



ДОНСКОЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ  
УПРАВЛЕНИЕ ДИСТАНЦИОННОГО ОБУЧЕНИЯ И ПОВЫШЕНИЯ  
КВАЛИФИКАЦИИ

Кафедра «Физическое и прикладное материаловедение»

## **МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ** по дисциплине

# **«Теория и технология термической и химико-термической обработки изделий»**

Автор  
Бровер Г.И.  
Бровер А.В.  
Кудряков О.В.

Ростов-на-Дону, 2014



## Аннотация

Методические указания предназначены для студентов направления 150100 очной формы обучения.

## Авторы

д.т.н., профессор Бровер Галина Ивановна

к.т.н., доцент Бровер Андрей Владимирович

д.т.н., профессор Кудряков Олег Вячеславович





## Оглавление

<b>Лабораторная работа №1</b>	<b>МИКРОСТРУКТУРА</b>
<b>УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ</b>	<b>.....5</b>
1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ	..... 5
2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	В ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ..... 7
3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ.....	11
4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА.....	11
5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	12
РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	12
<b>Лабораторная работа №2</b>	<b>ЗАКАЛКА И ОТПУСК</b>
<b>УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ</b>	<b>.....13</b>
1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ	.....13
3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ.....	23
4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА.....	25
5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	25
РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	26
<b>Лабораторная работа №3</b>	<b>МИКРОСТРУКТУРА</b>
<b>УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ</b>	<b>СОСТОЯНИИ</b>
<b>.....</b>	<b>27</b>
1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ	.....27
2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	В ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ
.....	31
3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ.....	36
4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА.....	36
5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	37
РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	37
<b>Лабораторная работа №4</b>	<b>ЗАКАЛКА И ОТПУСК</b>
<b>ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ</b>	<b>.....38</b>
1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ	.....38
2. ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ.....	43
3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ.....	45
4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА.....	48
5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	48



РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	49
<b>Лабораторная работа №5 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДУРАЛЮМИНА .....</b>	<b>50</b>
1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ .....	50
2. ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ .....	54
3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ.....	55
4. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	56
РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	56
<b>Лабораторная работа №6 ИСПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТОЙ И ПЕРЕГРЕТОЙ СТАЛИ .....</b>	<b>58</b>
1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ И ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ .....	58
2. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ.....	62
3. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА.....	62
4. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ.....	63
РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК.....	63



# ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №1

## МИКРОСТРУКТУРА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

**ЦЕЛЬ РАБОТЫ:** изучение микроструктуры углеродистой стали в отожженном состоянии.

### 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 HB 600...800 МПа, очень пластичен, ферромагнитен до температуры 768<sup>o</sup>C. На диаграмме состояния железо-цементит занимает две области ANN и GPQ. Растворимость углерода в феррите весьма мала (0,025% при t=727<sup>o</sup>C; 0,0067% при t=20<sup>o</sup>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 неодинаковой травимостью



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

Цементит - химическое соединение  $\text{Fe}_3\text{C}$  представляет собой карбид железа, содержащий 6,67% углерода, имеет сложную кристаллическую решетку с плотной упаковкой атомов, обладает высокой твердостью  $\text{HV } 10000$  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 ( $\text{Ц}_I$ ), выделяющийся в виде игл или пластин при первичной кристаллизации из жидкой фазы в интервале температур линии DC диаграммы состояния железо-цементит ( $1252\text{-}1147^\circ\text{C}$ ) у сплавов, содержащих более 4,3% C; вторичный цементит ( $\text{Ц}_{II}$ ), выделяющийся при вторичной кристаллизации из аустенита в виде сетки по границам его зерен в интервале температур линии ES ( $1147\text{-}727^\circ\text{C}$ ) у сплавов с содержанием углерода более 0,8%; третичный цементит ( $\text{Ц}_{III}$ ), выделяющийся из феррита в виде сетки по границам его зерен в интервале температур линии PQ ( $727\text{-}20^\circ\text{C}$ ) 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 ( $727^\circ\text{C}$ ) в результате эвтектоидного превращения по реакции  $\text{A}_{0,8\%C} \xrightarrow{727^\circ\text{C}} \text{P}_{0,8\%C} \Phi_{0,025\%C} + \text{Ц}_{6,67\%C}$ . 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 формы включений цементита различают пластинчатый перлит с межпластиночным расстоянием более 0,3 мкм, получаемый в результате отжига, и зернистый, получаемый путем специальной термической обработки. Твердость пластинчатого и зернистого перлита составляет соответственно  $\text{HV } 2000\text{-}2500$  МПа и  $\text{HV } 1600\text{-}2200$  МПа и зависит от степени измельченно-



сти (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 при наблюдении 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 меньшем увеличении 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 имеет вид светлых включений округлой формы на светлом фоне феррита. Строение перлита целесообразно рассматривать при увеличениях не менее 500 раз.

## 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.

### 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.

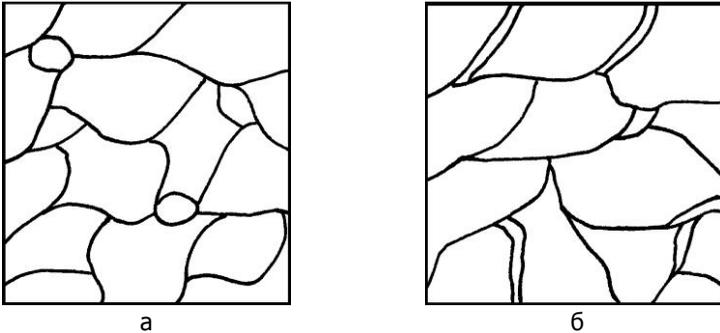


Рис.1. Схема микроструктуры технического железа с содержанием углерода менее 0,0067% (а, феррит) и более 0,0067% (б, феррит и третичный цементит).  $\times 500$

## 2.2. Микроструктура доэвтектоидной углеродистой стали

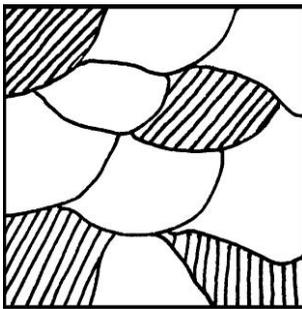


Рис.2. Схема микроструктуры доэвтектоидной углеродистой стали. Феррит и перлит.  $\times 500$

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 ( $727^{\circ}\text{C}$ ) по эвтектоидной реакции аустенит превращается в перлит.

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

## 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 ( $727^{\circ}\text{C}$ ). Эвтектоидная двухфазная ферритоцементитная смесь называется перлитом в связи с перламутровым видом микрошлифа после травления при наблюдении в микроскоп



## 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 ( $727^{\circ}\text{C}$ ) 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).

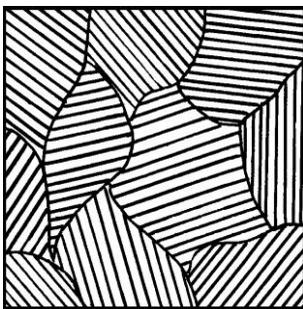


Рис.3. Схема микроструктуры эвтектоидной углеродистой стали. Перлит.  $\times 500$

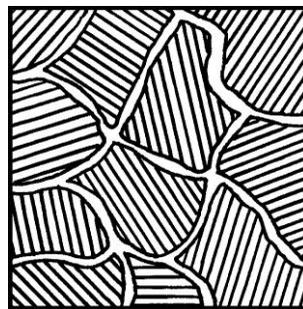


Рис.4. Схема микроструктуры заэвтектоидной углеродистой стали. Перлит и вторичный цементит.  $\times 500$

## 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.

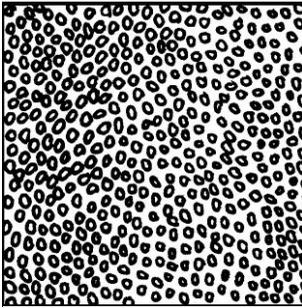


Рис.5. Схема микроструктуры заэвтектоидной углеродистой стали после специальной термической обработки. Зернистый перлит.  $\times 500$



Рис.6. Схема микроструктуры доэвтектоидной углеродистой стали после сильного перегрева при отжиге. Феррит в виде игл (видманштеттова структура).  $\times 500$

## 2.6. Видманштеттова структура (микроструктура) стали

Структуру с характерной формой феррита в виде игл и пластин 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.



## 2.7. Микроструктура холоднодеформированной доэвтектоидной углеродистой стали (строчечная структура)

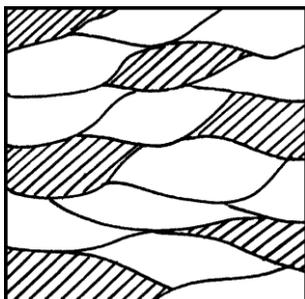


Рис.7. Схема микроструктуры доэвтектоидной углеродистой стали после прокатки. Строчечная структура. Феррит и перлит.  $\times 350$

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.

## 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.

## 4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Определение углеродистой стали.
- Классификация углеродистых сталей.
- 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 углеродистой стали в процессе охлаждения из жидкого состояния.

## 5. 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?

## РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуляев А.П. Металловедение.- М.:Металлургия, 1986.- 544 с., С.148-160, 275-279.

2. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов.- М.:Металлургия. 1984.- 360 с., С.119-128, 193-199.

3. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.:Металлургия, 1989.- 456 с., С.260-265.



## ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №2 ЗАКАЛКА И ОТПУСК УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

**ЦЕЛЬ РАБОТЫ:** овладение методикой проведения закалки и отпуска углеродистой стали.

### 1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

#### 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.1).

В основе закалки лежит аустенитно-мартенситное превращение, заключающееся в перестройке сдвиговым путем граненцентрированной кубической (ГЦК) решетки в объемно центрированную тетрагональную (ОЦТ) решетку мартенсита (рис.2). 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  $\alpha$ -железе. Степень тетрагональности мартенсита прямо пропорциональна количеству растворенного углерода. Растворимость углерода в феррите - ограниченном твердом растворе внедрения углерода в  $\alpha$ -железе, имеющем объемноцентрированную кубическую (ОЦК) решетку, - при нормальной (комнатной) температуре составляет 0,0067%С.

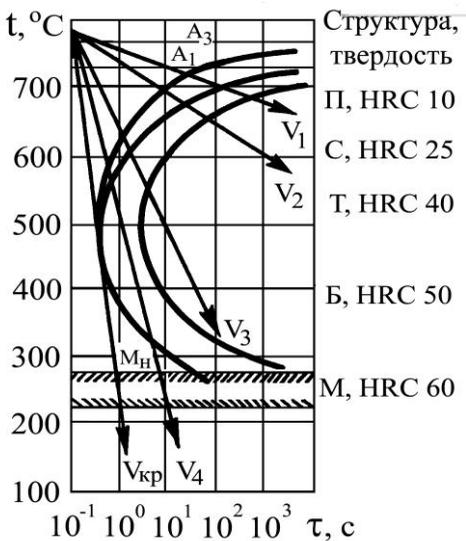


Рис.1. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита доэвтектоидной стали (при непрерывном охлаждении более строгим является использование термокинетической диаграммы)

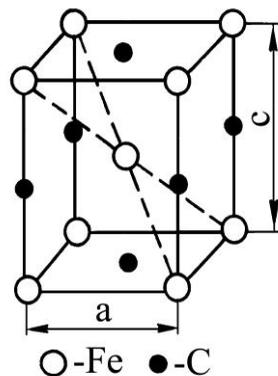


Рис.2. Элементарная ячейка кристаллической решетки мартенсита (показаны все возможные положения атомов С)

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 нагрев осуществляется в двухфазную область, (т.е. выше линии PSK и ниже линии GSE).

В этом случае после закалки формируется дуальная ферритно-мартенситная структура в доэвтектоидной стали и мартенситно-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 повышен-



ной 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 полностью превратиться в мартенсит, в результате чего в структуре стали наряду с мартенситом часто присутствует некоторое количество остаточного аустенита.

Количество остаточного аустенита может быть значительным, если содержание углерода в стали превышает  $\sim 0,6\%C$ . 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  $0,6\%C$ , 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 С-образные кривые), то продуктами превращения являются пластинчатые ферритно-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.1). С увеличением скорости охлаждения превращение происходит при более низкой температуре, уменьшается межпластиночное расстояние (суммарный размер толщин феррита и цементита), возрастает твердость.

При охлаждении со скоростью  $V_1$ , равной  $\sim 1$  град/мин, аустенит превращается в перлит - эвтектоидную ферритно-цементитную смесь с межпластиночным расстоянием более  $0,40$  мкм, имеющую твердость  $\sim HRC10$ .

В случае охлаждения со скоростью  $V_2$ , равной  $\sim 60$  град/мин, из аустенита образуется сорбит - эвтектоидная ферритно-цементитная смесь с межпластиночным расстоянием  $\sim 0,4-0,2$  мкм, имеющая твердость  $\sim HRC25$ .

При скорости охлаждения  $V_3$ , равной  $\sim 300$  град/мин, про-



дуктом превращения аустенита является троостит - эвтектоидная ферритно-цементитная смесь с межпластиночным расстоянием  $\sim 0,2-0,1$  мкм, имеющая твердость  $\sim \text{HRC}40$ . Поскольку предельное разрешающее расстояние светового микроскопа составляет  $\sim 0,2$  мкм, то двухфазное строение троостита выявляется только 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.

### 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 предвыделения 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 проис-



ходят изменения, связанные с перераспределением атомов углерода между междоузлиями, что приводит к образованию 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  $\sim 80$  до  $200^\circ\text{C}$ . 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  $\varepsilon$ -карбид  $\text{Fe}_2\text{C}$ , отличающийся от цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$  типом кристаллической решетки (гексагональная у  $\varepsilon$ -карбида, ромбическая у цементита). Промежуточный карбид образуется прямо из кластеров углерода путем небольшой перестройки их решетки с одновременным увеличением соотношения содержания углерода и железа, либо выделяется независимо от кластеров углерода непосредственно из мартенсита. При низких температурах  $\varepsilon$ -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  $\varepsilon$ -карбида. Образование метастабильного промежуточного карбида  $\text{Fe}_2\text{C}$  вместо более стабильного цементита обусловлено лучшим сопряжением решетки мартенсита на границе с  $\varepsilon$ -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  $\alpha$ -железе с когерентными (сохраняющими непрерывность атомных плоскостей) его решетке выделениями частиц  $\varepsilon$ -карбида. Из-за выделений карбидной фазы он отличается повышенной тривимостью. Вторая стадия распада мартенсита, так называемый однофазный распад, заключается в обеднении углеродом  $\alpha$ -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  $\alpha$ -твердый раствор. При температуре  $\sim 300^{\circ}\text{C}$  в  $\alpha$ -твердом растворе остается около  $0,1\%$  C и рентгеноструктурный анализ не выявляет тетрагональность (с/а)  $\alpha$ -твердого раствора. При температуре  $400^{\circ}\text{C}$  или при более высокой  $\alpha$ -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 закалочно-го охлаждения.

Второе превращение, аналогичное бейнитному превращению, происходит при температурах  $\sim 200-300^{\circ}\text{C}$ . При этом остаточный аустенит превращается в нижний бейнит- смесь несколько пересыщенной углеродом  $\alpha$ -фазы, образуемой сдвигом, и частиц  $\varepsilon$ -карбида. Строго говоря, бейнит представляет собой слабопересыщенный твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железе с частицами  $\varepsilon$ -карбида.

Третье превращение, наиболее активно развивающееся при



температурах 300-400<sup>o</sup>C, заключается в завершении образования стабильного цементита Fe<sub>3</sub>C 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 ~350<sup>o</sup>C. Выше температуры ~600<sup>o</sup>C развивается только процесс коагуляции цементита, поскольку все частицы являются уже сферическими.

После отпуска при температурах 300-450<sup>o</sup>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<sup>o</sup>C сорбит отпуска (смесь феррита и цементита) имеет характерное зернистое (точечное) строение цементита.

Дальнейшее повышение температуры отпуска выше 650<sup>o</sup>C (приближение к A<sub>c1</sub>) приводит к дальнейшей коагуляции карбидных частиц и формированию структуры зернистого перлита.

В отличие от пластинчатых ферритно-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 срыва 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  $100^{\circ}\text{C}$ ) 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.

## 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 (рисунок 3). Для доэвтектоидных сталей обычно производят полную закалку с температуры нагрева  $t=A_{C3}+(30\text{--}50^{\circ}\text{C})$ .

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.

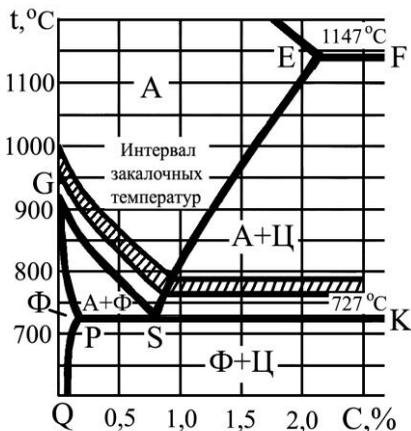


Рис.3. Оптимальный интервал температур нагрева углеродистых сталей под закалку

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  $t = A_{C1}+(30\text{--}50^{\circ}\text{C})$ , 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 гомо-



генизацию аустенита. Общее время нагрева под закалку  $\tau_H$  складывается из времени нагрева до необходимой температуры  $\tau'_H$  и времени выдержки при этой температуре  $\tau_B$ . 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 таблице 1, либо - еще более грубым приближением, выбирая время нагрева  $\tau'_H$  из расчета  $\sim 1$  мин. на 1 мм сечения.

Таблица 1. Нормы нагрева углеродистой стали при термической обработке в лабораторных электрических печах.

Температура нагрева в $^{\circ}\text{C}$	Время $\tau'_H$ 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  $\tau_B$ , 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  $650-500^{\circ}\text{C}$  на ферритно-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  $\sim 0,3\%$  структуру мартенсит получают закалкой в воду с температурой  $20^{\circ}\text{C}$ , 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 ферритно-цементитную смесь. Простые углеродистые стали с содержанием углерода менее  $\sim 0,3\%$  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 ( $150-250^{\circ}\text{C}$ ) широко применяют после закалки инструмента, цементованных и цианированных деталей, после поверхностной закалки деталей, содержащих  $0,7-1,2\% \text{C}$ . 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 ( $350-450^{\circ}\text{C}$ ) 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  $0,5-0,7\% \text{C}$ .

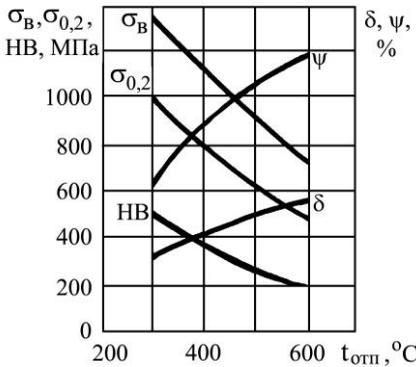


Рис.4. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 45

Высокий отпуск на сорбит отпуска (550-650°C) 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.

### 3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите особенности фазовых превращений при закалке и отпуске, структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.
  - Изучите принципы выбора режимов закалки и отпуска углеродистой стали (температуры нагрева, времени нагрева, охлаждающей среды).
  - 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 таблицу 2.
  - Изучите влияние скорости охлаждения на твердость стали 45. Для этого возьмите 5 образцов стали 45 и охладите после нагрева в электропечи в 3-х средах: воде, минеральном масле и на воздухе. При этом закалите 3 образца в воде, поскольку именно эта охлаждающая среда является рекомендуемой для закал-



ки 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 таблицу.2.

Таблица 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 $t_{отп}$ , °С	Время нагрева, $t_{н}$ , мин.	Твердость, HRC	Структура
1	45	840-860	...	Воздух	..	..	-	-	-	-
2				Масло	..	..	-	-	-	-
3				Вода	...	...	200	...	...	...
4				Вода	...	...	400	...	...	...
5				Вода	...	...	600	...	...	...

- Изучите влияние температуры отпуска на твердость стали 45. Для этого возьмите 3 образца, закаленных в воде, и отпустите их в течение 20 мин при температурах 200, 400 и 600°С (охлаждение проведите на воздухе). Затем измерьте твердость по методу Роквелла, по значениям твердости оцените вероятную структуру стали и полученные результаты занесите в таблицу 2.

- Постройте графики зависимости  $HRC=f(V_{охл})$ ,  $HRC=f(t_{отп})$  (рис.5).

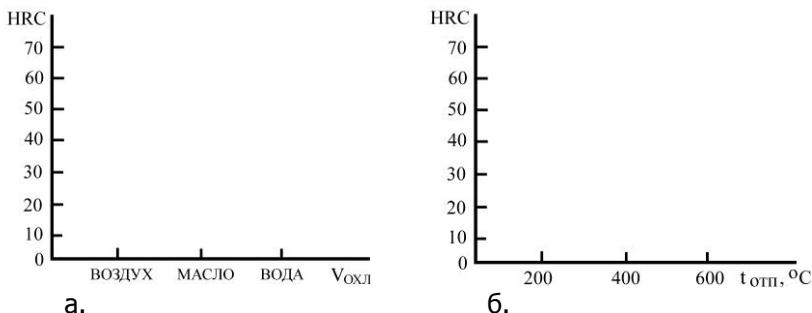


Рис.5. Влияние скорости охлаждения (а) и температуры отпуска (б) на твердость стали 45

- Проанализируете влияние скорости охлаждения и температуры отпуска на твердость стали 45, оцените структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.

- Составьте отчет о работе.

(Для достоверного определения экспериментальных данных получите массив измерений, не менее 5 и статистически обработайте полученный массив с помощью микрокалькулятора или компьютера; проведите аналитическую аппроксимацию полученной экспериментальной зависимости; укажите аппроксимирующую функцию, постройте ее график).

#### 4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Основные теоретические представления о фазовых превращениях при закалке и отпуске, структуре и свойствах закаленной и отпущенной стали.
- Практические рекомендации по выбору режимов закалки и отпуска углеродистой стали.
- Методика выполнения работы.
- Таблица с результатами эксперимента.
- Графики  $HRC=f(v_{\text{ОХЛ}})$  и  $HRC=f(t_{\text{отп}})$ .
- Выводы на основании полученных результатов.

#### 5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- В чем заключается сущность закалки?
- Что представляет собой мартенсит?
- Что такое критическая скорость закалки?
- Опишите строение и свойства продуктов распада переох-



лажденного аустенита.

- Как выбирается температура нагрева под закалку до- и заэвтектоидных углеродистых сталей?
- Какие охлаждающие среды применяются при закалке?
- Что представляют собой продукты распада мартенсита при различных температурах отпуска?
- Какие превращения протекают при отпуске стали?
- 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.
2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986.- 544 с., С.199-256.
3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1984.- 360 с.
4. Материаловедение / Арзамасов Б.И., Сидорин И.П., Косолапов Г.Ф. и др. М.: Машиностроение, 1986.- 384 с.
5. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г., Материаловедение. М.: Металлургия, 1989.- 456 с.



## **ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №3**

### **МИКРОСТРУКТУРА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

### **В ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ**

**ЦЕЛЬ РАБОТЫ:** изучение микроструктуры углеродистой стали в термически обработанном состоянии.

#### **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 аустенитно-перлитное превращение, продуктами которого являются двухфазные структурные составляющие: перлит, сорбит, троостит, представляющие собой ферритно-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 HRC40. Ферритно-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 пла-



стинчатое 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<sup>o</sup>C в однофазную область аустенита) или неполный (нагрев выше линии PSK на 30-50<sup>o</sup>C 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<sup>o</sup>C, выдержка при этой температуре и последующее медленное охлаждение (от 740-760 до 620-680<sup>o</sup>C со скоростью порядка 30-50<sup>o</sup>C/ч) и нормализационный отжиг (нормализация) - нагрев доэвтектоидной стали на 30-50<sup>o</sup>C выше точки  $A_{c3}$  и заэвтектоидной - на 30-50<sup>o</sup>C 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 угле-



рода - не растворившиеся полностью при нагреве частицы цементита, 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 закалке.

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 закритической скоростью. В результате закалки формируется однофазная структурная составляющая - мартенсит, представляющий собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -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 значительным 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.

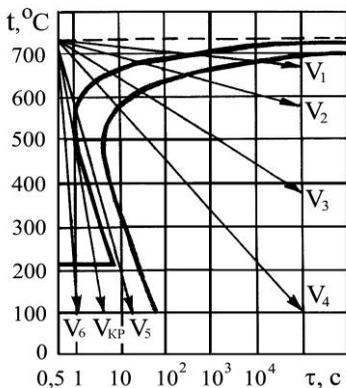


Рис.1. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита эвтектоидной стали

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 (рисунок 1). При охлаждении со скоростью  $V_1$  и  $V_2$  (соответственно полный и нормализационный 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 заковки  $V_{кр}$  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 $^{\circ}$ C), троостита отпуска (при среднем отпуске 350-450 $^{\circ}$ C), сорбита отпуска (при высоком отпуске 550-650 $^{\circ}$ C).

Мартенсит отпуска представляет собой слабо пересыщенный ( $C \sim 0,25\%$ ) твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha$ -железе с когерентными его решетке выделениями  $\epsilon$ -карбида переменного состава, обладающий большей способностью к травлению по сравнению с мартенситом закалки. Наличие карбидной фазы в мартенсите отпуска выявляется методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Образующиеся при отпуске ферритно-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 ферритно-цементитную смесь происходит внутри кристаллов мартенсита, и в ряде случаев игольчатый характер структуры сохраняется до высоких температур отпуска, при нагреве выше 550-600 $^{\circ}$ C игольчатая ориентировка исчезает.

## 2. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ТЕРМИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ СОСТОЯНИИ

### 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, имеющего вид чередующихся светлых пластин феррита и цементита (при больших увеличениях микроскопа), чередующихся светлых пластин феррита и темных цемен-



тата (при средних увеличениях) и серых участков (при малых увеличениях) (рис.2).

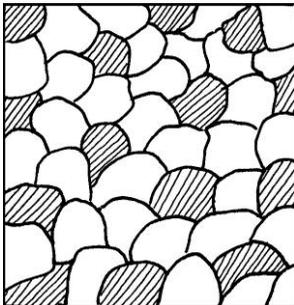


Рис.2. Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после полного отжига. Феррит и перлит,  $\times 340$

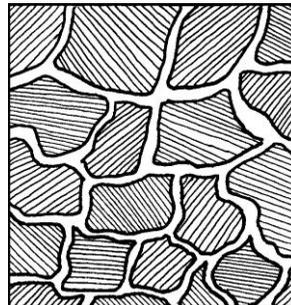


Рис.3. Схема микроструктуры заэвтектоидной стали У11 после полного отжига. Перлит и вторичный цементит.  $\times 340$

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 ( $727^{\circ}\text{C}$ ). 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).

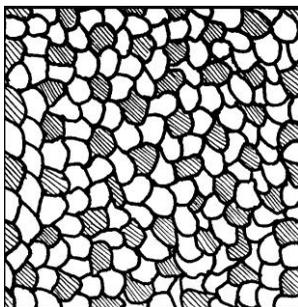


Рис.4. Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после нормализации. Феррит и перлит.  $\times 340$

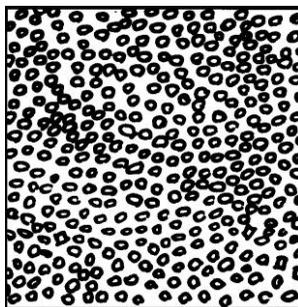


Рис.5. Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после отжига на зернистый перлит.  $\times 500$

Нормализация доэвтектоидной углеродистой стали приводит к некоторому измельчению зерен феррита и перлита и повышению дисперсности последнего (рис.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.5).

## 2.2 Микроструктура углеродистой стали после закалки и отпуска

Микроструктура доэвтектоидной углеродистой стали после полной закалки в воде состоит из светлых игл мартенсита (рис.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 крупноигольчатый мартенсит. На практике после полной закалки доэвтектоидных сталей в воде обычно получают мелко- или среднеигольчатый мартенсит.

Нагрев доэвтектоидной стали выше точки  $A_{с3}$  более чем на 30...50°С (перегрев) приводит к росту аустенитного зерна и образованию крупноигольчатого мартенсита, имеющего повы-



шенную 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 (рис.7).



Рис.6. Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после полной закалки в воде. Мартенсит.  $\times 500$

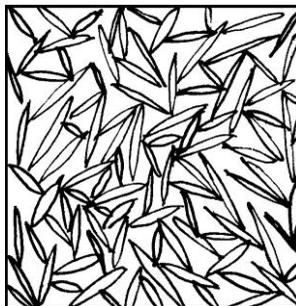


Рис.7. Схема микроструктуры эвтектоидной стали У8 после закалки в воде. Мартенсит, остаточный аустенит.  $\times 500$

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.8). При неполной закалке заэвтектоидных сталей образуется мелкоигльчатый или скрытокристаллический мартенсит. Это обусловлено тем, что при нагреве до температур  $A_{C1} + 30...50^{\circ}C$  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.

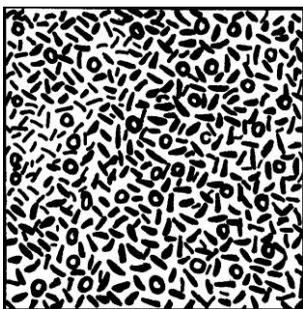


Рис.8. Схема микроструктуры заэвтектоидной стали У11 после неполной закалки в воде. Мартенсит, остаточный аустенит, цементит вторичный.  $\times 500$

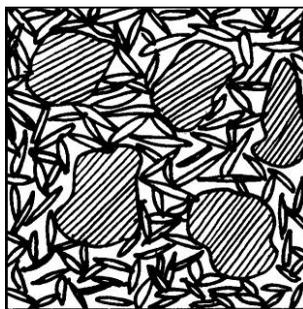


Рис.9. Схема микроструктуры доэвтектоидной стали 45 после закалки в масле. Мартенсит и троостит.  $\times 340$

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 диффузионный 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 дисперснее 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.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, выделяющихся из аустенита, и, как следствие, - на состав аустенита, претерпевающего диффузионный распад.

Микроструктура углеродистой стали после закалки и низкоотпуска имеет вид темных игл мартенсита отпуска. Это связано с тем, что мартенсит отпуска по сравнению с мартенситом закалки в связи с выделением карбидной фазы имеет несколько боль-



шую способность к травлению, почему и выглядит более темным.

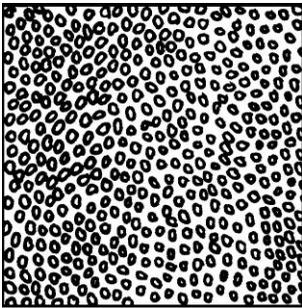


Рис.10. Схема микро-  
структуры дозвтектоид-  
ной стали 45 после за-  
калки и высокого от-  
пуска. Сорбит отпуска.  
×500

В результате среднего отпуска образу-  
ется троостит отпуска. Зернистое  
строение троостита отпуска, как и пла-  
стинчатое строение троостита закалки,  
плохо выявляется при микроструктур-  
ном анализе вследствие высокой дис-  
персности образующих его кристаллов.  
При наблюдении в световой микроскоп  
троостит отпуска имеет вид темной  
массы. Строение троостита отпуска, как  
и троостита закалки, отчетливо выяв-  
ляется при исследовании с помощью  
электронного микроскопа.

После высокого отпуска углеродистая  
сталь приобретает структуру сорбита  
отпуска зернистого строения (рис.10).  
На светлом фоне феррита  
располагаются цементитные включения  
округлой формы.

### 3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите особенности формирования структуры углероди-  
стой стали при основных видах термической обработки – отжиге  
2-го рода, закалке и отпуске.
- Изучите микроструктуру углеродистой стали в термически  
обработанном состоянии
- Изобразите схемы микроструктур углеродистой стали в  
термически обработанном состоянии.
- Выполните микроструктурный анализ углеродистой стали в  
термически обработанном состоянии.
- Проследите за формированием структуры одной из марок  
углеродистой стали при отжиге 2-го рода, закалке или отпуске.
- Составьте отчет о работе.

### 4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Определение термиче- ской обработки, отжига 2-го



рода, заковки, отпуска.

- Определение структурных составляющих углеродистой стали в термически обработанном состоянии.
- Схемы микроструктур углеродистой стали в термически обработанном состоянии.
- Микроструктурный анализ углеродистой стали в термически обработанном состоянии.
- Схемы вероятных микроструктур одной из марок углеродистой стали в исходном состоянии, в процессе нагрева и охлаждения.

## **5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

- Какова цель термической обработки стали?
- В чем заключается термическая обработка стали?
- Какие строение и свойства имеют продукты диффузионного превращения аустенита, полученные при охлаждении с различными скоростями?
  - В чем заключается полный отжиг, неполный отжиг, отжиг на зернистый перлит, нормализационный отжиг?
  - Какую структуру имеют углеродистые стали после полного отжига, неполного отжига, отжига на зернистый перлит, нормализационного отжига?
  - Что представляет собой мартенсит?
  - В чем заключается полная и неполная закалка?
  - В каком случае получается структура мартенсита и троостита?
  - В чем заключается отпуск?
  - Что представляет собой мартенсит отпуска, троостит отпуска, сорбит отпуска?

## **РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986.- 544 с.
2. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия. 1984.- 360 с.
3. Материаловедение / Арзамасов Б.Н., Сидорин И.Н., Косолапов Г.Ф. и др. М.: Машиностроение, 1986.- 384 с.
4. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.: Металлургия, 1989.- 456 с.



## ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №4

### ЗАКАЛКА И ОТПУСК ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

ЦЕЛЬ РАБОТЫ: исследование влияния легирования на структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.

#### 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.

##### 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  $\alpha$ -железа и  $\gamma$ -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  $\gamma$ -железа. В свою очередь, элементы Cr, W, Mo, V, Ti, Si, Al понижают  $A_4$  и повышают  $A_3$ , сужая область существования  $\gamma$ -железа. Аналогичное влияние оказывают легирующие элементы и на положение критических точек стали. Элементы первой группы понижают  $A_3$  и  $A_{cm}$ , а элементы второй группы повышают  $A_3$  и  $A_{cm}$ .

##### 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.



Легирующие 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 неоднороден: 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 выровняться 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.

### **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.

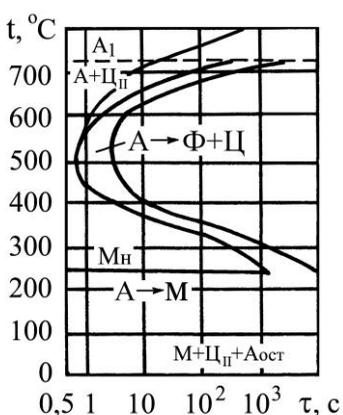
Элементы, не образующие специальных карбидов и растворяющиеся в феррите и цементите - Ni, Mn, Cu, Si, оказывают только количественное влияние на развитие диффузионных превращений переохлажденного аустенита, замедляя их, т.е. сдвигая



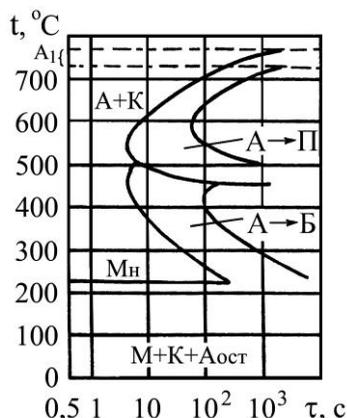
вправо по оси времени кривые изотермического распада переохлажденного аустенита. Исключением является  $\text{Co}$ , ускоряющий развитие превращений.

Элементы, образующие специальные карбиды -  $\text{Ti}$ ,  $\text{W}$ ,  $\text{V}$ ,  $\text{Mo}$ ,  $\text{Cr}$  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 рисунке 1 показаны диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита углеродистой стали У10 и легированной стали ХВГ, содержащей карбидообразующие элементы. Замедление распада переохлажденного аустенита легированных сталей объясняется низкой диффузионной подвижностью атомов легирующих элементов, растворенных в  $\alpha$ -железе по способу замещения.



а.



б.

Рис.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,  $\text{A}_{\text{ост}}$  - остаточный аустенит, К - карбиды, Ц - цементит)

Таким образом, легирующие элементы повышают устойчивость к распаду переохлажденного аустенита и, как следствие, уменьшают критическую скорость закалки и увеличивают прока-



ливаемость 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 переохлажденного аустенита оказывают такие элементы, как Ti, V, Nb, образующие труднорастворимые карбиды, которые при обычных температурах нагрева 800...900°C 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.

#### **1.4 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°C, поскольку главный процесс происходящий при этом - зарождение карбидных частиц - зависит, в основном, от степени пересыщенности угле-



родом  $\alpha$ -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  $\alpha$ -твердого раствора, т.е. сохраняя состояние отпущенного мартенсита до температур 450-500<sup>o</sup>C. 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  $\alpha$ -твердом растворе, а при легировании такими элементами, как Co, Si, Cr, Mo, W и др. - повышением прочности межатомных связей, затрудняющих переход атомов углерода через границу раздела " $\alpha$ -твердый раствор - карбид". При температурах отпуска ниже ~400<sup>o</sup>C в  $\alpha$ -твердом растворе не происходит диффузионного перераспределения легирующих элементов, поскольку диффузионная подвижность атомов легирующих элементов, растворенных в  $\alpha$ -железе по способу замещения, на много порядков ниже, чем диффузионная подвижность атомов углерода, растворенных в  $\alpha$ -железе по способу внедрения. Вначале из  $\alpha$ -твердого раствора выделяется  $\epsilon$ -карбид, а затем цементит, в которых содержание легирующих элементов такое же, как и в мартенсите. Атомы легирующих элементов в гексагональной решетке  $\epsilon$ -карбида и ромбической решетке цементита, образующихся при температурах ниже ~400<sup>o</sup>C, частично замещают атомы железа: (Fe, Cr)<sub>3</sub>C, (Fe, V)<sub>3</sub>C и т.д. Легированный  $\epsilon$ -карбид образуется внутри кристаллов  $\alpha$ -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  $\alpha$ -твердого раствора. В легированных сталях распад мартенсита завершается при температурах 450-500<sup>o</sup>C.

При температурах отпуска выше ~450<sup>o</sup>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, (Fe, Cr)<sub>3</sub>C в (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, либо зарождение специального карбида, например VC, в пересыщенном легирующими элементами  $\alpha$ -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  $\alpha$ -твердого раствора и карбида и уменьшением скорости диффузии углерода в  $\alpha$ -твердом растворе. Коагуляция специальных карбидов идет медленнее в связи с малой скоростью диффузии легирующих элементов. Поэтому указанный процесс протекает при более высоких температурах (600-680 $^{\circ}$ C).

Большинство легирующих элементов повышает температурный интервал распада остаточного аустенита, что также обусловлено затрудненностью развития диффузионных процессов в легированной стали. Так, если углеродистый остаточный аустенит распадается в интервале температур 200...300 $^{\circ}$ C, то легированный остаточный аустенит - в интервале 400-550 $^{\circ}$ C, а иногда может сохраняться до 500-600 $^{\circ}$ C.

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.

## 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 $^{\circ}$ C, что на 50 $^{\circ}$ C 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  $\tau_n$  складывается из времени нагрева до необходимой температуры  $\tau'_n$ , выбираемого для углеродистых сталей из расчета 1 мин на 1 мм сечения, и времени выдержки при этой температуре  $\tau_B$ , рассчитываемого как  $\tau'_n/4$ . 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 высоколегированных 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 закаливаются 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 темпе-



ратуры или увеличивать продолжительность нагрева по сравнению с углеродистыми сталями.

### 3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите влияние легирующих элементов на превращения при закалке и отпуске, структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.
- Изучите принципы выбора режимов закалки и отпуска легированных сталей (температуры нагрева, времени нагрева и охлаждающей среды).
- Приведите химический состав исследуемых в работе сталей - легированной стали ХВГ и углеродистой стали У10 (таблица 1).

Таблица 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.

- 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.2.

- 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 значе-



ниям твердости оцените вероятную структуру сталей. Полученные результаты занесите в табл.2.

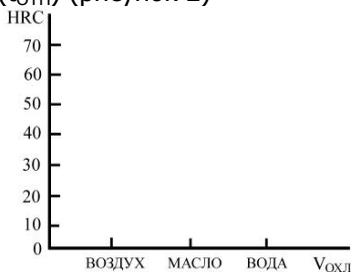
- Изучите влияние температуры отпуска на твердость сталей ХВГ и У10. Для этого возьмите 3 образца стали ХВГ, закаленных в масле, и 3 образца стали У10, закаленных в воде, и отпустите их в течение 20 мин при температурах 200, 400 и 600<sup>o</sup>С (охлаждение проведите на воздухе). Затем измерьте твердость по методу Роквелла, по значениям твердости оцените вероятную структуру сталей и полученные результаты занесите в табл.2.



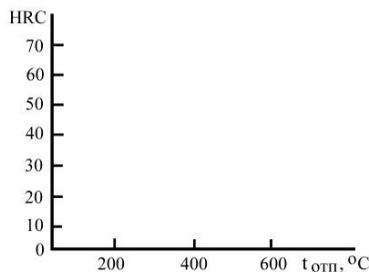
Таблица 2. Изменение твердости и структуры стали в зависимости от скорости охлаждения (охлаждающей среды) и температуры отпуска

№№ образца	Марка стали	Закалка				Отпуск				
		Температура нагрева $t_H$ , °C	Время нагрева, $\tau_H$ , мин.	Охлаждающая среда	Твердость, HRC	Структура	Температура нагрева $t_{отп}$ , °C	Время нагрева, $\tau_H$ , мин.	Твердость, HRC	Структура
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	...	...	...

- Постройте графики зависимости  $HRC = f(V_{охл})$  и  $HRC = f(t_{отп})$  (рисунок 2)



а.



б.

Рис.2. Влияние скорости охлаждения (а) и температуры отпуска (б) на твердость сталей ХВГ (●—●) и У10 (○—○).

- Проанализируйте влияние скорости охлаждения и температуры отпуска на твердость сталей ХВГ и У10, оцените влияние легирования на структуру и свойства закаленной и отпущенной



стали.

- Составьте отчет о работе.

(Для достоверного определения экспериментальных данных получите массив измерений, не менее 5, и статистически обработайте полученный массив с помощью микрокалькулятора или компьютера; проведите аналитическую аппроксимацию полученной экспериментальной зависимости; укажите аппроксимирующую функцию, постройте ее график).

#### 4. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Основные теоретические представления о влиянии легирующих элементов на превращения при закалке и отпуске, структуру и свойства закаленной и отпущенной стали.
  - Практические рекомендации по выбору режимов закалки и отпуска легированной стали.
  - Методика выполнения работы.
  - Химический состав исследуемых сталей.
  - Таблица с результатами эксперимента.
  - Графики  $HRC=f(V_{охл})$  и  $HRC=f(t_{отп})$
  - Выводы на основании полученных результатов.

#### 5. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- Как влияют легирующие элементы на полиморфизм и критические точки стали?
  - Как влияют легирующие элементы на наследственную зернистость стали?
    - Как влияют легирующие элементы, образующие специальные карбиды, на развитие диффузионных превращений переохлажденного аустенита?
      - Какое влияние оказывают легирующие элементы на величину критической скорости закалки и прокаливаемость стали?
      - Почему легированные стали охлаждают при закалке в масле, а углеродистые - в воде?
      - Как влияет скорость охлаждения на величину остаточных напряжений?
        - Какое влияние оказывают легирующие элементы на превращения при отпуске закаленной стали?
        - С какой целью введены легирующие элементы в инструментальную сталь ХВГ?



- Как и почему влияют легирующие элементы на температуру отпуска.
- Что представляет собой мартенсит отпуска легированных сталей?

### **РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986.- 480 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986.- 544 с.
3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1984.- 360 с.
4. Материаловедение /Арзамасов Б.И., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др. М.: Машиностроение, 1986.- 384 с.
5. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.: Металлургия, 1989.- 456 с.



## ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №5 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ДУРАЛЮМИНА

**ЦЕЛЬ РАБОТЫ:** исследование и анализ природы изменения свойств при термической обработке цветных сплавов на примере дуралюмина.

### 1. ОСНОВНЫЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Переменная растворимость компонентов в твердом состоянии (рисунок 1), вызывающая при снижении температуры в равновесных условиях выделение из твердого раствора  $\alpha$  так называемых вторичных кристаллов стабильной фазы  $\beta$ , 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  $\alpha'$ , и последующего старения, при котором происходит его распад.

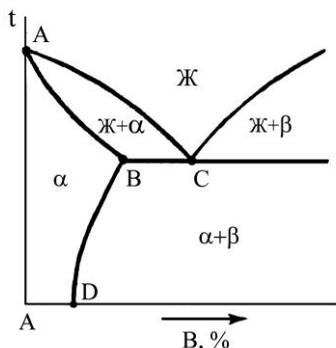


Рис.1. Фрагмент диаграммы состояния системы А-В с переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии

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 процесс старения подразделяется на зонное, подготавливающее образование новых фаз, и фазовое, связанное с их появлением и развитием.

При распаде пересыщенного твердого раствора  $\alpha'$  могут выделяться (в порядке возрастания энергии активации) зоны Гинье-Престона (зоны ГП), кристаллы промежуточной метастабильной фазы  $\beta'$  (в некоторых системах выделяются две промежуточные метастабильные фазы) и стабильной фазы  $\beta$ , 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  $\rightarrow \Theta'' \rightarrow \Theta' \rightarrow \Theta$  (CuAl<sub>2</sub>) и зоны ГП  $\rightarrow S'' \rightarrow S$  (Al<sub>2</sub>CuMg).

Зоны ГП, зарождающиеся 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 компонен-



та и значительным (в связи с разницей атомных размеров растворителя и растворенного компонента) уровнем упругих напряжений 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 появляющихся 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  $\beta'$  в упрочнение после определенного инкубационного периода вначале возрастает, что связано с появлением трудно перерезаемых дислокациями частиц промежу-

точной фазы, проходит через максимум при наибольшей плотности ее выделений и затем снижается в результате коагуляции (объединения) выделений промежуточной фазы и уменьшения поля упругих напряжений в решетке растворителя.

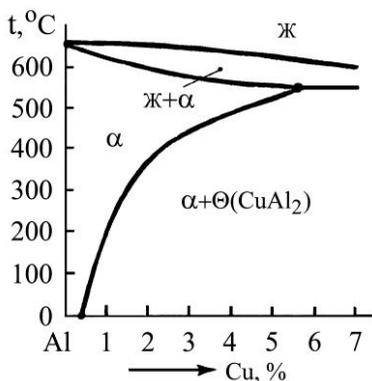
Таблица 1. Химический состав дуралюминов (ГОСТ 4784-74)

Марка сплава	Химический состав, %									
	Cu	Mg	Mn	Si*	Fe*	Zn	Ti*	Ni*	Сумма примесе	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	ост.
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	ост.

\* 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.1.

В первом приближении процессы, происходящие при нагреве и охлаждении, могут быть описаны с помощью диаграммы состояния системы Al-Cu (рисунок 2). 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.

Рис.2. Фрагмент диаграммы состояния системы Al-Cu



## 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.2), интервал температур закалки должен быть не более  $\pm 5^{\circ}\text{C}$ . Охлаждение осуществляется в воде.

Таблица 2. Механические свойства дуралюминов

Марка сплава	Состояние сплава	Предел прочности при растяжении $\sigma_B$ , МПа	Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	Относительное удлинение $\delta$ , %	Твердость НВ, МПа
Д1	После отжига	210	110	18	450
	После закалки и естественного старения	420	240	15	950
Д16	После отжига	220	110	18	500
	После закалки и естественного старения	470	320	17	1050

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 (таблица 2). В некоторых случаях применяется искусственное старение при  $150-200^{\circ}\text{C}$  продолжи-



тельностью до 6-15 часов с охлаждением обычно на воздухе. Такое старение приводит к меньшему упрочнению, предел прочности при растяжении повышается до 360-390 МПа.

### 3. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите процессы, происходящие при термической обработке дуралюмина - закалке и старении.
- Возьмите 5 образцов дуралюмина,
- Укажите марку и химический состав исследуемого дуралюмина.

- Закалите 4 образца дуралюмина в воде после нагрева в электрической муфельной печи от температуры  $500 \pm 5^\circ\text{C}$  в течение 10 мин

- Проведите искусственное старение 4 образцов дуралюмина при температуре  $180^\circ\text{C}$  в течение 15, 30 и 45 мин. с охлаждением на воздухе.

- 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 алюминием 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  $H$  рассчитайте по формуле:  $H=P/F$ ,

где  $P$ - значение нагрузки,  $H$ ;  $F=\pi \cdot d^2/4$  - площадь отпечатка,  $\text{м}^2$ . Полученные результаты запишите в таблице 3.

Таблица 3.Твердость дуралюмина в различных состояниях

Исходное отожженное	Свежезакаленное	После старения при температуре $180^\circ\text{C}$ в течение, мин		
		15	30	45
...	...	...	...	...

- Постройте график зависимости  $H=f(\tau)$  (рис.3).

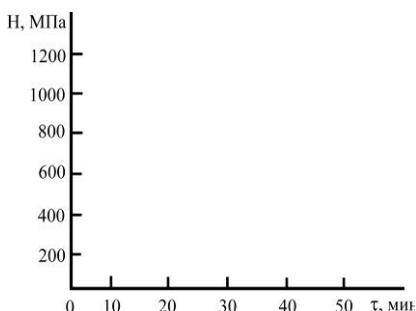


Рис.3. Изменение твердости дуралюмина в зависимости от продолжительности искусственного старения при 180<sup>о</sup>С

- Проанализируйте влияние продолжительности искусственного старения на твердость дуралюмина, объясните характер изменения твердости.

- Составьте отчет о работе. (Для достоверного определения экспериментальных данных получите массив измерений, не менее 5, и статистически обработайте полученный массив с помощью микрокалькулятора или компьютера; проведите аналитическую аппроксимацию полученной экспериментальной зависимости; укажите аппроксимирующую функцию, постройте ее график).

#### 4. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- На чем основана термическая обработка цветных сплавов?
- В чем заключается закалка без полиморфного превращения, старение?
- Чем отличается искусственное старение от естественного?
- Чем отличается зонное старение от фазового?
- В чем физическая сущность процессов, протекающих при старении?
- Какую структуру имеет дуралюмин марки Д1 в равновесном состоянии?
- Как зарождаются зоны ГП, промежуточная и стабильная фазы?
- Как влияют закалка и старение на механические свойства?
- Какова природа упрочнения при старении?
- Назовите основные легирующие элементы дуралюмина.

#### РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.:Металлургия, 1986.- 480 с.
2. Гуляев АЛ. Металловедение. М.:Металлургия,1986.- 544с.
3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка



Физическое и прикладное материаловедение

металлов. М.:Металлургия,1984.- 360 с.

4. Материаловедение / Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др. М.:Машиностроение, 1986.- 383 с.

5. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. М.:Металлургия, 1989.- 456 с.



## ЛАБОРАТОРНАЯ РАБОТА №6 ИСПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТОЙ И ПЕРЕГРЕТОЙ СТАЛИ

**ЦЕЛЬ РАБОТЫ:** исследование структуры литой и перегретой стали и её исправление термической обработкой.

### 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.

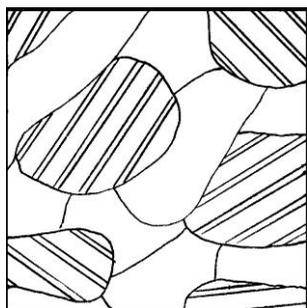
Если при горячей деформации её степень, скорость, а также термообработка достаточны для измельчения зёрен аустенита и, если процесс деформации закончился при сравнительно низкой температуре (порядка 850-750<sup>0</sup>С), то зерна аустенита остаются мелкими. При малой степени деформации или при высокой 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 (рисунок 1, а) или сетки цементита по границам аустенитных зерен и в виде ориентированных видманштеттовых пластин ферри-

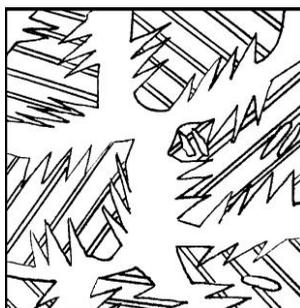


та или цементита внутри аустенитных зерен (рисунок 1, б).

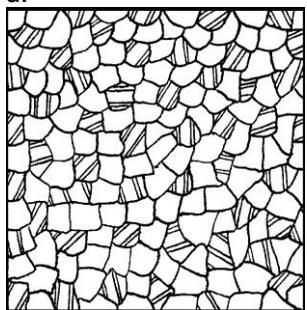
Видманштеттов феррит легче образуется в сталях, содержащих менее 0,4%С и более четко проявляется при ускоренном охлаждении на воздухе. Для исправления видманштеттовой структуры необходимо подвергнуть сталь нормализации, заключающейся в нагреве до температур выше  $A_{C3}$ , выдержке при этой температуре и последующем охлаждении на воздухе, что приводит к распаду аустенита в температурном интервале перлитного превращения (рисунок 1, в).



а.



б.



в.

Рис.1. Схема микроструктур доэвтектоидной стали 45. Перлит и феррит: а - перегретая сталь; б - литое состояние с видманштеттовой структурой; в - после нормализации.  $\times 200$

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. рисунок 1, б), что объясняется их стремлением к выделению по определенным кристаллографическим плоскостям аустенитных зерен. Чем крупнее зерно аустенита, тем легче образуется видманштеттов феррит.

Равноосные зерна феррита зарождается на границе аусте-

нитных 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 (рисунок 2,б,1).

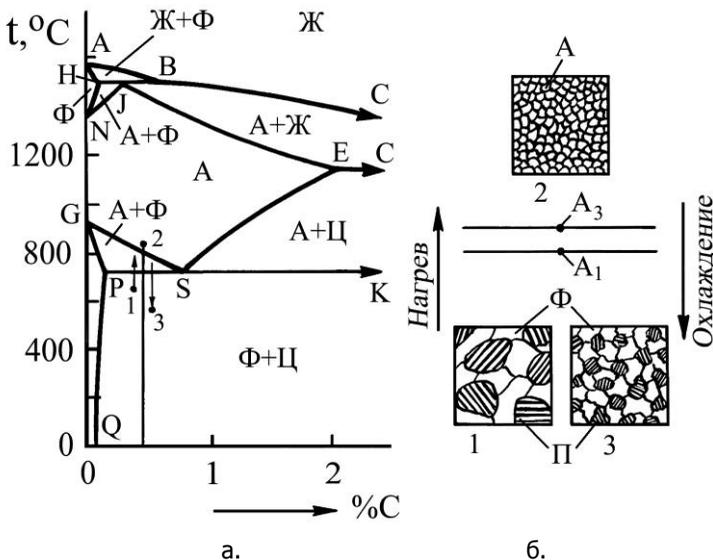


Рис.2. Фрагмент диаграммы железо-цементит (а) и схема измельчения зерен феррита и перлита при нормализации доэвтектоидной стали (б)

При нагреве перлитно-аустенитное превращение начинается сразу же после перехода через температуру равновесия  $A_{C1}$  ( $727^{\circ}\text{C}$ ) 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 фер-



рита 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  $A_{C3}$  образованием мелкозернистого аустенита по всему объему стали (см. рис.2,б,2).

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 (рис.2,б,3). Поэтому для измельчения структуры крупнозернистой перегретой стали ее необходимо нагреть выше критической точки  $A_{C3}$  на 30-50 $^{\circ}$ C и охладить (рисунок 2,а,2).

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 $^{\circ}$ 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 $^{\circ}$ 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 то-чек и рекристаллизацию обра-



зовавшегося аустенита.

Поэтому для исправления структуры литой и сильно перегретой стали необходим нагрев до высоких температур порядка 950-970<sup>o</sup>C.

При отсутствии видманштеттовой структуры и сильного перегрева достаточно для измельчения зерна нагреть углеродистую сталь до температуры  $A_{C3}+(30-50^{\circ}C)$  и охладить на воздухе.

## 2. МЕТОДИКА ВЫПОЛНЕНИЯ РАБОТЫ

- Уясните цель работы.
- Изучите процессы, происходящие при нагреве и охлаждении литой и перегретой стали.
- Измерьте методом Бринелля твердость исследуемого образца литой или перегретой дозвтектоидной стали.
- Приготовьте микрошлиф и изобразите схему микроструктуры исследуемого образца, выполните микроструктурный анализ, определите наличие видманштеттовой структуры, величину зерна по ГОСТ 5639-74 путем сопоставления с эталоном микроструктур.
- Определите по известному химическому составу стали и исходной структуре температуру нагрева для исправления структуры стали путем нормализации.
- Проведите нормализацию стали путем нагрева до выбранной температуры, выдержки в течение 10-15 мин при этой температуре и охлаждения на воздухе.
- Измерьте методом Бринелля твердость исследуемого образца после нормализации.
- Приготовьте микрошлиф и изобразите схему микроструктуры исследуемого образца после нормализации, выполните микроструктурный анализ, определите величину зерна по ГОСТ 5639-74 путем сопоставления с эталонами микроструктур.
- Проанализируйте влияние нормализации на изменение структуры стали, объясните физическую природу этого процесса.
- Составьте отчет о работе.

## 3. СОДЕРЖАНИЕ ОТЧЕТА

- Цель работы.
- Превращения при нагреве и охлаждении литой и перегретой стали.



- Методика выполнения работы.
- Выбранный режим исправления структуры стали.
- Результаты измерения твердости методом Бринелля образцов в исходном состоянии и после нормализации.
- Схемы микроструктур и данные микроструктурного анализа образцов в исходном состоянии и после нормализации.
- Выводы на основании полученных результатов.

#### **4. КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ**

- Какие фазовые превращения претерпевают доэвтектоидные и заэвтектоидные стали при нагреве и охлаждении?
  - В каких формах выделяются избыточные фазы при охлаждении из аустенитного состояния доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей.
    - Как обозначаются критические точки стали?
    - Какова связь между величиной зерна аустенита и структурой стали после охлаждения?
    - Чем характеризуется видманштеттова структура?
    - Каковы причины образования крупнозернистой и видманштеттовой структур стали?
    - Как влияет величина зерна и видманштеттова структура на механические свойства стали?
    - Каким образом могут быть устранены дефекты, вызванные перегревом стали?
      - Каков механизм измельчения зерна при нормализации?
      - Почему при сильном перегреве и наличии видманштеттовой литой структуры температуру нормализации повышают до 950-970<sup>0</sup>С?

#### **РЕКОМЕНДУЕМЫЙ БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986.- 480 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986.- 544 с.
3. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1984.- 360 с.