, нанесение и обработка покрытий), с испарением части материала поверхности (ударное упрочнение). Энергетически временные параметры различных видов лазерной поверхностной обработки представлены на рис.7.2.

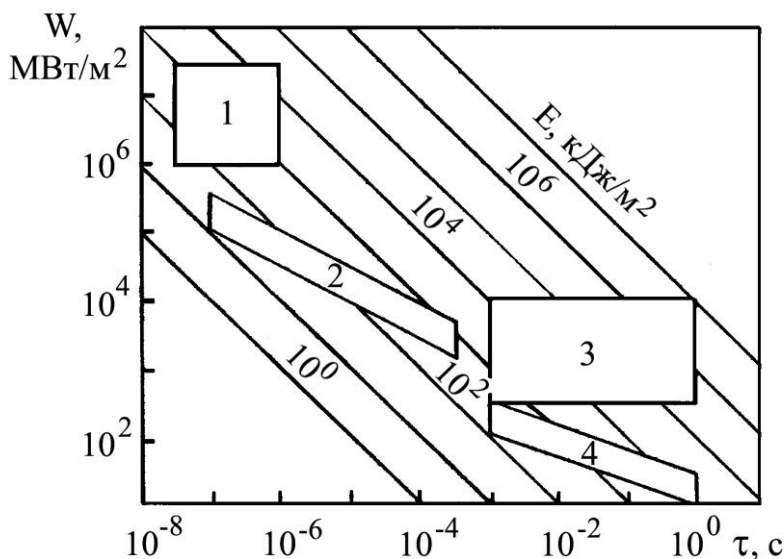


Рис.7.2. Энергетически-временные параметры (W -плотность мощности, τ - длительность воздействия, $\varepsilon=E/\tau$ - удельная энергия, E - энергия лазерного излучения) обработки (1-ударное упрочнение; 2- закалка из жидкого состояния; 3-



легирование, нанесение и обработка покрытий; 4 - закалка с полиморфным превращением)

Изменяя плотность мощности и длительность воздействия лазерного излучения на обрабатываемые участки поверхности материала, можно получить широкий спектр структурных состояний: ультрамикроструктурные структуры, пересыщенные твердые растворы, структуры с повышенной гомогенностью (однородностью), тонкие дендритные структуры, тонкие эвтектические композиции. При экстремально высоких скоростях охлаждения, наблюдаемых при лазерной закалке из жидкого состояния, на кристаллической основе у ряда сплавов могут быть зафиксированы аморфные структуры. Использование лазерного оплавления для поверхностного легирования, нанесения и обработки покрытий позволяет залечить дефекты типа пор и трещин, улучшить прочность сцепления покрытия с основой.

7.2. ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ

Среди различных видов лазерной поверхностной обработки широкое распространение получила упрочняющая лазерная термическая обработка, основанная на фазовых превращениях в поверхностном слое изделия. Она требует минимальной плотности мощности W лазерного излучения ($\sim 10^1$ - 10^2 МВт/м²) при максимальной длительности его воздействия τ (порядка $\sim 10^{-3}$ с при импульсном и $\sim 10^1$ - 10^0 с при непрерывном воздействии). В условиях массового и крупносерийного производства для упрочняющей обработки деталей применение получили мощные газовые лазеры непрерывного действия, в качестве активной среды которых используются газовые смеси ($\text{CO}_2 + \text{N}_2 + \text{He}$) с различным соотношением компонент. Для упрочнения инструмента и технологической оснастки используются твердотельные лазеры импульсного действия, активной средой которых являются стержни из легированных неодимом стекла и кристаллов иттриево-алюминиевого граната, рубина и других материалов. Выбор типа используемого лазера определяется необходимой производительностью процесса и глубиной упрочнения. Максимальная глубина упрочнения при использовании импульсных и непрерывных газовых лазеров мощностью до 5 кВт составляет соответственно 0,2-0,25 и 1,5-1,8 мм при оплавлении поверхности, и 0,07-0,15 и 0,8-0,9 мм при отсутствии оплавления поверхности. В настоящее время отечественной промышленностью выпускаются лазерные технологические установки, как импульсного (типа "Квант"), так и непрерывного ("Катунь", "Кардамон", "Комета") действия.



Возможность проведения лазерной закалки как с оплавлением, так и без оплавления поверхности является отличительной особенностью упрочняющей лазерной термической обработки. В первом случае ухудшается исходная микрогеометрия поверхности, требующая последующей механической обработки. Во втором случае благодаря тому, что фазовые превращения происходят в твердом состоянии, сохраняется исходная микрогеометрия поверхности и отпадает необходимость в последующей механической обработке. Выбор того или иного вида лазерной закалки обуславливается, прежде всего, условиями работы, определяющими необходимый комплекс свойств поверхности, технологией изготовления и другими факторами. Преимуществами лазерной закалки перед известными традиционными способами закалки являются следующие: возможность упрочнения поверхности любой формы, труднодоступных мест (пазов, отверстий) в изделиях сложной конфигурации; локальность нагрева, малые зоны термического влияния, практически исключают деформации и коробление изделий; бесконтактность воздействия лазерного излучения; высокая производительность и экономичность; отсутствие громоздкого термического оборудования; повышение культуры производства и улучшение условий труда; возможность проведения термической обработки в различных средах.

Выполненные, в том числе и в нашем университете, исследования установили целесообразность использования импульсной лазерной закалки для повышения комплекса свойств инструмента из быстрорежущих сталей. Как известно, возможность повышения скорости резания и стойкости инструмента обуславливается высокой теплостойкостью быстрорежущих сталей - способностью сохранять при нагреве фазовый состав, структуру и свойства (в первую очередь, твердость и износостойкость), необходимые для резания или деформирования. Высокая теплостойкость быстрорежущих сталей достигается специальным легированием большим количеством (15-25 масс.%) карбидообразующих элементов (вольфрам, молибден, ванадий, хром) или элементов, способствующих образованию интерметаллидных фаз (кобальт) и сложной упрочняющей термической обработкой. В результате этого в быстрорежущих сталях формируется дисперсная структура, состоящая из обладающих высокой твердостью и устойчивостью к распаду (мартенсит) и коагуляции (карбиды) фаз в оптимальном количественном соотношении и обеспечивающая необходимый комплекс свойств инструмента, который может быть повышен импульсной лазерной закалкой. При этом, поскольку для надежной



работы инструмента требуется определенный уровень свойств по объему инструмента, то импульсную лазерную закалку проводят после стандартной упрочняющей термической обработки (закалки и многократного отпуска) инструмента. В основе импульсной лазерной закалки, как уже сказано ранее, лежит использование в качестве источника нагрева создаваемых лазером миллисекундных импульсов лазерного излучения. Благодаря уникальным свойствам лазерного луча (когерентность, монохроматичность, высокая энергонасыщенность, малая расходимость и др.) и достаточно короткому времени генерации энергии, такой источник нагрева обладает очень высокой плотностью мощности, позволяющей осуществлять нагрев поверхностных слоев облучаемого материала до температур фазовых превращений со скоростями порядка 10^5 - 10^6 град/с. По окончании действия импульса происходит интенсивный отвод тепла от нагретых поверхностных слоев в массу материала со скоростью порядка 10^3 - 10^4 град/с, что на 1-2 порядка превышает величину критической скорости закалки используемых в промышленности сталей. В результате специфического термического цикла в поверхностном слое облученной стали формируется структура, характеризующаяся высокой дисперсностью, пониженной химической активностью, повышенной плотностью дефектов кристаллического строения. После импульсной лазерной закалки инструмента из быстрорежущей стали, например, марки Р6М5, прошедшего стандартную упрочняющую термическую обработку, зона лазерного воздействия состоит из трех составляющих: зоны закалки из жидкого состояния, зоны закалки из твердого состояния и зоны отпуска, переходящей в исходную структуру (рис.7.3). Зона закалки из жидкого состояния характеризуется практически полным растворением карбидов и, как следствие, более полным насыщением твердого раствора легирующими элементами, что вызывает понижение температуры начала мартенситного превращения M_n и соответственно - увеличение количества остаточного аустенита. Высокодисперсная, в основном, аустенито-мартенситная структура обладает плохой травимостью и при наблюдении в микроскоп имеет вид "белого" слоя с характерным дендритным строением, микротвердость этой зоны может быть как выше (рис.7.4), так и ниже уровня микротвердости быстрорежущей стали после стандартной упрочняющей термической обработки. При обработке с плавлением на небольшую глубину первые порции расплава обогащены легирующими элементами и, в первую очередь углеродом, что приводит к формированию в процессе охлаждения весьма дисперсных карбидов



и получению высокой микротвердости.

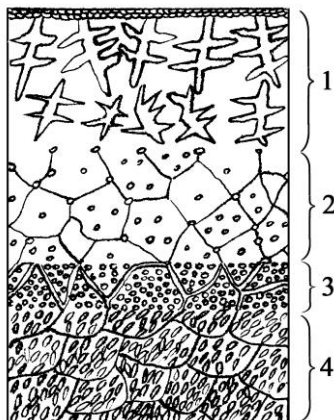


Рис.7.3.Схема микроструктуры зоны лазерного воздействия стали Р6М5 после импульсной лазерной закалики с плотностью мощности $W=200$ МВт/м² (1 - зона закалики из жидкого состояния; 2 - зона закалики из твердого состояния; 3 - зона отпуска; 4 - исходная структура)

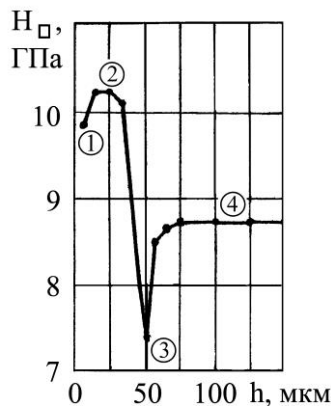


Рис.7.4.Зависимость микротвердости стали Р6М5 после импульсной лазерной закалики с плотностью мощности $W=200$ МВт/м² от глубины зоны лазерного воздействия (1, 2, 3, 4 - см. рис.7.3)

Оплавление на большую глубину вызывает полное растворение карбидов, выравнивание химического состава расплава и образование практически аустенитной структуры с низкой микротвердостью. Теплостойкость быстрорежущей стали после закалики из жидкого состояния выше уровня, достигаемого при стандартной упрочняющей термической обработке, что связано с более высокими дисперсностью формируемой структуры и степенью насыщения твердого раствора легирующими элементами при скоростной аустенитизации, а при закалке с оплавлением на небольшую глубину - еще и с выделением в процессе охлаждения весьма дисперсных карбидов. При обработке с оплавлением наблюдается ухудшение микрогеометрии поверхности.

Зона закалики из твердого состояния (из аустенитной области) состоит из мартенсита, остаточного аустенита и карбидов. Количество остаточного аустенита в ней может достигать 60%, что свидетельствует о большей степени легированности твердого раствора в этой зоне за счет частичного растворения карбидной фазы по сравнению с объемной закалкой, при которой в



быстрорежущих сталях образуется порядка 25% остаточного аустенита. Зона закалки из твердого состояния имеет характерное для закаленной быстрорежущей стали строение - хорошо видны границы бывших аустенитных зерен, содержащих высокодисперсные мартенсит и остаточный аустенит и нерастворившиеся карбиды. Для этой зоны характерны высокие значения микротвердости за счет более высоких дисперсности структуры и степени насыщения твердого раствора легирующими элементами. Теплоустойчивость быстрорежущей стали в зоне закалки из твердого состояния несколько ниже, чем в зоне закалки из жидкого состояния. Закалка из твердого состояния не изменяет микрогеометрии поверхности. Светлая упрочненная зона, состоящая в общем случае из зоны закалки из жидкого и твердого состояний, граничит с более темной зоной отпуска, связанной с образованием троостита при скоростном отпуске в результате нагрева ниже критических точек стали и переходящей в характерную структуру стандартно термически обработанной стали Р6М5. Анализируя представленные данные, следует отметить, что поскольку лазерной закалке подвергается готовый инструмент, то наиболее целесообразной для практической реализации является лазерная закалка быстрорежущих сталей из твердого состояния. В этом случае плотность мощности лазерного излучения $W = E / F \cdot \tau$ (E - энергия излучения лазерного импульса, зависящая от напряжения зарядки накопительных конденсаторов системы оптической накачки Дж; $F = \pi \cdot d^2 / 4$ - площадь облученной зоны, которая, например, может быть определена через диаметр прожигаемого отверстия d на копировальной бумаге, нанесенной на образец, m^2 ; (F регулируется смещением поверхности образца относительно фокальной плоскости объектива лазера, т.е. дефокусировкой на величину $+\Delta F = 0,05$ м); τ - длительность импульса, определяемая по градуировочному графику $\tau = f(E)$, с (в работе τ принимается равной 1 мс), - важнейший энергетический параметр лазерной закалки - должна находиться в диапазоне значений плотности мощности, при которых, с одной стороны, температура поверхностных слоев выше температуры фазовых превращений, а с другой ниже температуры плавления. Этот диапазон зависит от состава стали и исходной структуры, определяемой предшествующей лазерной закалке термической обработкой. В частности, для стали Р6М5, подвергнутой стандартной упрочняющей термической обработке, он равен 5,0-10,0 МВт/м². При этом процесс лазерной закалки стремятся провести таким образом, чтобы нагреть поверхность металла до наибольшей температуры для получения максимальной глуби-



ны зоны лазерного воздействия. Этим условиям соответствуют значения плотности мощности, близкие к верхней границе рекомендуемого диапазона плотностей мощности.

Импульсная лазерная закалка может быть выполнена как с помощью лазерных технологических установок типа "Квант", так и с использованием лабораторных лазеров, например, типа ГОС-30 или ГОР-30. Схема импульсной лазерной закалки на лабораторном ОКГ ГОС-30, используемом в работе, представлена на рис.7.5.

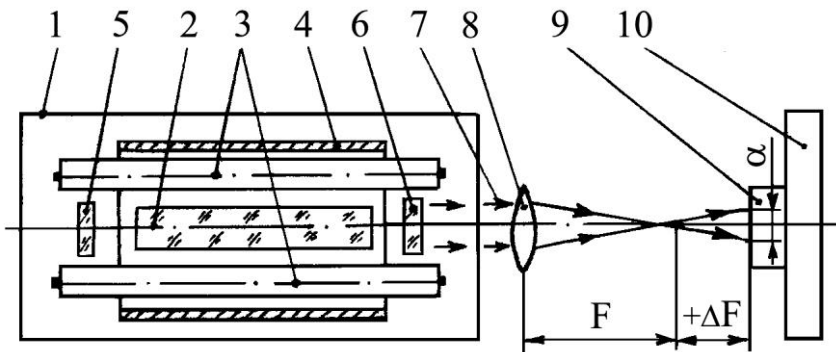


Рис.7.5. Схема импульсной лазерной закалки на лабораторном ОКГ ГОС-30

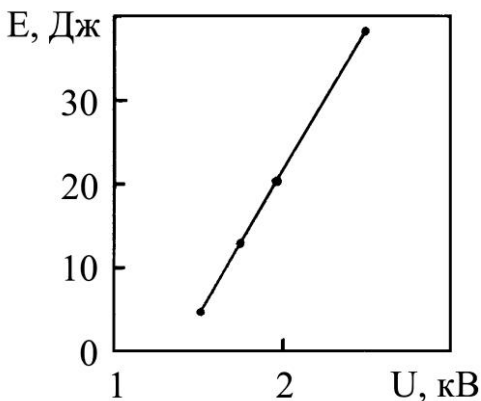


Рис.7.6. Зависимость энергии излучения E от напряжения зарядки накопительных конденсаторов U ОКГ ГОС-30

Действие устройства накачки - лампы накачки 3 и отражателя 4 вызывает генерацию активным элементом 2 лазерного излучения. При многократном прохождении усиливаемого излучения между зеркалами оптического резонатора - непрозрачным 5 и полупрозрачным 6 - формируется мощный направленный пучок лазерного излучения 7, выводимый из излучателя 1 через выходное полупрозрачное зеркало 6 оптического резонатора. Пучок лазерного излучения 7 фокусируется объективом 8 на поверхность облучаемого образца 9, расположенного на предметном столике 10.

Зависимость энергии излучения E от напряжения зарядки накопительных конденсаторов U ОКГ ГОС-30 представлена на рис.7.6.

Наряду с общими, ранее изложенными правилами техники безопасности в лабораториях кафедры "Физическое и прикладное материаловедение" при выполнении данной лабораторной работы студент должен соблюдать следующие правила техники безопасности:

1. К работе на лазерном ОКГ ГОС-30 допускаются лица, ознакомившиеся с его техническим описанием и инструкцией по эксплуатации.

2. Перед началом работы необходимо проверить исправность защитного заземления корпуса и всех блоков установки, исправность изоляции высоковольтных кабелей, наличие и исправность светозащитного экрана.

3. Запрещается работать на установке с отключенными блокировками и снятыми защитными кожухами.

4. Включение, эксплуатация и выключение установки производится только с разрешения преподавателя, в его присутствии.



3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

3.1. Уясните цель работы.

3.2. Изучите принципы работы лазера, сущность лазерной обработки и возможности поверхностного упрочнения стали при лазерном нагреве.

3.3. Облучите один образец стали Р6М5 (в работе используются образцы стали Р6М5 после стандартной упрочняющей термической обработки, включающей закалку от температуры нагрева 1210-1230⁰С в масле и трехкратный отпуск при температуре 550-570⁰С) двумя импульсами лазерного излучения, сгенерированными при напряжении зарядки накопительных конденсаторов $U = 2$ и 2,5 кВ:

Для этого:

- включите согласно инструкции по эксплуатации ОКГ ГОС-30;

- закрепите облучаемый образец на предметном столике на расстоянии 0,30 м от фокусирующего объектива;

- нажмите кнопку "Пуск", а после достижения напряжения зарядки накопительных конденсаторов U величины 2 кВ - кнопку "СТОП";

- произведите генерацию импульса лазерного излучения, нажав выносную кнопку "ПОДЖИГ";

- переместите облучаемый образец относительно оптической оси на 5-6 мм;

- сделайте перед генерацией следующего импульса лазерного излучения выдержку не менее 5 мин;

- нажмите кнопку "ПУСК", а после достижения напряжения зарядки накопительных конденсаторов U величины 2,5 кВ - кнопку "СТОП";

- произведите генерацию следующего импульса лазерного излучения, нажав выносную кнопку "ПОДЖИГ".

3.4. Рассчитайте значение плотности мощности лазерного излучения W для двух сгенерированных импульсов и определите, в каком случае была выполнена закалка с оплавлением, в каком - без оплавления поверхности.

Для этого:

- определите значение энергии излучения каждого лазерного импульса E , используя градуировочный график $E = f(U)$;

- измерьте с помощью лупы диаметр каждого "пятна" облучения d и вычислите его площадь F как $\pi \cdot d^2/4$;

- рассчитайте, принимая длительность импульса $\tau = 1$ мс;



Материаловедение

плотность мощности лазерного излучения W для двух сгенерированных импульсов как $W=E/F\cdot\tau$;

- занесите полученные данные в табл.7.1 и, сравнивая рассчитанные значения W с необходимым для осуществления закалки без оплавления диапазоном плотностей мощности, определите вид закалки в каждом случае.

Таблица 7.1.

Результаты оценки плотности мощности лазерного излучения W

Напряжение зарядки накопительных конденсаторов U , кВ	Энергия излучения лазерного импульса E , Дж	Длительность импульса τ , мс	Диаметр «пятна» облучения d , м	Плотность мощности лазерного излучения W , МВт/м ²	Диапазон значений W закалки без оплавления, МВт/м ²	Заключение о виде закалки
2	...	1	5-10	...
2,5	...	1	5-10	...

3.5. Исследуйте влияние плотности мощности лазерного излучения W на глубину $h_{\text{упр}}$ упрочненных зон образца стали Р6М5, облученного 4-мя лазерными импульсами с различной энергией E , равной 8, 12, 15 и 19 Дж.

Для этого:

- рассчитайте по аналогии с п.3.4 при известных значениях E , τ , измеренном d и вычисленном F значения плотности мощности лазерного излучения W для каждого из 4-х импульсов;

- измерьте с помощью микроскопа с окуляром-микрометром прибора для измерения микротвердости ПМТ-3 глубину $h_{\text{упр}}$ упрочненной зоны каждого из 4-х "пятен" в осевом сечении, учитывая неоднородность распределения энергии лазерного излучения по "пятну";

- занесите полученные данные в табл.7.2 и постройте график зависимости $h_{\text{упр}}=f(W)$ (рис.7.7).

- проанализируйте влияние плотности мощности лазерного излучения W на глубину $h_{\text{упр}}$ упрочненных зон образца стали Р6М5.



Таблица 7.2.

Результаты исследования зависимости $h_{\text{упр}}=f(W)$ облученного образца стали Р6М5

Энергия излучения лазерного импульса E , Дж	Длительность импульса τ , мс	Диаметр "пятна" облучения d , м	Плотность мощности лазерного излучения W , МВт/м ²	Глубина зоны упрочнения $h_{\text{упр}}$, мкм
8	1
12	1
15	1
19	1

3.6. Исследуйте распределение микротвердости H_0 по глубине h зоны лазерного воздействия образца стали Р6М5 при различной плотности мощности W лазерного излучения.

Для этого:

- измерьте с помощью микроскопа с окулярным микрометром прибора ПМТ-3 расстояние h от облученной поверхности до центра отпечатка индентора и размер диагонали отпечатка для каждого из 4-х пятен в осевом сечении;

- определите с помощью справочных таблиц (см. лабораторную работу № 13 "Измерение твердости и микротвердости металлов") значения микротвердости H_0 ;

- занесите полученные данные в табл.7.3 и постройте график зависимости $H_0=f(h)$ при различной плотности мощности W лазерного излучения (рис.7.8).



Материаловедение

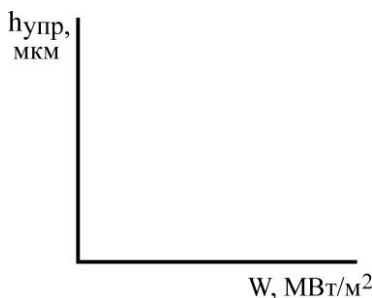


Рис.7.7.Зависимость глубины упрочнения $h_{упр}$ стали Р6М5 от плотности мощности W лазерного излучения

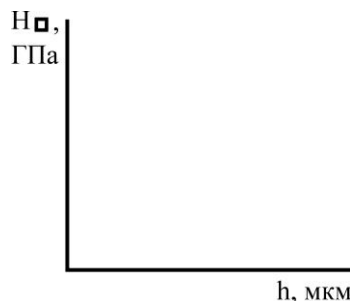


Рис.7.8.Распределение микротвердости H_{\square} по глубине h зоны лазерного воздействия стали Р6М5 при различной плотности мощности лазерного излучения

Таблица 7.3

Результаты исследования зависимости $H_{\square}=f(h)$ облученного образца стали Р6М5 при различной плотности мощности W лазерного излучения

Плотность мощности лазерного излучения W , МВт/м ²	Расстояние от облученной поверхности до отпечатка h , мкм	Микротвердость H_{\square} , ГПа
8 и т.д. и т.д.
19 и т.д. и т.д.

- проанализируйте распределение микротвердости H_{\square} по глубине h зоны лазерного воздействия стали Р6М5 при различной плотности мощности лазерного излучения;

- оцените, используя полученный график $H_{\square}=f(h)$, размеры упрочненной зоны (зоны закалки), где микротвердость выше уровня исходной микротвердости и зоны отпуска, где микротвер-



достью ниже уровня исходной.

3.7. Составьте отчет о работе.

4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

4.1. Цель работы.

4.2. Принципы работы лазера, сущность лазерной обработки и возможности поверхностного упрочнения стали при лазерном нагреве.

4.3. Практические рекомендации по выбору типа и режимов лазерной закалки для поверхностного упрочнения стали Р6М5.

4.4. Методика выполнения работ.

4.5. Таблицы с результатами исследований.

4.6. Графики $h_{\text{упр}}=f(W)$ и $H_{\sigma}=f(h)$.

4.7. Выводы на основании полученных результатов.

5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

5.1. Что называется лазером?

5.2. Какие элементы входят в состав лазера?

5.3. По каким параметрам различают существующие лазеры?

5.4. Назовите виды лазерной поверхностной обработки.

5.5. Чем определяется выбор типа лазера для упрочняющей лазерной термической обработки изделий?

5.6. Каковы преимущества лазерной закалки перед известными традиционными способами закалки?

5.7. Из каких составляющих состоит зона лазерного воздействия инструмента из быстрорежущей стали, прошедшего стандартную упрочняющую термическую обработку?

5.8. Каковы особенности строения составляющих зоны лазерного воздействия? Как изменяется теплостойкость быстрорежущей стали при лазерной закалке с оплавлением и без него?

5.9. В чем состоит основное преимущество лазерной закалки быстрорежущей стали из твердого состояния перед лазерной закалкой из жидкого состояния?

5.10. Из каких соображений выбирается плотность мощности лазерного излучения при импульсной лазерной обработке без оплавления?

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кришталл М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. М.: Металлургия, 1973. 193 С.



Материаловедение

2. Коваленко В.С. Обработка материалов импульсным излучением лазеров. Киев: Вища школа, 1977. 144 С.

3. Справочник по технологии лазерной обработки / Коваленко В.С., Котляров В.П., Дятел В.П. и др. Киев: Техника, 1985. 167 С.

4. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. Справочник / Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В. и др. М.: Машиностроение, 1985. 496 С., С.206-268.

5. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Методы поверхностной лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов. М.: Высшая школа, 1987. 191 С.

6. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Основы лазерного термоупрочнения сплавов: Учеб. пособие для вузов. М.: Высшая школа, 1988. 159 С.



8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДУРАЛЮМИНА

Лабораторная работа № 20

ЦЕЛЬ РАБОТЫ - исследование и анализ природы изменения свойств при термической обработке цветных сплавов на примере дуралюмина.

8.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Переменная растворимость компонентов в твердом состоянии (рис.8.1), вызывающая при снижении температуры в равновесных условиях выделение из твердого раствора α так называемых вторичных кристаллов стабильной фазы β , может быть использована для термического упрочнения обширной группы цветных сплавов. Повышение характеристик прочностных свойств (временного сопротивления, предела текучести, твердости) наблюдается при переходе из метастабильного (неравновесного) состояния, обладающего повышенной свободной энергией, в стабильное. Технологически это достигается путем закалки без полиморфного превращения (закалка на мартенсит является закалкой с полиморфным превращением), при которой в результате быстрого охлаждения фиксируется высокотемпературное состояние твердого раствора - состояние пересыщенного твердого раствора α' , и последующего старения, при котором происходит его распад.

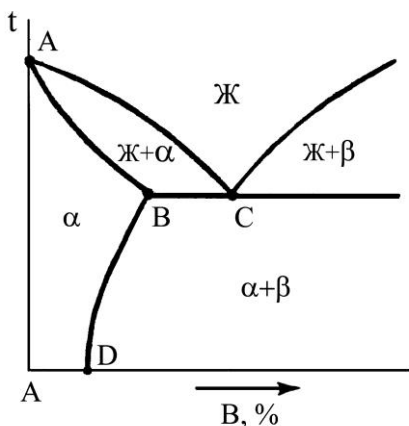


Рис.8.1. Фрагмент диаграммы состояния системы А-В с переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии

Поэтому старение - это вид термической обработки закаленного без полиморфного превращения сплава, главным процессом которого является распад пересыщенного твердого раствора. Распад последнего протекает самопроизвольно с выделением теплоты превращения уже при нормальной (комнатной) температуре (естественное старение).

Однако, в большинстве случаев диффузионная подвижность атомов в этих условиях недостаточна для развития распада в необходимой степени за приемлемое время. В связи с этим для изменения структуры и свойств закаленный сплав нагревают, подвергают искусственному старению

С точки зрения физической сущности процессов старение подразделяется на зонное, подготавливающее образование новых фаз, и фазовое, связанное с их появлением и развитием. При распаде пересыщенного твердого раствора α' могут выделяться (в порядке возрастания энергии активации) зоны Гинье-Престона (зоны ГП), кристаллы промежуточной метастабильной фазы β' (в некоторых системах выделяются две промежуточные метастабильные фазы) и стабильной фазы β , поэтому температурно-временную последовательность их появления можно изобразить в виде схемы: зоны ГП $\rightarrow \beta' \rightarrow \beta$. В реальных промышленных сплавах, например АЛ7 (система Al-Cu) и Д16 (система Al-Cu-Mg), аналогичные последовательности имеют соответственно следующий вид: зоны ГП $\rightarrow \Theta'' \rightarrow \Theta' \rightarrow \Theta$ (CuAl₂) и зоны ГП $\rightarrow S'' \rightarrow S$ (Al₂CuMg).

Зоны ГП, зарождаемые гомогенно (случайным образом), представляют субмикроскопические (толщиной в несколько атомных слоев и протяженностью в несколько десятков атомных слоев), когерентные (сохраняющие решетку растворителя) выделения с резко повышенной концентрацией растворенного компонента и значительным (в связи с разницей атомных размеров растворителя и растворенного компонента) уровнем упругих напряже-



ний на поверхности раздела их с решеткой растворителя. Промежуточная и стабильная фазы зарождаются гетерогенно, в местах предпочтительного зарождения. Таковыми для промежуточной фазы являются отдельные дислокации, малоугловые границы (стенки дислокаций), дефекты упаковки, а также зоны ГП. Выделения промежуточной фазы являются частично, а иногда и полностью когерентными решетке растворителя. При этом поле упругих напряжений вокруг частично когерентных выделений меньше, чем вокруг полностью когерентных выделений. Некогерентные выделения стабильной фазы предпочтительно зарождаются на высокоугловых границах, скоплениях вакансий, ранее появившихся выделениях промежуточных фаз. Образование выделений стабильной фазы способствует исчезновению поля упругих напряжений на поверхности раздела их с решеткой растворителя.

Характеристики прочностных свойств сплава с увеличением продолжительности старения при постоянной температуре сначала возрастают (упрочняющее старение), достигают максимума и затем снижаются (разупрочняющее старение, так называемое "перестаривание"), оставаясь выше значений в закаленном состоянии. Старение начинается с инкубационного периода, характеризующегося отсутствием или весьма слабым повышением характеристик прочностных свойств. Инкубационный период (при нормальной температуре составляющий 2-3 часа) имеет важное технологическое значение, поскольку в это время закаленный сплав обладает повышенной пластичностью и может быть обработан давлением. Возникающее при старении упрочнение - результат торможения дислокаций выделениями, образованными при распаде пересыщенного твердого раствора (полем упругих напряжений в решетке растворителя вокруг выделений, при огибании или перерезании выделений дислокациями). Вклад в упрочнение от зон ГП сначала возрастает в связи с их укрупнением и увеличением плотности их распределения в решетке растворителя, что приводит к необходимости дислокациям огибать и перерезать выделения, достигает максимума и затем снижается до нуля в результате постепенного растворения зон ГП в решетке растворителя при появлении промежуточной фазы или же в результате прямого превращения зон ГП в промежуточную фазу. Вклад промежуточной фазы β' в упрочнение после определенного инкубационного периода вначале возрастает, что связано с появлением трудно перерезаемых дислокациями частиц промежуточной фазы, проходит через максимум при наибольшей плотности ее выделений и затем снижается в результате коагуляции (объединения) выделе-



ний промежуточной фазы и уменьшения поля упругих напряжений в решетке растворителя.

Таблица 8.1
Химический состав дуралюминов (ГОСТ 4784-74)

Марка сплава	Химический состав, %									
	Cu	Mg	Mn	Si*	Fe*	Zn	Ti*	Ni*	Сумма при-	Al
Д1	3,8-4,8	0,4-0,8	0,4-0,8	<0,7	<0,7	<0,3	<0,1	<0,1	≤0,1	остальное
Д16	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,3	<0,1	<0,1	≤0,1	остальное

* В стандарте учитывается как примесь.

Дуралюмины являются распространенными деформируемыми алюминиевыми сплавами, упрочняемыми термической обработкой - закалкой и старением. Их основными легирующими элементами являются медь и магний. Химический состав некоторых марок дуралюминов приведен в табл.8.1.

В первом приближении процессы, происходящие при нагреве и охлаждении, могут быть описаны с помощью диаграммы состояния системы Al-Cu (рис.8.2).

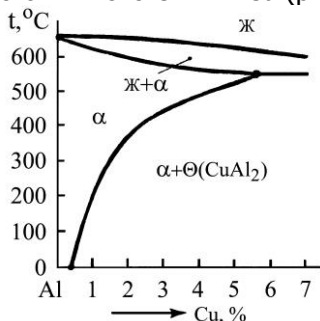


Рис.8.2. Фрагмент диаграммы состояния системы Al-Cu

Как следует из приведенной диаграммы растворимость меди в алюминии при изменении температуры от 548°C до 20°C снижается с 5,7% до 0,2%, что и обуславливает возможность термического упрочнения дуралюминов путем закалки и старения. Дуралюмины указанных марок применяют для изготовления деталей средней и повышенной прочности, требующих долговечности при переменных нагрузках. Из этих сплавов изготавливают трубы, прутки, заклепки, обшивки, лопасти, шпангоуты, ланжероны самолетов, каркасы и др.



8.2. ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ

Термическая обработка дуралюмина включает в себя закалку и старение. Нагрев под закалку обычно производится в электрических печах или соляных ваннах, причем его особенностью является очень точное соблюдение температурного режима (см. рис.8.2), интервал температур закалки должен быть не более $\pm 5^\circ\text{C}$. Охлаждение осуществляется в воде. Закалка дуралюмина в отличие от закалки стали не упрочняет сплав, а увеличивает пластические свойства по сравнению с исходным отожженным состоянием. Свежезакаленный дуралюмин хорошо поддается пластической деформации (расклепка заклепок, гибка, отбортовка и др.).

На практике проводят как естественное, так и искусственное старение. Естественное старение в течение 4-6 суток обеспечивает получение максимальных характеристик прочностных свойств. Например, предел прочности при растяжении может быть повышен до 400-470 МПа по сравнению с 210-220 МПа в исходном отожженном состоянии (табл. 8.2). В некоторых случаях применяется искусственное старение при 150-200 $^\circ\text{C}$ продолжительностью до 6-15 часов с охлаждением обычно на воздухе. Такое старение приводит к меньшему упрочнению, предел прочности при растяжении повышается до 360-390 МПа.

Таблица 8.2

Механические свойства дуралюминов

Марка сплава	Состояние сплава	Предел прочности при растяжении σ_B , МПа	Предел текучести σ_T , МПа	Относительное удлинение δ , %	Твердость НВ, МПа
Д1	После отжига После закалки и естественного старения	210	110	18	450
		420	240	15	950
Д16	После отжига После закалки и естественного старения	220	110	18	500
		470	320	17	1050



8.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- 8.3.1. Уясните цель работы.
- 8.3.2. Изучите процессы, происходящие при термической обработке дуралюмина - закалке и старении.
- 8.3.3. Возьмите 5 образцов дуралюмина,
- 8.3.4. Укажите марку и химический состав исследуемого дуралюмина.
- 8.3.5. Закалите 4 образца дуралюмина в воде после нагрева в электрической муфельной печи от температуры $500 \pm 5^\circ\text{C}$ в течение 10 мин
- 8.3.5. Проведите искусственное старение 4 образцов дуралюмина при температуре 180°C в течение 15, 30 и 45 мин. с охлаждением на воздухе.
- 8.3.6. Измерьте твердость образцов в различных состояниях - исходном отожженном, свежезакаленном и после искусственного старения, предварительно зачистив шлифовальной шкуркой их поверхность. Измерения проведите на приборе Роквелла при нагрузке 625Н с помощью шарика $\varnothing 2,5\text{мм}$. (Обратите внимание, что измерения необходимо проводить на неплакированной алюминии поверхности образца), диаметр полученного отпечатка определите с помощью отсчетного микроскопа как среднее арифметическое из двух измерений, полученных в двух взаимно перпендикулярных направлениях с точностью 0,05 мм. Значения твердости Н рассчитайте по формуле: $H=P/F$, где P- значение нагрузки, Н; $F=\pi \cdot d^2/4$ - площадь отпечатка, м^2 . Полученные результаты запишите в табл.8.3.

Таблица 8.3.

Твердость дуралюмина в различных состояниях

Исходное отожженное	Свежезакаленное	После старения при температуре 180°C в течение, мин		
		15	30	45
...

- 8.3.7. Постройте график зависимости $H=f(\tau)$ (рис.8.3).
- 8.3.8. Проанализируйте влияние продолжительности искусственного старения на твердость дуралюмина, объясните характер изменения твердости.
- 8.3.9. Составьте отчет о работе. (Для достоверного



определения экспериментальных данных получите массив измерений, не менее 5, и статистически обработайте полученный коллектив с помощью микрокалькулятора или компьютера; проведите аналитическую аппроксимацию полученной экспериментальной зависимости; укажите аппроксимирующую функцию, постройте ее график).

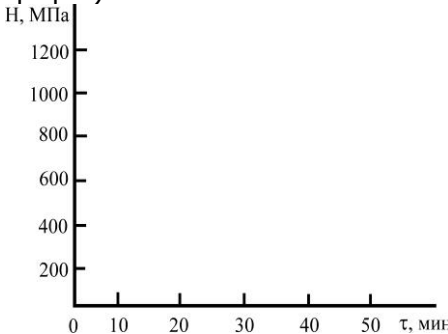


Рис.8.3. Изменение твердости дуралюмина в зависимости от продолжительности искусственного старения при 180°C

8.4. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

8.4.1. На чем основана термическая обработка цветных сплавов?

8.4.2. В чем заключается закалка без полиморфного превращения, старение?

8.4.3. Чем отличается искусственное старение от естественного?

8.4.4. Чем отличается зонное старение от фазового?

8.4.5. В чем физическая сущность процессов, протекающих при старении?

8.4.6. Какую структуру имеет дуралюмин марки Д1 в равновесном состоянии?

8.4.7. Как зарождаются зоны ГП, промежуточная и стабильная фазы?

8.4.8. Как влияют закалка и старение на механические свойства?

8.4.9. Какова природа упрочнения при старении?

8.4.10. Назовите основные легирующие элементы дуралюмина.

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.:Металлургия, 1986, 480 С., С.213-225, 316-386.
2. Гуляев АЛ. Металловедение. М.:Металлургия,1986. 544С., С.481-497.
3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.:Металлургия,1984.360 С., С.320-337.
4. Материаловедение / Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин,



Материаловедение

Г.Ф. Косолапов и др. М.:Машиностроение, 1986.383 С., С.85-89, 207-216.

5. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.:Металлургия, 1989. 456 С., С.339-341.



9. МИКРОСТРУКТУРА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Лабораторная работа № 21

ЦЕЛЬ РАБОТЫ - изучение микроструктуры сварных соединений с определением характера структуры сварного шва, зоны термического влияния и основного металла.

9.1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

При изучении микроструктуры сварных соединений, состоящих из зоны сварного шва, зоны оплавления и зоны термического влияния, необходима информация о процессах первичной и вторичной кристаллизации сплавов (в результате которых формируется структура сварного шва), закалки, перегрева, нормализации, рекристаллизации и отжига. При этом важно учитывать переохлаждение, ликвацию, возможное наличие неметаллических включений, газовых пор, трещин, возникших за счет усадочных напряжений при первичной кристаллизации сварного шва, образование неравновесных структур, а также термическое влияние на структуру основного металла в околошовной зоне.

Отличие процесса кристаллизации металла сварочной ванны от кристаллизации жидкого металла в изложнице заключается в следующем:

1. Сварочная ванна находится одновременно под воздействием нагрева сварочного пламени и охлаждения со стороны твердого металла (рис.9.1).

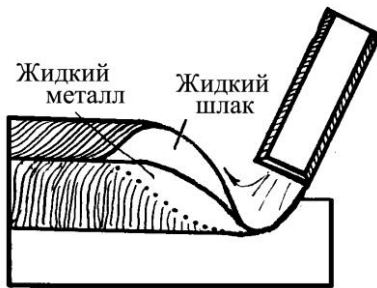


Рис.9.1.Схема процесса образования валика наплавленного металла

2. Жидкий металл сварочной ванны окружен твердым металлом свариваемого изделия, нагретым до различных температур. В результате металл изделия по боковым стенкам ванны менее нагрет, чем металл сварного шва.

3. Средняя скорость кристаллизации металла шва равна скорости перемещения ванны (скорость сварки).

Под первичной кристаллизацией понимают зарождение и рост кристаллов из расплава при затвердевании сварочной



ванны. У металлов и сплавов, не испытывающих аллотропических превращений (алюминий, медь, никель и их сплавы) первичная структура почти не изменяется при ее дальнейшем охлаждении и от нее зависят свойства сварного шва. Поэтому необходимо знать условия ее образования и влияющие на нее факторы.

У металлов и сплавов с аллотропическими модификациями, в том числе у сталей, в процессе охлаждения в твердом состоянии (после первичной кристаллизации) протекает вторичная кристаллизация (перекристаллизация первичной структуры). В этом случае свойства вторичной структуры определяются модификациями, устойчивыми при более низких температурах. Однако существует определенная связь между первичной и вторичной структурой.

При кристаллизации металлических расплавов различают переохлаждение расплава, образование центров кристаллизации и их рост в кристаллы.

Переохлаждение может быть термическим и концентрационным. Термическое переохлаждение имеет значение в технически чистых металлах только при образовании центров кристаллизации. Однако при сварке всегда имеются готовые зародыши кристаллизации. Особого внимания заслуживают нерасплавившиеся кристаллиты основного металла, граничащего со сварочной ванной, на которых может происходить эпитаксиальная (с той же кристаллографической ориентацией) кристаллизация из жидкой фазы (первый фронт кристаллизации). В данном случае термическое переохлаждение может быть меньшим или отсутствовать.

Рост зародышей (центров кристаллизации) происходит за счет концентрационного переохлаждения, которое развивается только в сплавах и сильно загрязненных металлах. Концентрационное переохлаждение связано с изменением состава жидкой и твердой фаз при кристаллизации сплава в интервале температур ликвидус - солидус. В сварном шве в зависимости от объемного распределения градиентов температур и скорости кристаллизации концентрационное переохлаждение непрерывно возрастает от границы сплавления основного металла со сварочной ванной к середине шва. Поэтому в середине сварного шва вследствие концентрационного переохлаждения может возникнуть второй фронт кристаллизации.

Таким образом, различают два фронта кристаллизации сварочной ванны.

В результате первого фронта кристаллизации кристаллы растут от частично оплавленных зерен основного металла, грани-



чащих со сварочной ванной и играющих роль готовых центров. Эти кристаллы наиболее быстро растут перпендикулярно к граничным поверхностям и в направлении обратном теплоотводу. При этом образуются ориентированные столбчатые кристаллы. В условиях сварки столбчатые кристаллы растут от боковых сторон сварочной ванны по направлению к центру шва и расположение их зависит от глубины провара основного металла (рис.9.2).

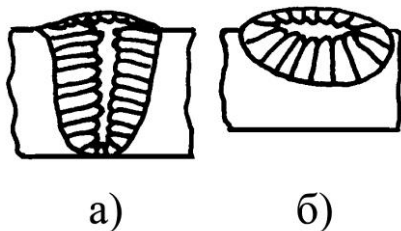


Рис.9.2. Схема кристаллизации металла сварного шва с глубоким (а) и малым (б) проваром

Кристаллы второго фронта кристаллизации образуются из зародышей кристаллизации в результате концентрационного переохлаждения и имеют равноосное строение. Такие кристаллы растут в средней зоне сварного шва. (см. рис.9.2).

9.2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Оценивать структуру сварных соединений по диаграммам состояния можно только приблизительно, так как их условия охлаждения не отвечают равновесному охлаждению, при котором строятся диаграммы состояния. При этом следует учитывать процессы ликвации и возможность образования неравновесных структур.

Для назначения режимов термической обработки сварных соединений и определения влияния теплового воздействия при сварке на зоны основного металла, граничащие со швом, использование диаграмм состояния является вполне возможным.

Более точно можно определить структуру стальных сварных соединений по термокинетическим диаграммам - диаграммам превращения аустенита при непрерывном охлаждении.

В низкоуглеродистой стали с содержанием углерода 0,2-0,4% в результате перекристаллизации образуется структура из зерен феррита и небольшого количества перлита. При этом значительно увеличивается число зерен за счет образования в одном первичном зерне аустенита нескольких зерен феррита и перлита. Такая структура обладает хорошими механическими свойствами.



Однако известно, что в структуре доэвтектоидных сталей избыточный феррит, а в заэвтектоидных - избыточный цементит могут выделяться из аустенита не по границам зерен, а по кристаллографическим плоскостям отдельных кристаллитов в виде полос, прожилок параллельных друг другу или под углом 60-90-120°. Такая структура встречается в литой стали и в стали перегретой при отжиге или горячей механической обработке. Структура перегретой стали нежелательна, так как она снижает механические свойства, особенно сопротивление ударным нагрузкам.

Температура нагрева сварного соединения при сварке различна, начиная от нормальной (комнатной) температуры и кончая температурой плавления сплава. Поэтому и структура металла зоны сварного шва, зоны сплавления и различных участков зоны термического влияния будет различной. При этом характер структур в отдельных участках этой зоны может быть определен по диаграмме состояния сплава, подвергаемого сварке.

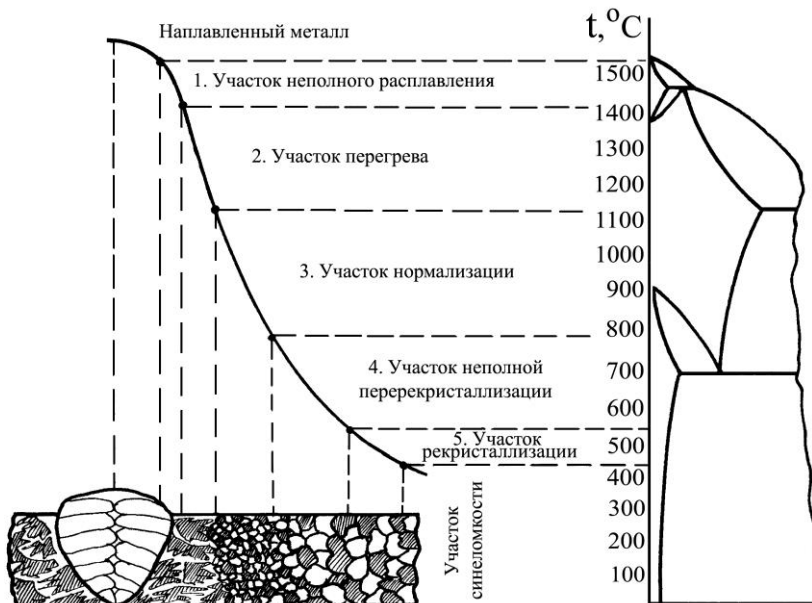


Рис.9.3. Температурные границы участков зоны термического влияния: а – схема микроструктур околошовной зоны; б- схема диаграммы состояния железо-цементит, с указанными на ней участками зоны термического влияния для низкоуглеродистой стали

На рис.9.3 показаны температурные границы и микрострук-



тура участков зоны термического влияния свариваемой низкоуглеродистой стали.

Микроструктура наплавленного металла (сталь 08) в зоне сварного шва состоит из крупных ориентированных кристаллитов феррита и весьма незначительного количества перлитных участков (рис.9.4). Столбчатые кристаллиты феррита в сечениях, не параллельных их продольным осям, могут наблюдаться в виде зернистой структуры. На этом же рисунке видна граница перехода наплавленного металла (зона сварного шва) к участку неполного расплавления (зона сплавления). Для участка неполного расплавления - участка 1 на рис.9.3, а также для участка перегрева - участка 2 на рис.9.3 (рис.9.5) характерна видманштеттова структура с крупными темными зернами перлита (квазиэвтектоида) и феррита в виде светлой сетки, игл или пластин.



Рис.9.4. Схема микроструктуры наплавленного металла (сталь 08, феррит и перлит; и стали марки 5 (0,35%С) на участке неполного расплавления (феррит и перлит). $\times 250$

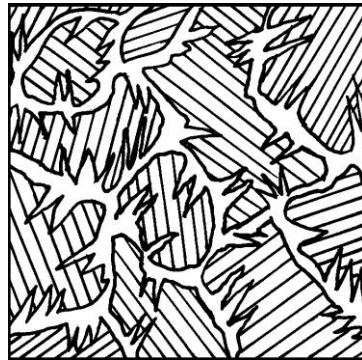


Рис.9.5. Схема микроструктуры стали марки 5 на участке перегрева. Видманштеттова структура, перлит (квазиэвтектоид) и феррит. $\times 250$

Большое количество квазиэвтектоида объясняется неравномерной кристаллизацией, при которой перлит образуется при содержании углерода меньше 0,8%. Подобная структура обладает, как известно низкими механическими свойствами, особенно низкой ударной вязкостью.

Участок неполного расплавления при максимальной температуре нагрева состоит из смеси жидкой и твердой фаз, что вызывает развитие крупнозернистой структуры. При сварке низкоуглеродистой стали интервал температур неполного расплавления очень мал, что способствует образованию незначительных по



размерам и трудноразличимых в структуре стали участков. Вместе с тем, влияние этого участка перехода наплавленного металла к основному на качество сварного соединения весьма значительно.

Участок перегрева с крупнозернистым строением включает металл, нагретый до температуры, близкой к температуре плавления.

Повышение содержания углерода в свариваемой стали ухудшает механические свойства перегретой структуры и затрудняет восстановление их последующей термической обработкой.

Для участка нормализации - участка 3 на рис.9.3, распространяемого на нагреваемый при сварке выше критической точки A_{C3} металл, характерна мелкозернистая структура, состоящая из светлых зерен феррита и темных зерен перлита (рис.9.6).

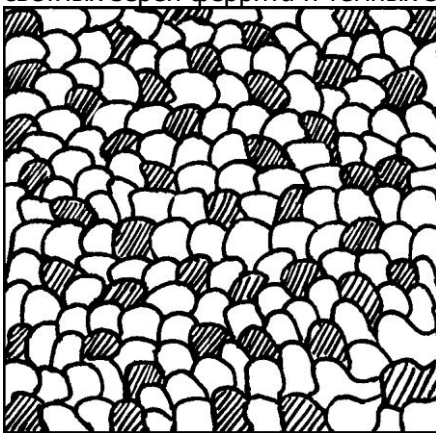


Рис.9.6. Схема микроструктуры стали марки 5 на участке нормализации. Перлит (квазиэвтектоид) и феррит. $\times 250$

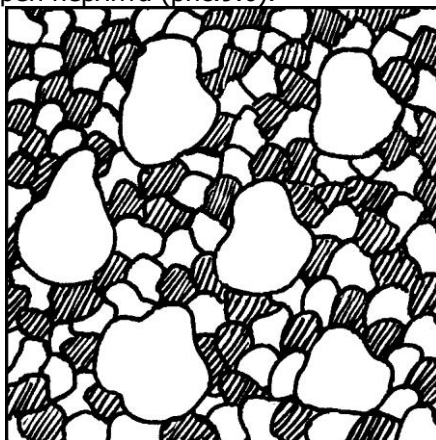


Рис.9.7. Схема микроструктуры стали марки 5 на участке неполной перекристаллизации. Перлит и феррит. $\times 250$

Значительное измельчение зерна основного металла связано с перекристаллизацией при нагреве и охлаждении. Поэтому участок нормализации металла обладает более высокими механическими свойствами, чем основной металл вне зоны термического влияния.

Участок неполной перекристаллизации - участок 4 на рис.9.3, включает металл, нагретый при сварке в интервал температур от критической точки A_{C1} до A_{C3} . При этом в структуре наблюдаются более крупные светлые зерна феррита, не прошед-



шие перекристаллизацию, и более мелкие светлые зерна феррита и темные зерна перлита, прошедшие перекристаллизацию (рис.9.7). Значительное различие в размерах зерен снижает механические свойства.

Участок рекристаллизации - участок 5 на рис.9.3 включает металл, нагретый при сварке в интервал температур 500-725^oC. Сильное изменение микроструктуры участка рекристаллизации наблюдается только в стали, предварительно деформированной в холодном состоянии. Микроструктура участка рекристаллизации (рис.9.8) будет отличаться от строчечной структуры холоднотормированной стали (рис.9.9) более произвольно расположенными мелкими светлыми зернами феррита и темными зернами перлита. При этом размер зерен зависит от температуры и времени рекристаллизации.

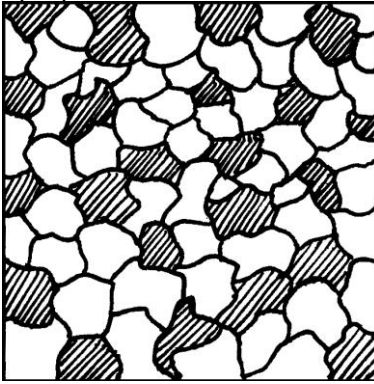


Рис.9.8. Схема микроструктуры стали 5 на участке рекристаллизации. Перлит и феррит. $\times 250$

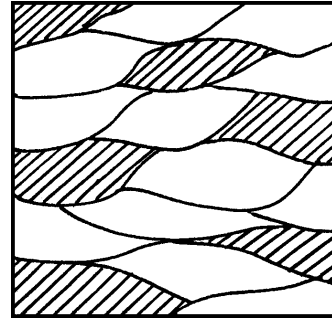


Рис.9.9. Схема микроструктуры предварительно деформированной стали 5 на участке синеломкости вне зоны термического влияния. Строчечная структура, перлит и феррит. $\times 350$

Металл на участке рекристаллизации будет иметь более высокую пластичность и несколько меньшую прочность и твердость по сравнению с исходным холоднотормированным состоянием. Изменение структуры и свойств металла на участке рекристаллизации по сравнению с основным недеформированным металлом не наблюдается.

Участок синеломкости - участок 6 на рис.9.3 по структуре совершенно не отличается от основного металла (см. рис.9.9). Однако участок синеломкости при нагреве до температур 200-



250^oC обладает пониженной пластичностью, что может послужить причиной образования трещин при сварке.

Информация о строении и свойствах отдельных участков сварного соединения позволяет более правильно оценить его качество и выбрать соответствующую термическую обработку для него в целом или отдельно для сварного шва.

9.3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

9.3.1. Уясните цель работы.

9.3.2. Изучите особенности формирования структуры сварного соединения.

9.3.3. Изучите микроструктуры сварных соединений низкоуглеродистой стали (альбом, с.31-35).

9.3.4. Изобразите схемы микроструктур сварных соединений низкоуглеродистой стали.

9.3.5. Выполните микроструктурный анализ сварных соединений низкоуглеродистой стали.

9.3.6. Составьте отчет о работе.

9.4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

9.4.1. Цель работы.

9.4.2. Особенности формирования структуры сварных соединений.

9.4.3. Схемы микроструктур сварных соединений низкоуглеродистой стали.

9.4.4. Микроструктурный анализ сварных соединений низкоуглеродистой стали.

9.5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

9.5.1. Из каких зон состоит сварное соединение?

9.5.2. Каковы отличия процесса кристаллизации металла сварочной ванны от кристаллизации жидкого металла в изложнице?

9.5.3. Что понимают под первичной и вторичной кристаллизацией?

9.5.4. Какие процессы проходят при кристаллизации металлических расплавов?

9.5.5. Что представляют собой кристаллы первого и второго фронта кристаллизации?

9.5.6. Какие участки зоны термического влияния в сварных соединениях вы знаете?

9.5.7. Какой участок зоны термического влияния обладает более высокими механическими свойствами, чем основной металл?



и почему?

9.5.8. Как изменяются механические свойства металла на участке перегрева при повышении содержания углерода в свариваемой стали?

9.5.9. Каков характер структуры зоны сварного шва?

9.5.10. Как изменяется структура околошовной зоны при переходе от зоны сварного шва к основному металлу?

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуляев А.П. *Металловедение*. М.: Металлургия, 1986. 544 С., С.341-343.
2. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. *Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений*. М.: Машиностроение, 1989. 336 С., С.26-38.
3. Хори Ф. *Атлас структур сварных соединений*. М.: Металлургия, 1977. 288 С., С.30-288.