

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования  
«СЕВЕРО-КАВКАЗСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»  
Невинномысский технологический институт (филиал)

***МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ***

по выполнению практических занятий

по дисциплине «Химико-термическая обработка материалов»

для направления подготовки 15.03.02 Технологические машины и оборудование  
направленность (профиль) Технологическое оборудование химических и  
нефтехимических производств

**Ставрополь  
2022**

Методические указания разработаны в соответствии с требованиями ФГОС ВО и рабочей программы дисциплины «Химико-термическая обработка материалов». Указания предназначены для студентов заочной формы обучения направления подготовки 15.03.02 Технологические машины и оборудование.

Содержат основные разделы изучаемого теоретического материала, перечень вопросов необходимых для проработки, а также список рекомендуемой литературы.

*Составители*

*Е.В. Вернигорова, ст.преподаватель*

*Отв. редактор*

*А.И. Свидченко, канд. техн. наук, доцент.*

## СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
1. Практическое занятие №1 Закалка углеродистой стали без полиморфных превращений	4
2. Практическое занятие №2. Отпуск закаленной углеродистой стали	13
3. Практическое занятие №3. Описание назначения и устройства основных частей машины для поверхностного упрочнения материалов	19
4. Практическое занятие №4. Определение состава и группы стали	21
5. Практическое занятие №5. Наклеп и рекристаллизация металлов.	23
6. Практическое занятие № 6. Закалка углеродистой стали с полиморфными превращениями	30
7. Практическое занятие №7. Изучение микроструктуры металлов и сплавов .	41
8. Практическое занятие №8 Цементация стали	45
9. Практическое занятие №9. Прокаливаемость стали и ее определение.	52
10. Практическое занятие № 10. Термическая обработка легированной инструментальной стали	59
11. Практическое занятие №11. Классификация и микроисследование легированных сталей	72
12. Список литературы	78

## **Практическое занятие №1. Закалка углеродистой стали без полиморфных превращений**

**Цель:** Изучить процесс закалки стали без полиморфных превращений; исследовать влияние массовой доли углерода на закаливаемость стали.

Организационная форма занятия – традиционная

### **Вопросы для обсуждения**

1. Основные виды конструкционных сталей.
2. Основные легирующие элементы для сталей.
3. Области применения конструкционных сталей.
4. Способы улучшения свойств конструкционных сталей.
5. Принципы маркировки конструкционных сталей.

### **Методические рекомендации**

Для подготовки к проведению лабораторной работы необходимы знания теоретических материалов, связанных с термической обработкой сталей (закалкой), используемых в химическом машиностроении.

*Мартенситное превращение в стали.* Распад аустенита на феррито-карбидную смесь – диффузионный процесс, связанный с перераспределением углерода и железа, т.е. с диффузионным перемещением атомов на значительные расстояния, намного превышающие период решетки аустенита.

При охлаждении углеродистой стали с достаточно большой скоростью (сотни градусов в секунду) аустенит настолько сильно переохлаждается, что не распадается на смесь двух фаз, так как подвижность атомов при сильном охлаждении ниже точки  $A_1$  слишком мала. Но фиксации аустенита при комнатной температуре не происходит, так как в углеродистой стали, начиная с некоторой температуры, может существовать железоуглеродистая фаза, обладающая свободной энергией меньше, чем аустенит. Эта фаза называется мартенситом.

Мартенситное превращение не связано с диффузионным перераспределением углерода и железа в решетке аустенита. Химический

состав кристаллов мартенсита и исходного аустенита одинаков. Мартенсит отличается от аустенита только кристаллической решеткой; у аустенита гранецентрированная решетка  $\gamma$ -железа, а у мартенсита – тетрагональная, близкая объемно центрированной кубической решетке  $\alpha$ -железа.

Таким образом, *мартенсит* является пересыщенным твердым раствором внедрения углерода в  $\alpha$ -железе.

Превращение аустенита в мартенсит при охлаждении начинается и заканчивается при определенных для каждой марки стали температурах – температуре начала ( $M_H$ ) и конца ( $M_K$ ) мартенситного превращения (рисунок 1.1).

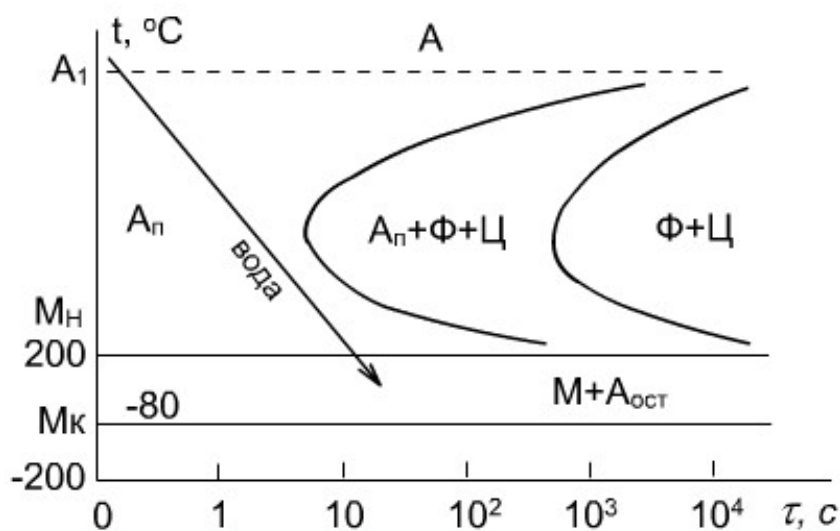


Рисунок 1.1 - Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита эвтектоидной стали: А – устойчивый аустенит,  $A_n$  – переохлажденный аустенит,  $A_{ост}$  – остаточный аустенит, М – мартенсит, Ф – феррит, Ц – цементит.

Температура начала мартенситного превращения в отличие от температуры начала перлитного превращения, не зависит от скорости охлаждения. На положение мартенситной точки ( $M_H$ ) влияет содержание углерода в стали, с увеличением которого снижается  $M_H$ . При температуре мартенситной точки  $M_H$  превращение только начинается, появляются первые кристаллы мартенсита. Чтобы мартенситное превращение развивалось, необходимо непрерывно охлаждать сталь ниже мартенситной точки. Если охлаждение приостановить и выдерживать углеродистую сталь при постоянной

температуре ниже мартенситной точки  $M_n$ , то образование мартенсита почти сейчас же прекращается. Эта особенность наиболее ярко отличает кинетику мартенситного превращения от перлитного, которое всегда доходит до конца при постоянной температуре ниже точки  $A_1$  т.е., оканчивается полным исчезновением аустенита.

Мартенситный кристалл (пластина) образуется только в пределах аустенитного зерна и не переходит границу между его зернами. В плоскости шлифа мартенситные пластины, как правило, попадают поперечным сечением и наблюдаются под микроскопом в виде игл. Так как размеры первых пластин мартенсита определяются размерами аустенитного зерна, то все факторы, приводящие к его укрупнению, делают более грубоигольчатым сам мартенсит. Поэтому сильный перегрев стали при закалке дает крупноигольчатый мартенсит.

При закалке на мартенсит углеродистой стали резко возрастает ее твердость и снижается пластичность. Например, твердость эвтектоидной стали в отожженном состоянии равна HB180, а в закаленном – HB650, т.е. примерно в 3,5 раза выше. Высокая твердость углеродистых сталей, закаленных на мартенсит, обусловлена, в первую очередь, возникновением сильных искажений решетки пересыщенного раствора за счет внедрения атомов углерода.

Структура и зависящие от нее механические свойства, металлических сплавов изменяются в результате термической обработки. Существуют различные виды термической обработки, к одному из которых относится закалка, приводящая к существенному изменению структуры и свойств сплавов. Применительно к углеродистым сталям закалка обеспечивает значительное повышение твердости и прочностных характеристик (пределов прочности и текучести).

*Закалкой* называется вид термической обработки, заключающийся в нагреве стали до температуры выше критической точки, выдержке и последующем быстром охлаждении со скоростью не ниже критической.

*Критические точки* – это температуры фазовых превращений. Различают равновесные (теоретические) и фактические критические точки. Равновесные критические точки лежат на линиях диаграмм состояния и показывают температуры фазовых переходов в условиях чрезвычайно медленного изменения температур (нагрева или охлаждения).

Равновесные критические точки углеродистых сталей можно определять по метастабильной диаграмме "железо - цементит". На этой диаграмме равновесные точки, лежащие на линии PSK, обозначаются  $A_1$  и показывают температуру превращения перлита в аустенит при нагреве и обратного превращения при охлаждении. Равновесные точки, находящиеся на линии GS, обозначаются  $A_3$  и показывают температуры окончания растворения феррита в аустените при нагреве и начала его выделения из аустенита при охлаждении. Равновесные точки линии SE обозначаются  $A_{cm}$  и показывают температуры окончания растворения цементита (вторичного) в аустените при нагреве и начала его выделения из аустенита при охлаждении.

Фактические критические точки при нагреве смещаются вверх по температурной шкале и обозначаются аналогично равновесным точкам с добавлением буквы "с", например,  $A_{c1}$ - $A_{c3}$ .

При охлаждении происходит смещение фактических критических точек относительно равновесных в сторону уменьшения температуры, это смещение отмечается буквой "r" ( $A_{r1}$  –  $A_{r3}$ )

Нагрев при закалке производится для перевода всей исходной структуры или определенной ее части в аустенит, который является исходной фазой для получения конечной структуры закаленной стали.

Выдержка необходима для выравнивания температуры по сечению детали и для полного установления необходимого фазового состояния.

Охлаждение при закалке должно производиться со скоростью не меньше критической для того, чтобы предотвратить протекание диффузионных процессов и переохладить весь исходный аустенит до температурного интервала мартенситного превращения.

*Критическая скорость охлаждения* (заковки) – это минимальная скорость охлаждения, при которой предотвращается диффузионный распад переохлажденного аустенита.

*Выбор технологических параметров заковки.* Фактическая скорость печного нагрева определяется температурой, до которой нагрето печное пространство, и массой помещенной в него детали.

Температура заковки определяется исходя из массовой доли углерода в стали и соответствующего ей значения критической точки. Практически критические точки выбирают по справочникам или по диаграмме состояния "железо - цементит".

Температура нагрева при заковке **доэвтектоидных сталей** определяется следующим образом:

$$t_{\text{зак}} = A_{c3} + (30 - 50), \text{ } ^\circ\text{C}$$

*Заэвтектоидные и эвтектоидную* стали нагреваются при заковке до температуры:

$$t_{\text{зак}} = A_{c1} + (30 - 50), \text{ } ^\circ\text{C}$$

Исходя из этого определяется положение оптимального интервала температур заковки углеродистых сталей на диаграмме состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C (рисунок 1.2).

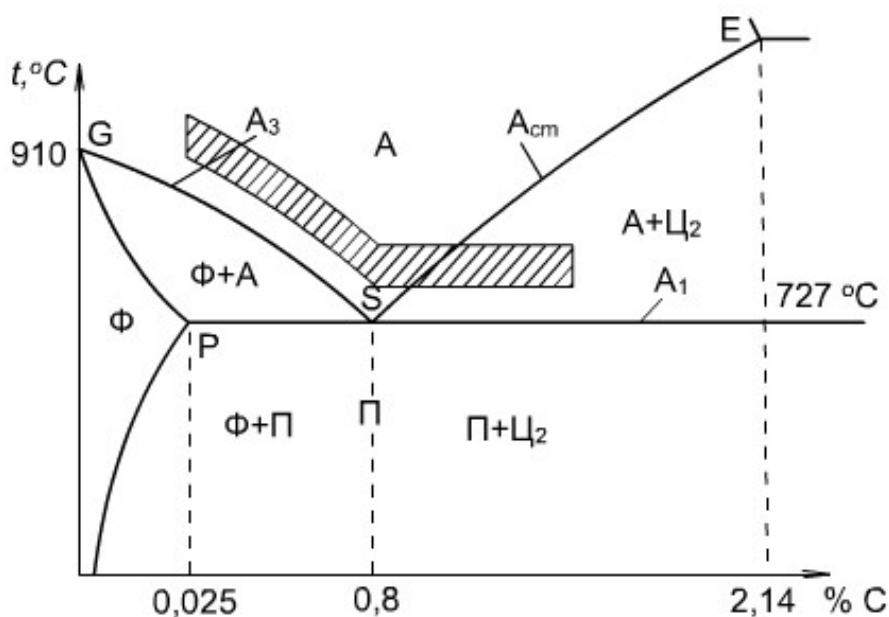


Рисунок 1.2 - Фрагмент диаграммы состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C с нанесенным оптимальным интервалом температур заковки

Продолжительность нагрева и выдержки определяется размерами и конфигурацией деталей и способом их укладки в печи. Она должна быть такой, чтобы прошло выравнивание концентрации углерода в аустените. Обычно общее время нагрева и изотермической выдержки составляет 1 - 1,5 мин на мм наибольшего поперечного сечения.

Охлаждение при закалке должно производиться в такой охлаждающей среде, которая обеспечивает скорость охлаждения не менее критической.

Закалочные напряжения складываются из термических и структурных напряжений. При закалке всегда возникает перепад температуры по сечению изделия. Разная величина термического сжатия наружных и внутренних слоев в период охлаждения обуславливает возникновение термических напряжений.

Мартенситное превращение связано с увеличением объема на несколько процентов. Поверхностные слои раньше достигают мартенситной точки, чем сердцевина изделия. Мартенситное превращение и связанное с ним увеличение объема около 1%, происходит в разных точках сечения изделия не одновременно, что приводит к возникновению структурных напряжений.

Суммарные закалочные напряжения растут с увеличением температуры нагрева под закалку и с повышением скорости охлаждения, так как в обоих этих случаях увеличивается перепад температур по сечению изделия. Наиболее опасным в отношении закалочных напряжений является интервал температур ниже мартенситной точки ( $M_H$ ), так как в этом интервале возникают структурные напряжения и образуется хрупкая фаза мартенсит. Выше мартенситной точки возникают только термические напряжения, причем сталь находится в аустенитном состоянии, а аустенит пластичен. Охлаждающая способность наиболее распространенных закалочных сред увеличивается в следующей последовательности: минеральное масло, вода, водные растворы солей и щелочей.

Углеродистые стали обладают большой критической скоростью охлаждения (закалки) и поэтому для них, как правило, в качестве охлаждающей среды выбирают воду при нормальной температуре.

Закалочное охлаждение эвтектоидной и доэвтектоидных сталей происходит из однофазной аустенитной области, поэтому структура этих сталей после закалки будет представлять мартенсит с небольшим количеством остаточного аустенита.

Заэвтектоидные стали охлаждаются из двухфазной аустенито-цементитной области и структура этих сталей после закалки представляет собой мартенсит с небольшим количеством остаточного аустенита и цементит вторичный.

Температуры критических точек при нагреве сталей и их твердость после закалки

Марка стали	Массовая доля углерода, %	Температура, °С		Твердость правильно закаленной стали, HRC
		Ас1	Ас3	
<b>Углеродистые конструкционные стали</b>				
20	0,17 – 0,24	735	850	34 – 40
25	0,22 – 0,30	735	835	42 – 48
30	0,27 – 0,35	730	820	48 – 51
35	0,32 – 0,40	730	810	54 – 60
40	0,37 – 0,45	730	790	60 – 62
45	0,42 – 0,50	730	770	
50	0,47 – 0,55	725	760	
55	0,52 – 0,60	725	755	
60	0,57 – 0,65	725	750	
<b>Углеродистые инструментальные стали</b>				
У7	–	725	765	62 – 64
У8 – У13	–	730	–	63 – 65

### **Приборы и материалы**

Прибор для определения твердости, муфельные лабораторные печи, оснащенные приборами для контроля температур, закалочные баки с охлаждающими средами, шлифовальный станок, образцы стали в отожженном состоянии.

### **Методика выполнения работы**

Проведите внешний осмотр образцов, определите их твердость и

загрузите в муфельные лабораторные печи. После достижения необходимого температурного режима образцы необходимо опустить в закалочный бак. Охлажденный образец зачищают при помощи шлифовального станка и повторно определяют его твердость.

### Указания по технике безопасности

Для безопасного проведения лабораторной работы необходимо:

- соблюдать осторожность при работе с печью, шлифовальным станком, твердомером;
- проводить работу только в присутствии преподавателя;
- выполнять работу в строгом соответствии с методическими указаниями.

### Порядок проведения работы

1. Получите задание для выполнения работы от преподавателя.
2. Выполните задание в соответствии с методикой (см. выше).
3. Составьте отчет о выполненной работе.

### Содержание отчета

В отчете о выполненной лабораторной работе должны содержаться следующие данные:

1. Дата проведения работы.
2. Цель работы.
3. Выбор технологических параметров закалки заданных образцов углеродистых сталей в виде таблицы, представленной ниже.

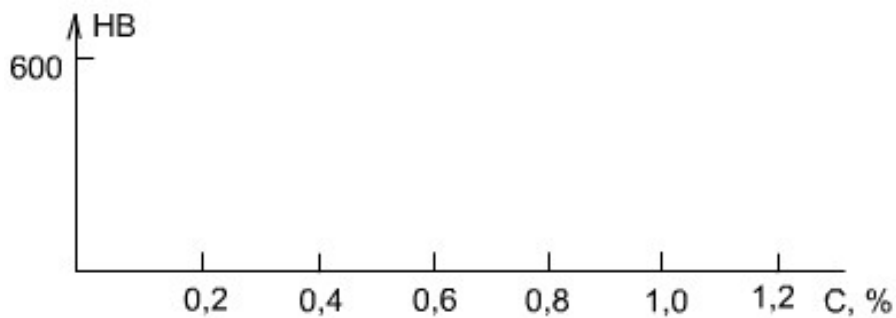
Исходные данные		Режим закалки					
Марка стали	Массовая доля углерода, %	Твердость		Критические точки		Выдержка, мин	Охлаждающая среда
		HRB	HV				

4. Результаты закалки.

Марка стали	Массовая доля углерода,	Твердость	Структура
-------------	-------------------------	-----------	-----------

	%	HRC	HB	

5. Зависимость твердости закаленной стали от массовой доли углерода.



6. Выводы.

### Контрольные вопросы

1. Что такое закалка?
2. Как изменяются механические свойства в результате закалки?
3. Равновесные критические точки, их смысл и обозначение.
4. Обозначение и отличие фактических критических точек от равновесных.
5. Назначение нагрева, выдержки и охлаждения при закалке.
6. Что такое критическая скорость закалки?
7. От чего зависит и как практически определяется общее время выдержки при закалке?
8. Структура доэвтектоидной закаленной стали.
9. Структура заэвтектоидной закаленной стали.
10. Что такое мартенсит?
11. От чего зависят свойства мартенсита?
12. Основная структурная составляющая закаленной стали.
13. Влияние массовой доли углерода на закалываемость стали.
14. В чем сущность мартенситного превращения?
15. Почему размер аустенитных зерен влияет на размер пластин мартенсита?

16. Каковы условия получения крупноигольчатого и мелкоигольчатого мартенсита?
17. Чем отличается мартенситное превращение от перлитного?
18. Чем вызывается образование закалочных напряжений?
19. До каких температур нагревают до- и заэвтектоидные стали под закалку?

## **Практическое занятие № 2. Отпуск закаленной стали**

**Цель:** Практически освоить технологию проведения отпуска и исследовать влияние температуры отпуска на твердость стали.

Организационная форма занятия – традиционная

### **Методические рекомендации**

Закаленная сталь характеризуется по сравнению с другими состояниями максимальными значениями твердости и прочности и минимальными значениями пластичности и вязкости. Кроме того, в результате закалки в стали возникают большие остаточные закалочные напряжения, которые сами по себе, без приложения внешних нагрузок, могут приводить к трещинообразованию и разрушению детали. Поэтому для уменьшения хрупкости и снятия закалочных напряжений закаленные детали подвергают отпуску.

**Отпуском** называется термическая обработка, заключающаяся в нагреве закаленной стали до температуры ниже критической точки  $A_{c1}$ , выдержке и последующем охлаждении.

В зависимости от температуры нагрева различают три вида отпуска:  
низкий отпуск 150 – 250 °С,  
средний отпуск 350 – 450 °С,  
высокий отпуск 500 – 650 °С.

Выбор температуры отпуска зависит от того, в каких условиях будет работать изделие и, следовательно, какими свойствами оно должно обладать.

### **Превращения при отпуске, структура и свойства отпущенной стали**

Основным превращением, происходящим при отпуске является распад мартенсита закалки на феррито-карбидную смесь.

С повышением температуры отпуска увеличивается диффузионная подвижность атомов и, как следствие этого, увеличивается скорость и полнота процесса распада мартенсита. Кроме температуры на превращения при отпуске оказывает влияние время выдержки при температуре нагрева. Однако определяющее воздействие оказывает температура отпуска.

При низком отпуске в результате частичного распада мартенсита закалки образуется **мартенсит отпуска**, в котором наблюдается перераспределение углерода с начальным образованием карбидов. При этом практически не снижается твердость и износостойкость, но снимается часть закалочных напряжений и снижается хрупкость. Низкий отпуск применяется для режущих инструментов и деталей, подвергнутых поверхностной закалке, а также цементированных деталей.

Средний отпуск приводит к завершению распада мартенсита на мелкодисперсную феррито-цементитную смесь, называемую **трооститом отпуска**. Твердость его в пределах HRC40 – 50 для сталей, содержащих 0,45 – 0,8 %С. При этом сохраняются высокие упругие свойства и происходит дальнейшее (относительно низкого отпуска) снятие закалочных напряжений. Средний отпуск применяется для пружин и рессор.

В результате высокого отпуска происходит коагуляция (укрупнение) цементитных частиц и, образуемая при этом феррито-цементитная смесь с более крупными, чем у троостита отпуска цементитными частицами, называется **сорбитом отпуска**. Твердость его находится в пределах HRC15 – 25 для сталей, содержащих 0,40 – 0,60 %С. Эта структура обладает хорошим сочетанием прочности и пластичности. Поэтому высокий отпуск применяется для многих деталей машин (коленчатые и распределительные валы, шестерни и т.п.), работающих в условиях циклических знакопеременных и динамических нагрузок.

Комплекс термической обработки, состоящей из полной закалки и высокого отпуска конструкционных сталей, называется улучшением. Таким образом, отпуск является заключительной термической обработкой, формирующей конечную структуру и придающей изделиям требуемые условиями эксплуатации свойства.

Для достижения этих свойств температуру отпуска необходимо назначать исходя из следующих закономерностей: при повышении температуры отпуска понижаются твердость и прочность и повышаются пластичность и ударная вязкость сталей.

Технология проведения отпуска состоит из нагрева образца до температуры соответствующего отпуска и выдержки при этой температуре. Таким образом, общее время нахождения образца в печи ( $\tau_{\text{общ}}$ )   определяется:

$$\tau_{\text{общ.}} = \tau_H + \tau_B$$

Данные  $\tau_H$  (время нагрева) и  $\tau_B$  (время выдержки) берутся из табл. 2.

### **Приборы и материалы**

Прибор для определения твердости, муфельные печи, оснащенные приборами для контроля температур, закалочные баки с охлаждающими средами, закаленные образцы из среднеуглеродистой стали.

### **Методика выполнения работы**

Проведите внешний осмотр образцов, определите их твердость и загрузите в муфельные лабораторные печи. После достижения необходимого температурного режима и выдержки печи отключают. Охлажденный образец зачищают при помощи шлифовального станка и повторно определяют его твердость.

### **Указания по технике безопасности**

Для безопасного проведения лабораторной работы необходимо:

- соблюдать осторожность при работе с печью, шлифовальным станком, твердомером;
- проводить работу только в присутствии преподавателя;
- выполнять работу в строгом соответствии с методическими указаниями.

### Порядок проведения работы

1. Получите задание для выполнения работы от преподавателя.
2. Выполните задание в соответствии с методикой (см. выше).
3. Составьте отчет о выполненной работе.

### Содержание отчета

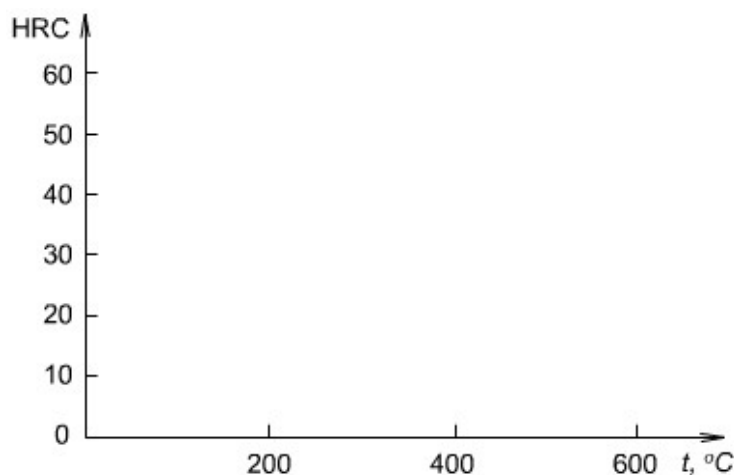
1. Дата проведения работы.
2. Цель работы.
3. Исходные данные образцов и результаты закалки представить в форме таблицы, приведенной ниже.

Марка стали	Массовая доля углерода, %	Диаметр образца, мм	Режим закалки			Результаты закалки	
			$t, ^\circ\text{C}$	Время нагрева мин.	Охлаждающая среда	Твердость HRC	Структура

4. Режим и результаты отпуска закаленной стали.

Вид отпуска	Режим отпуска			Результаты отпуска	
	Температура нагрева, $^\circ\text{C}$	Общее время нагрева, мин.	Охлаждающая среда	Твердость HRC	Структура

5. Зависимость твердости от температуры отпуска стали.



6. Выводы.

### Контрольные вопросы для самопроверки

1. Что такое отпуск?
2. Какие причины обуславливают необходимость проведения отпуска?
3. Виды отпуска?
4. Чем определяется выбор температуры отпуска?
5. Основное превращение, протекающее при отпуске?
6. От каких факторов зависят скорость и полнота превращений при отпуске?
7. Структура после низкого, среднего и высокого отпуска?
8. Отличие сорбита отпуска от троостита отпуска?
9. Влияние температуры отпуска на уровень закалочных напряжений?
10. Особенности свойств стали после каждого вида отпуска?
11. Практическое назначение видов отпуска.
12. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали.
13. Какие процессы проходят в закаленной стали при ее последующем нагреве до температуры 200 °С?
14. Какие процессы проходят в закаленной стали при ее последующем нагреве до температуры 400 °С?
15. Какие процессы проходят в закаленной стали при ее последующем нагреве до температуры 600 °С?
16. Какой комплекс термической обработки называют улучшением?
17. Для какой группы деталей целесообразно проводить улучшение?

Таблица 1-Температура закалки и твердость закаленных сталей

Марка стали	Массовая доля углерода, %	Температура закали, °С	Твердость HRC
20	0,17 – 0,24	900 – 920	35 – 40
25	0,22 – 0,30	890 – 910	40 – 42
30	0,27 – 0,35	870 – 890	43 – 45
35	0,32 – 0,40	850 – 870	46 – 48
40	0,37 – 0,45	840 – 860	52 – 54
45	0,42 – 0,50	830 – 850	56 – 58
50	0,47 – 0,55	820 – 840	58 – 60
55	0,52 – 0,60	810 – 830	60 – 62
60	0,57 – 0,65	800 – 820	62 – 64

Таблица 2-Продолжительность нагрева и выдержки при термической обработке

Температура печи, °С	Форма нагреваемых образцов	
	○	□
	Продолжительность (мин.) нагрева и выдержки на 1 мм размера <i>d</i> или <i>a</i>	
900	1,3	1,8
800	1,5	2,0
700	0,7	0,9
600	0,9	1,1
500	1,0	1,2
400	1,1	1,3
300	1,3	1,6
200	1,5	1,8

**Примечание:**

1. Продолжительность нагрева до температур 200 – 700 °С указана без времени выдержки.
2. Ориентировочно время выдержки при температуре отпуска составляет 0,5 времени нагрева.

### Практическое занятие №3. Описание назначения и устройства основных частей машины для поверхностного упрочнения материалов

**Цель:** приобретение знаний и умений по анализу назначения и конструкции машин для обработки материалов химической техники.

Организационная форма занятия – традиционная.

Исходя из результатов анализа сущности машин, можно утверждать, что любая машина имеет вполне определенный набор основных функциональных частей (блоков). В данном случае под термином блок понимается часть машины, представляющая собой группу функционально объединенных элементов. Структура – это общее, качественно определенное и относительно устойчивое строение рассматриваемого объекта (в данном рассмотрении – машины).

Современные наиболее распространенные машины, выполняющие механическую работу, включают следующие структурные составляющие.

1. Важной частью машины является рабочий (исполнительный) *орган*, которым машина выполняет полезную работу. Утверждается, что все остальные части машины – двигатель, передаточный механизм и устройства управления работой – второстепенны, так как предназначены для того, чтобы рабочий орган мог выполнять необходимые движения и передавать нужные усилия.

Понятие рабочий орган имеет больший объем и содержание, чем понятие орудие. Так, например, рабочим органом токарного станка является шпиндель, на котором установлен патрон для крепления детали, и суппорт, перемещающий резец во время работы. В данном случае орудием работы машины (токарного станка), входящим в состав рабочего органа и непосредственно воздействующим на обрабатываемое тело, является резец.

2. *Двигатель*, приводящий в движение рабочий орган.

3. *Передаточный механизм* (трансмиссия) служит для преобразования и передачи движения от двигателя к рабочему органу в машинах механического действия.

4. *Управляющие устройства*, служащие для управления работой машины.

5. Наконец, все вышеперечисленные части машины соединяются воедино. Для этого у каждой машины имеется *рама* (станина или корпус).

Следовательно, в общем, структура любой машины может быть показана в виде блочной схемы (рисунок 2.1).

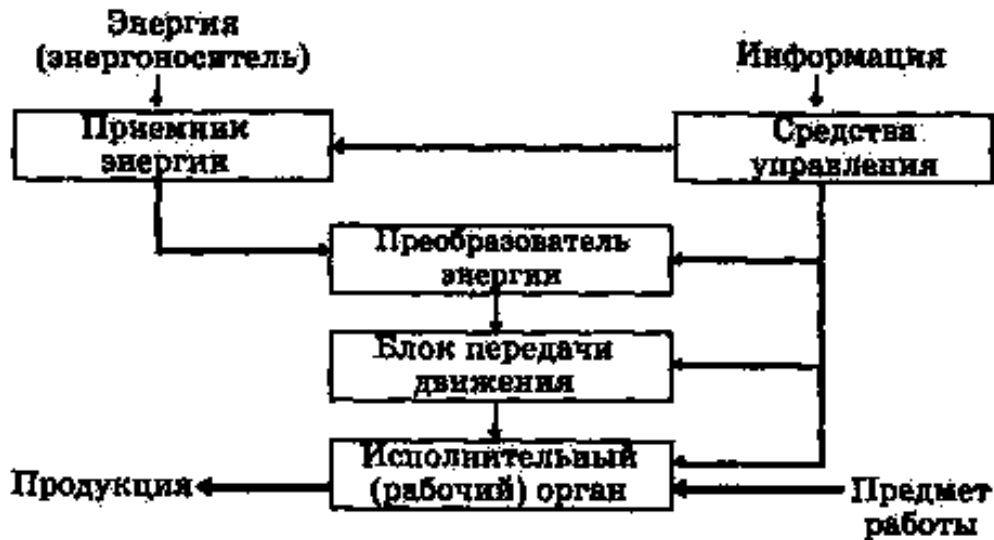


Рисунок 2.1 - Общая структура машины

### ЗАДАНИЕ ДЛЯ САМОСТОЯТЕЛЬНОГО ВЫПОЛНЕНИЯ

Задание выполняется по вариантам, задаваемым преподавателем (машины для поверхностного упрочнения материалов).

1. Привести эскиз машины с расшифровкой основных частей в соответствии с ее структурой.

2. Привести описание назначения и конструкции машины для поверхностного упрочнения материалов.

### Контрольные вопросы

1. Каково функциональное назначение рассматриваемой машины?
2. Из каких структурных частей состоит машина?
3. Какой вид энергии используется для привода машины в действие?
4. Какой вид передаточного устройства использован в машине?
5. Выполнение каких технологических операций предусмотрено в машине?
6. Что можно было бы улучшить в конструкции рассматриваемой машины?

## **Практическое занятие №4. Определение состава и группы стали**

**Цель:** приобретение знаний и умений по определению состава и группы стали.

Организационная форма занятия – традиционная.

Из углеродистых качественных конструкционных сталей (ГОСТ 1050–74\*) производят прокат, поковки, калиброванную сталь, сталь серебрянку, сортовую сталь, штамповки и слитки. Эти стали являются основным материалом для изготовления таких деталей машин, как валы, шпиндели, оси, зубчатые колеса, шпонки, муфты, фланцы, фрикционные диски, винты, гайки, упоры, тяги, цилиндры гидроприводов, эксцентрики, звездочки цепных передач, т.е. деталей различной степени нагружения. Они хорошо обрабатываются давлением и резанием, лются и свариваются, подвергаются термической, термомеханической и химико-термической обработке. Различные специальные виды обработки обеспечивают вязкость, упругость и твердость сталей, позволяют делать из них детали, вязкие в сердцевине и твердые снаружи, что резко увеличивает их износостойкость и надежность.

Качественные конструкционные стали обладают более высокими механическими свойствами, чем стали обыкновенного качества, за счет меньшего содержания в них фосфора, серы и неметаллических включений. Но они на 10–15% дороже сталей обыкновенного качества, поэтому используются преимущественно для изготовления более нагруженных деталей. По видам обработки их делят на горячекатаную, кованую, калиброванную и серебрянку (со специальной отделкой поверхности). По требованиям к испытанию механических свойств различают пять категорий качественных конструкционных сталей:

1-я – без испытания механических свойств;

2-я – с испытанием механических свойств нормализованных образцов на растяжение и ударную вязкость;

3-я – с испытанием механических свойств нормализованных образцов на растяжение;

4-я – с испытанием механических свойств термически обработанных образцов (закалка с отпуском) на растяжение и ударную вязкость;

5-я – с испытанием механических свойств нагартованных и термически

обработанных образцов (отжиг или высокий отпуск) на растяжение.

Механические свойства рассматриваемых сталей регламентированы ГОСТ 1050–74\*. В зависимости от состояния материала стали выпускаются без термической обработки, термически обработанные (Т) и нагартованные (Н). В соответствии с назначением горячекатаная и кованая стали делятся на подгруппы:

*а* – для горячей обработки давлением;

*б* – для механической обработки резанием на станках;

*в* – для холодного волочения.

Перечисленные сведения указываются в заказе на получение стали от завода-изготовителя.

ГОСТ 1050–74\* предусматривает следующие марки качественных конструкционных сталей; 05кп, 08кп, 08пс, 08, 10кп, 10пс, 10, 11кп, 15кп, 15пс, 15, 18кп, 20кп, 20пс, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 58 (55пп), 60. В обозначении марки стали цифра указывает на среднее содержание углерода в сотых долях процента. Например, сталь 25 содержит 0,25% углерода (допустимое количество углерода – 0,22 – 0,30%), сталь 60 – 0,60% (допустимое количество – 0,57 – 0,65%). В стали 58 (55пп) буквы означают повышенную прокаливаемость. Степень раскисления в марках спокойных сталей не отражается, а в марках полуспокойных и кипящих сталей, как и сталей обыкновенного качества, обозначается буквами «пс» и «кп» соответственно. В качественных конструкционных сталях всех марок допускается содержание серы не более 0,040% и фосфора – не более 0,035%. На чертежах марку стали обозначают в штампе, например: Сталь 15пс ГОСТ 1050–74\* или Сталь 45 ГОСТ 1050–74\*.

## ЗАДАНИЯ ДЛЯ САМОСТОЯТЕЛЬНОГО ВЫПОЛНЕНИЯ

Задания выполняются по вариантам, задаваемым преподавателем.

1. Для 2-3 марок конструкционных сталей приведите расшифровку химического состава и определите групповую принадлежность.

2. Назначьте возможные варианты изделий для изготовления из рассматриваемых марок сталей.

3. Назначьте возможные варианты упрочняющей обработки изделий из рассматриваемых марок сталей.

### **Контрольные вопросы**

1. Что собой представляет сталь как материал химической техники?
2. Какие разновидности сталей известны?
3. Чем отличается конструкционная сталь от других разновидностей?
4. Как установить состав стали?
5. Как установить групповую принадлежность стали?
6. Какие виды упрочняющей обработки конструкционных сталей используют на практике?

### **Практическое занятие №5. Наклеп и рекристаллизация металлов.**

*Цель работы:* овладеть теоретическими и практическими знаниями о процессах, изменениях структуры и свойств при пластической деформации и разупрочнении наклепанного металла при рекристаллизации.

### **ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ**

#### ***Пластическая деформация металлов и сплавов***

Под воздействием внешних сил металлические тела изменяют свою форму, т.е. деформируются. При этом общая деформация может подразделяться на упругую и пластическую.

Часть общей деформации, которая полностью устраняется после снятия вызывающих ее сил, называется упругой. Под пластической деформацией подразумевается та часть общей деформации, которая остается после снятия нагрузки. Пластическая деформация объясняется необратимым смещением атомов в кристаллической решетке путем скольжения или двойникования. Атомы при этом смещаются из одних положений устойчивого равновесия в другие, что приводит к сдвигу одной части кристалла по отношению к другой.

Поверхность, по которой идет сдвиг под действием касательных напряжений, называется плоскостью скольжения. Такими плоскостями являются плоскости, наиболее плотно упакованные атомами. По этим плос-

костям сдвиг идет обычно в направлении, густо усеянном атомами. Совокупность плоскостей и направлений скольжения определяет количество возможных систем скольжения. Монокристаллы с различными типами кристаллической решетки имеют разное число возможных систем скольжения. Различия в системах скольжения ГЦК и ГПУ решеток иллюстрируются на рис.1. Пластическая деформация вызывает генерацию и накопление в металле новых дислокаций. В недеформированном металле их плотность составляет  $10^6 - 10^8$  дислокаций на  $\text{см}^2$ , после деформации она может достигнуть  $10^{10} - 10^{12}$  дислокаций на  $1 \text{ см}^2$ .

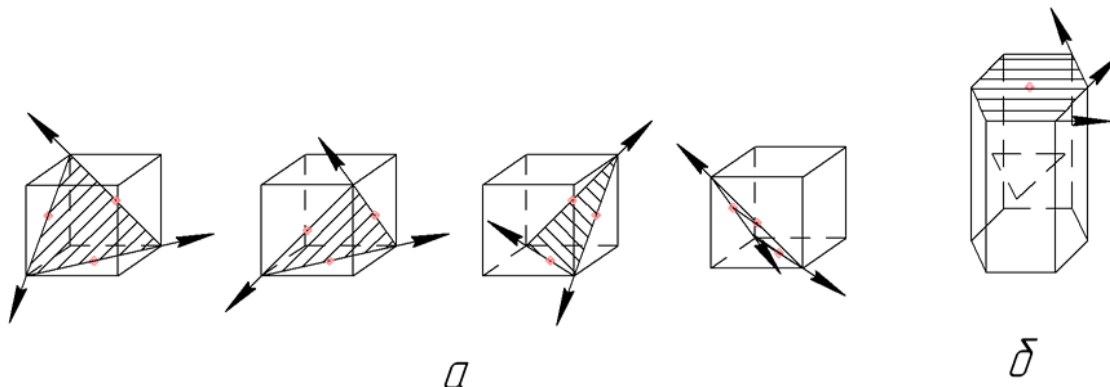


Рис. 1. Системы скольжения в решетках ГЦК (а) и ГПУ (б)

С возрастанием плотности дислокации взаимодействуют друг с другом и с другими видами несовершенств решетки и начинают испытывать затруднения при своем перемещении по кристаллу. Это вызывает увеличение сопротивления деформации со стороны металла, т. е. упрочнение (предел текучести и твердость - возрастают, удлинение при разрыве, ударное сопротивление - падают). Процесс упрочнения под действием пластической деформации принято называть *наклепом* или *нагартовкой*. Основные отличия в условиях деформации монокристаллов от поликристаллов заключаются в том, что в поликристалле очень много различно ориентированных зерен, которые мешают деформироваться друг другу. Зерна, у которых плоскости скольжения расположены под углом  $45^\circ$  к направлению усилия, наиболее склонны к деформированию, так как в этих плоскостях создаются максимальные касательные напряжения. Зерна, у которых плоскости скольжения перпендикулярны или параллельны направлению усилия, неспособны деформироваться, так как на этих плоскостях касательные напряжения равны нулю. Остальные зерна имеют промежуточную склонность к деформации. Ввиду этого в поликристаллическом теле под действием усилий зёрна деформируются неодинаково. Поликристаллическое тело не только деформируется неравномерно, но и находится в неоднородном напряженном состоянии после снятия нагрузки.

При пластической деформации в структуре происходят изменения: формы и размеров зерна; кристаллографической пространственной ориентировки зерен; степени совершенства решетки зерен.

Изменение формы и размеров зерен состоит в том, что они вытягиваются в направлении главной деформации растяжения и дробятся. С повышением степени деформации увеличивается степень вытягивания зерен, структура становится волокнистой. Изменение кристаллографической ориентации внутри зерен объясняется превалярованием в процессе деформации одной или двух систем скольжения, закономерно ориентирующихся к осям деформации. В результате формируется определенная кристаллографическая ориентированность, получившая название *текстуры деформации*. Характер текстуры деформации зависит от вида и условий обработки давлением и от природы материала.

Изменение степени совершенства решетки заключается в резком увеличении плотности линейных, точечных и поверхностных дефектов. Так, плотность линейных дефектов - дислокаций - может возрасти на несколько порядков.

Общий запас энергии металла в результате пластической деформации возрастает, его состояние становится неравновесным.

Изменение структуры в результате пластической деформации приводит к изменению не только механических, но и физических свойств. Электропроводность падает. У ферромагнитных металлов пластическое деформирование ведет к понижению магнитной проницаемости и возрастанию коэрцитивной силы. Нарушение правильности кристаллического строения приводит к менее плотной упаковке атомов, то есть уменьшению плотности. В результате неравновесного состояния деформированный металл более химически активен. Он быстрее корродирует, а также быстрее растворяется в агрессивных средах, чем недеформированный металл.

### ***Возврат и рекристаллизация металлов и сплавов***

Структурное состояние деформированного металла термодинамически неустойчиво, хотя при комнатной температуре для большинства металлов может сохраняться весьма долго. Однако с повышением температуры пластически деформированный металл постепенно переходит в устойчивое состояние. Этот переход можно разбить на несколько стадий.

#### ***1. Возврат:***

- а) отдых, или возврат первого рода;
- б) полигонизация, или возврат второго рода.

#### ***2. Рекристаллизация:***

- а) первичная рекристаллизация;
- б) собирательная рекристаллизация;
- в) вторичная рекристаллизация.

Принципиальное отличие возврата от рекристаллизации заключается в том, что при возврате форма и размер зерен не изменяются и все структурные превращения происходят внутри зерна. При рекристаллизации наблюдается изменение как внутризеренного строения, так и формы и размера зерен. При отдыхе происходит уменьшение плотности точечных и линейных дефектов. При полигонизации происходит перераспределение дислокаций, приводящее к образованию дислокационных стенок, которые разбивают кристаллы на отдельные блоки, то есть образуются «субзерна». Возврат ведет к частичному возвращению свойств недеформированного металла, упрочнение снижается на 20—30%.

Возврат происходит при нагреве до 0,2—0,3 от температуры плавления по абсолютной шкале. Нагрев при более высоких температурах приводит к рекристаллизации.

Минимальная температура рекристаллизации технически чистых, сильно деформированных металлов, по А. А. Бочвару, приблизительно равна 0,4 от абсолютной температуры плавления. Эта температура называется порогом рекристаллизации. Порог рекристаллизации для железа равен 450°C, меди – 200°C, алюминия – 150°C.

Сущность первичной рекристаллизации заключается в образовании и росте в деформированной матрице новых зерен с неискаженной решеткой. Этот процесс является типичным кристаллизационным процессом, характеризующимся возникновением центров кристаллизации и их ростом. При рекристаллизации металла полностью снимается наклеп и восстанавливаются первоначальные свойства.

При собирательной рекристаллизации, которая является продолжением первичной рекристаллизации, происходит рост одних рекристаллизованных зерен за счет других рекристаллизованных зерен. Крупные зерна растут, поглощая мелкие, что приводит к уменьшению свободной энергии и делает структуру термодинамически более устойчивой. Этот процесс идет при более высоких температурах, чем процесс первичной рекристаллизации, либо при тех же температурах, но при большей выдержке.

В результате собирательной рекристаллизации структура имеет примерно равнозеренное строение.

В определенных условиях после прохождения собирательной рекристаллиза-

ции идет процесс вторичной рекристаллизации, заключающийся в неоднородном, то есть не по всей структуре, росте отдельных зерен за счет других. Структура после вторичной рекристаллизации состоит из отдельных «гигантских» зерен, окруженных мелкими зернами.

При рекристаллизационном отжиге обычно идут первичная и собирательная рекристаллизации.

Основной структурной характеристикой рекристаллизованного металла является величина зерна, которая определяется, в основном, двумя факторами: температурой отжига и степенью деформации отжигаемого металла. Величина зерна монотонно растет с ростом температуры отжига. Зависимость величины зерна от степени деформации имеет вид кривой с максимумом, деформация, соответствующая этому максимуму, называется критической степенью деформации. Критическая степень деформации для железа равна 6 - 10 %, для алюминия - 2 - 3 %, для меди - 5 - 7 %.

### *Горячая пластическая деформация*

Наряду с деформацией, проводимой ниже температуры порога рекристаллизации, часто деформацию проводят при температурах выше порога рекристаллизации. В этом случае деформация называется горячей. При горячей деформации эффект наклепа частично или полностью снимается вследствие прохождения одновременно с деформацией процесса рекристаллизации. Степень прохождения рекристаллизации определяется режимом деформации. Снятие наклепа позволяет значительно снизить усилие деформации и увеличить степень последней. Кроме того, горячая пластическая деформация может уплотнить металл, так как завариваются внутренние пустоты, если они были до деформации.

Размер зерна после горячей пластической деформации в основном определяется степенью обжатия и температурой деформации. Чем больше степень обжатия и чем ниже температура горячей деформации, тем мельче зерно в горячедеформированном металле. При горячей обработке давлением ликвирующие примеси и неметаллические включения вытягиваются в направлении деформирования и располагаются рядами между измельченными зернами сплава, образуя волокна, которые при травлении микроструктуры быстрее разъедаются и темнеют. Наилучшие механические свойства у горячедеформированных сплавов получают вдоль направления волокнистой структуры. При горячей обработке давлением на образование структуры и свойств большое влияние оказывает температура деформации. Перегрев ведет к получению нежелательной крупнозернистой структуры, а недогрев — к повышению усилий деформирования, об-

разованию наклепа и даже трещин.

Для стали температуру начала горячей обработки принимают на 100-200°C ниже линии солидуса, а температуру конца обработки - на 30 - 50°C выше линии  $A_3$  для доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей.

### ***Контрольные вопросы.***

1. Определение упругой и пластической деформаций.
2. Влияние холодной пластической деформации на структуру и свойства металлов.
3. Определение понятия «наклеп».
4. Сущность явления возврата. Изменение в структуре при отдыхе и полигонизации.
5. Сущность явления рекристаллизации. Изменение структуры и свойств при первичной, собирательной, вторичной рекристаллизациях.
6. Определение понятия температуры порога рекристаллизации.
7. Влияние на структуру, формирующуюся при рекристаллизации, температуры рекристаллизации и степени пластической деформации отжигаемого металла.
8. Критическая степень деформации и ее технологическое значение.
9. Определение горячей обработки металлов.
10. Сходство и различие между холодной и горячей обработкой давлением.

## **ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ**

### ***Задачи работы***

1. Закрепление знаний по теории явлений наклепа и рекристаллизации, их значение в практике обработки металлов давлением и последующей термообработки.
2. Освоение методики исследования влияния деформации и рекристаллизационного отжига на структуру и свойства металла.
3. Установление влияния наклепа и последующего рекристаллизационного отжига на структуру и свойства металлов.

### ***Материальное оснащение***

1. Методическая разработка (инструкция).
2. Приспособление для растяжения листов алюминия.
3. Игла для нанесения меток.
4. Пресс для обжатия стальных образцов.

5. Муфельная печь.
6. Твердомер «Роквелл».
7. Образцы из листового алюминия и прутковой стали.
8. Травитель для выявления микроструктуры.
9. Микроскоп МИМ-7.

### ***Содержание отчета***

1. Основные понятия о наклепе и рекристаллизации металлов.
2. Описание методов пластического деформирования алюминия и стали с изображением схемы специального приспособления.
3. Результаты экспериментальной части работы:
  - а) таблицы с данными по размерам зерен алюминия и твердости стали для каждого деформированного и отожженного образца;
  - б) графики зависимости величины зерна после рекристаллизации от степени растяжения листового алюминия и твердости цилиндрических образцов стали с учетом степени их обжатия до и после рекристаллизационного отжига;
  - в) схемы микроструктур образцов алюминия и микроструктур образцов стали после деформирования и рекристаллизации.
4. Анализ результатов, их объяснение.

### ***Порядок выполнения работы***

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчете.
2. Ознакомиться с приспособлением для растяжения, подвергнуть образцы растяжению на 5, 7, 9, 12 % и поставить на них клеймо.
3. Провести рекристаллизационный отжиг деформированных образцов в течение 30 мин при 500°С (температура берется заведомо завышенной в целях ускорения процесса).
4. Протравить отожженные образцы в 20% водном растворе едкого натрия или едкого калия 1 – 2 мин для выявления макроструктуры.
5. На каждом из травленных и промытых водой образцов разметить участок величиной в 1 см<sup>2</sup> и на нем подсчитать количество зерен.
6. Вычислить среднюю площадь сечения зерна в мм<sup>2</sup>.
7. Полученные данные свести в таблицу.
8. Построить кривую зависимости величины зерна (его площади сечения) после рекристаллизации от степени деформации.
9. Для всех взятых степеней деформации зарисовать макроструктуру.
10. Дать объяснения.

11. Измерить высоту и твердость 4 образцов из армко – железа.
12. Обжечь образцы на прессе на четыре разные высоты.
13. Замерить высоту осажённых образцов и рассчитать степень деформации каждого образца.
14. Замерить твердость деформированных образцов.
15. Отжечь деформированные образцы при 800°С 40 мин с охлаждением до 600°С в печи и далее на воздухе.
16. Замерить твердость рекристаллизованных образцов.
17. Полученные данные свести в таблицу.
18. Построить кривые зависимости твердости деформированных образцов до и после рекристаллизации от степени пластической деформации.
19. Зарисовать микроструктуру образцов в исходном и отожженном состояниях после пластической деформации при различных степенях осадки, и после рекристаллизации различно деформированных образцов.
20. Описать влияние степени осадки на структуру и твердость стали до и после рекристаллизации. Пункты 11 – 20 выполняются только при четырехчасовой работе.

### **Практическое занятие №6. Закалка углеродистой стали с полиморфными превращениями**

*Цель работы:* овладение теоретическими знаниями и практическое изучение разновидностей термической обработки, являющейся важнейшей задачей в технологическом цикле изготовления современных деталей машин и инструмента.

## **ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ**

### ***Основные положения***

Термическая обработка определяет качество и стойкость изделий в работе. Чем ответственнее конструкция, тем больше в ней термически обработанных деталей. *Термическая обработка* — это эффективный метод теплового воздействия по заданным режимам с целью изменения в желаемом направлении механических, физических свойств и структуры сплавов.

Например, подвергая сталь 40 различным режимам термообработки, можно изменять предел прочности  $\sigma_s$  в 2 раза (от 60 до 135 кгс/мм<sup>2</sup>), твердость *НВ* - в 5 раз (от 30 до 130 единиц), относительное удлинение  $\delta$  - в 10 раз (от 30 до 3 %).

Научные основы термической обработки заложены русским ученым Дмитрием

Константиновичем Черновым, открывшим в 1868 году структурные превращения в сталях. Температуры, при которых эти превращения протекают, называются критическими точками и указываются на диаграмме железо – цементит. Нижние критические точки  $A_1$  соответствуют линии  $PSK$  и равны  $727^\circ\text{C}$  для всех углеродистых сталей. Верхние критические точки  $A_3$  для доэвтектоидных сталей лежат на линии  $GS$  и понижаются с увеличением содержания углерода. Для заэвтектоидных сталей верхние критические точки лежат на линии  $SE$  и повышаются с увеличением содержания углерода.

На практике широко применяются следующие основные виды термической обработки углеродистых сталей: отжиг, нормализация, закалка с полиморфным превращением, отпуск.

Важнейшими параметрами режимов термической обработки являются температура и скорость нагрева, длительность выдержки при заданной температуре и скорость охлаждения стали.

Температура нагрева сталей выбирается согласно диаграмме железо - цементит в зависимости от их химического состава, положения критических точек и вида термической обработки. Если температура должна быть выше критических точек, то во избежание перегрева она не должна превышать  $A_1$  или  $A_3$  более, чем на  $20 - 50^\circ\text{C}$ . Скорость нагрева углеродистых сталей лимитируется возможностями нагревательных устройств. Чем выше температура нагрева стали под термообработку, тем меньше требуется времени выдержки при заданной температуре для ее выравнивания по объему детали и завершения фазовых превращений в сплаве, приводящих к образованию аустенита.

Скорость охлаждения зависит от структуры, которую необходимо получить при распаде аустенита, и обеспечивается подбором соответствующих охладителей: вода, минеральное масло, воздух, печь. Кинетика процесса, свойства и строение продуктов распада аустенита тесно связаны со степенью переохлаждения ниже  $A_1$  или  $A_3$  (т. е. с температурой, при которой протекает превращение аустенита); степенью устойчивости переохлажденного аустенита и разностью его более высокой свободной энергии и энергии продуктов распада. Указанную зависимость представляют в виде диаграммы изотермического превращения аустенита данной стали ( $C -$  образных кривых), которая позволяет проследить превращение переохлажденного (неустойчивого) аустенита в интервале температур от  $A_1$  до  $M_n$ , а также его превращение при непрерывном охлаждении с большими скоростями в интервале температур  $M_n - M_k$  (рис. 1).

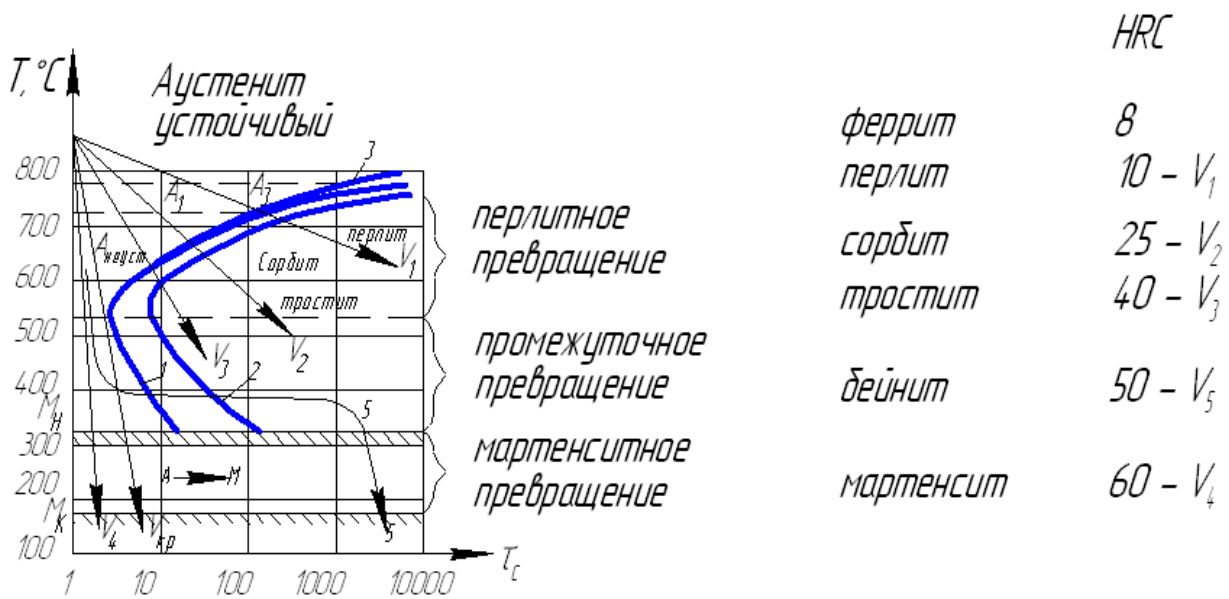


Рис.1 Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали с 0,45 % С

Кривая 1 соответствует началу изотермического превращения аустенита, а кривая 2 – концу его превращения в физико-химическую смесь феррита и цементита. Пространство между кривыми 1 и 2 отвечает области частичного превращения аустенита. Чем правее от оси температур расположены С – образные кривые, тем устойчивее переохлажденный аустенит. Вблизи температуры 727°С и линии  $M_n$  скорость превращения приближается к нулевому значению, а при температуре 550° С она максимальна. С увеличением скорости охлаждения превращение неустойчивого аустенита происходит при более низких температурах, за счет чего феррито-цементитная смесь измельчается, становится более дисперсной, а ее прочность и твердость повышаются.

Из сказанного следует, что в верхнем интервале температур продуктом изотермического превращения аустенита при температуре 720 — 657°С и скорости охлаждения в печи  $V_1$  является грубая феррито-цементитная смесь, называемая перлитом ( $HB = 100 - 180$ ), при 657 – 600°С и скорости охлаждения на воздухе  $V_2$

— более мелкодисперсная феррито-цементитная смесь - сорбит ( $HB = 250$ ). При температуре 600 – 550°С и скорости охлаждения в минеральном масле  $V_3$  смесь феррита и цементита становится еще дисперснее, приобретая твердость  $HB = 350 - 400$ . Такая смесь носит название тростит.

Таким образом, перлит, сорбит, тростит имеют одну и ту же природу (феррито – цементитная смесь), но отличаются друг от друга дисперсностью, т. е.

межпластинчатым расстоянием. Чем меньше расстояние между пластинками цементита и тоньше ферритные прослойки в этой смеси, тем дисперснее эта смесь, тем выше ее твердость и прочность. Дисперсность нельзя путать с размером зерна перлита (сорбита, тростита), который зависит в основном от размера зерна аустенита.

В доэвтектоидных сталях между кривыми 3 и 1 (рис. 1) идет выделение избыточного феррита; при охлаждении, со скоростью  $V_1$  в структуре стали будут выделяться феррит и перлит. В заэвтектоидных сталях между кривыми 3 и 1 выделяется избыточный вторичный цементит. С увеличением скорости охлаждения доля выделившегося избыточного феррита или цементита уменьшается и при  $V_3$  равна нулю.

В интервале температур от  $550^\circ\text{C}$  до температуры начала мартенситного превращения  $M_n$  продуктом распада аустенита является бейнит (игольчатый тростит) - высокодисперсная смесь слегка пересыщенного углеродом феррита и цементита пластинчатого строения ( $HB = 450 - 500$ ). Дисперсность бейнита зависит от степени его пересыщения. Бейнитное превращение носит название промежуточного, частицы этой смеси можно разглядеть с помощью электронного микроскопа при увеличении в 10000 раз и более. В углеродистых сталях бейнит можно получить только по ступенчатому режиму охлаждения 5. При очень больших скоростях охлаждения в воде  $V_4$  диффузионные процессы образования феррито-цементитной смеси полностью подавляются, а весь аустенит, переохлаждаясь ниже  $M_n$ , претерпевает бездиффузионное превращение в структуру мартенсита путем мгновенного массового сдвига атомов. Мартенсит является метастабильной фазой, представляющей собой пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в  $\alpha - Fe$ . Для мартенсита типична игольчатая структура, высокая твердость ( $HB = 600$ ), малая вязкость разрушения по сравнению с другими продуктами распада аустенита. Твердость мартенсита зависит от содержания в нем углерода, а оно такое же, как в исходном аустените из-за отсутствия диффузионных процессов. Скорость образования игл мартенсита велика: одна пластина возникает за  $0,02\text{ с}$ .

Минимальная скорость охлаждения (касательная к первой C – образной кривой), при которой в структуре образуется один мартенсит, называется критической  $V_{кр}$  скоростью закалки. Чем больше устойчивость переохлажденного аустенита, тем меньше  $V_{кр}$ .

Превращение аустенита в мартенсит заканчивается при  $M_k$  (температура конца мартенситного превращения). При охлаждении до  $20^\circ\text{C}$  наряду с мартенситом возможно сохранение остаточного аустенита. Чем больше в стали содержание углерода, тем ниже и шире температурный интервал  $M_n - M_k$ , тем больше в ней

после закалки остаточного аустенита, снижающего механические свойства стали. Так как мартенситное превращение высокоуглеродистых сталей заканчивается при отрицательных температурах, то от остаточного аустенита избавляются обработкой холодом при температурах 60 – 80 °С.

### ***Испытания на твердость***

Испытания на твердость производятся различными способами на приборах типа Бринелля, Роквелла, Виккерса.

*Твердость* – это способность материала сопротивляться внедрению в него другого, более твердого тела в виде стального закаленного шарика или алмазного конуса, пирамиды. Значения твердости и ее размерность для одного и того же конструкционного материала зависят от применяемого метода.

Твердость по Бринеллю определяется по величине поверхности отпечатка, оставляемого стальным закаленным шариком  $\varnothing$  2,5; 5; 10 мм при нагрузке на него от 15,6 до 3000 кгс. Чем больше диаметр лунки, тем мягче материал. Диаметр отпечатка (лунки) замеряют лупой и по таблицам находят *HB*. Метод точен до значений *HB* = 450, так как при больших значениях *HB* шарик деформируется. Твердость по Роквеллу замеряют двумя разными инденторами. Твердость закаленной или низкоотпущенной стали определяется алмазным конусом с углом при его вершине 120° при нагрузке  $P = 150$  кгс. Значение твердости характеризуется цифрой, указываемой стрелкой на черной шкале лимба с делениями, и обозначается *HRC*. По шкале *HR<sub>B</sub>* измеряют среднюю твердость (меньше *HB* = 230) для мягкой (отожженной) стали при нагрузке  $P = 100$  кгс стальным закаленным шариком  $\varnothing$  1/16 дюйма.

Замер твердости по шкале *HRA* производится алмазным конусом при нагрузке  $P = 60$  кгс для образцов малых толщин (пластины) или для очень твердых материалов (*HB* = 700) и тонких поверхностных слоев (0,3—0,5 мм).

Твердость по Роквеллу определяется в условных единицах по разности глубин от основной и предварительной ( $P = 10$  кгс) нагрузок. Замер твердости производится не менее трех раз на одном образце. Толщина образцов должна быть больше десятикратной глубины отпечатка. Преимущество метода Роквелла в быстроте замера (30—60 с) и меньших следах отпечатков на исследуемой поверхности. По специальным таблицам производится сравнение твердости, определенной разными способами.

### ***Разновидности термообработки стали***

*Отжиг* – это термическая обработка, переводящая сталь в равновесное состояние. Отжиг стали подразделяется на полный, неполный, диффузионный, рекри-

сталлификационный. Цель отжига – устранение пороков структуры, возникающих при литье, деформации и сварке.

Полному отжигу подвергают преимущественно доэвтектоидные стали. При полном отжиге сталь нагревают выше точки  $A_3$  на  $20—50^\circ\text{C}$  и выдерживают определенное время при заданной температуре, после чего медленно охлаждают с печью со скоростью  $50—100^\circ\text{C}/\text{ч}$ . В результате фазовой перекристаллизации структура отожженной стали состоит из перлита и феррита, которые различимы в оптический микроскоп МИМ-7 при увеличении в 200 раз. Образование перлита связано с небольшой степенью переохлаждения аустенита (до  $650—700^\circ\text{C}$ ). Полный отжиг устраняет внутренние напряжения. Сталь становится мягкой и вязкой. Кроме того, он позволяет исправить крупнозернистую структуру.

Неполный отжиг применяют чаще всего для заэвтектоидных сталей. В них нагрев несколько выше точки  $A_1$  (на  $20—30^\circ\text{C}$ ) вызывает практически полную перекристаллизацию и, главное, позволяет получить зернистый перлит вместо пластинчатого. В зернистом перлите цементит имеет сферическую форму и четко просматривается под микроскопом на ферритном фоне. Поэтому такой отжиг часто называют сфероидизирующим. Он повышает вязкость разрушения стали, снижает твердость и улучшает обрабатываемость резанием. Если в заэвтектоидной стали избыточный вторичный цементит находится в виде грубой сетки, окружающей зерна пластинчатого перлита, то перед сфероидизирующим отжигом проводят нормализацию с температуры выше  $A_3$ . Охлаждение на воздухе или в воздушной струе с этой температуры подавляет выделение цементитной сетки.

Диффузионный отжиг (гомогенизация) устраняет химическую ликвацию по объему кристалла в крупных отливках. Устранение дендритной ликвации происходит при температурах, намного превышающих критические точки  $A_3$  и при более длительных выдержках (10 – 18 часов).

Рекристаллизационный отжиг снимает наклеп и внутренние напряжения в стали после холодной обработки давлением (штамповка, вытяжка и т. д.), что приводит к снижению твердости и росту пластичности. Он проводится при температуре  $650 – 690^\circ\text{C}$ .

*Нормализация стали* – операция термической обработки, заключающаяся в нагреве выше точек  $A_3$  на  $30 – 50^\circ\text{C}$ , выдержке и последующем охлаждении на спокойном воздухе. Цель нормализации – измельчение зерна, повышение механических свойств стали, подготовка структуры для окончательной обработки, а для заэвтектоидных сталей – уничтожение карбидной ликвации. Охлаждение на воздухе со скоростью  $8 – 10 \text{ град}/\text{с}$  приводит к большему переохлаждению аустенита, чем при отжиге (температура переохлаждения при нормализации равна  $600 –$

650°С), и к образованию более дисперсной и мелкозернистой структуры перлит + феррит или сорбит — для доэвтектоидных сталей; перлит — для заэвтектоидных сталей; сорбит образуется при ускоренном охлаждении в струе воздуха. При данной скорости охлаждения избыточный феррит не успевает полностью структурно освободиться. По механическим свойствам сорбит сочетает удовлетворительную ударную вязкость  $a_n$  с достаточной твердостью:  $a_n \approx 8 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$ , НВ = 250 – 300.

В малоуглеродистых сталях ( $\% \text{C} \leq 0,3$ ), где аустенит малоустойчив, слабо переохлаждается, отжиг заменяют процессом нормализации, так как охлаждение на воздухе проводить технологически легче, чем в печи, а твердость нормализованной стали несколько выше, чем у отожженной (табл. 1).

Таблица 1

<i>Марка</i>	<i>Твердость НВ после отжига</i>	<i>Твердость НВ после нормализации</i>
20	120	130
45	160	190
У8	180	240

Закалка с полиморфным превращением — основная упрочняющая операция термообработки стали, так как только в процессе закалки удастся получить максимальную твердость, прочность и износостойкость стали за счет формирования в ней неравновесных структур (в отличие от отжига, в процессе которого формируется равновесная структура). Основная структурная составляющая закаленной стали — мартенсит. Для ее получения деталь необходимо охладить со скоростью выше критической скорости закалки.

Наиболее распространенными закалочными средами являются вода и минеральное масло. Быстрое охлаждение в воде со скоростью 200—600 град/с (больше  $V_{кр}$ ) повышает твердость и прочность стали, снижая показатели пластичности. Это связано с бездиффузионной перестройкой ГЦК - решетки аустенита, полученного при нагреве стали под закалку, в тетрагональную решетку мартенсита. Тетрагональность определяется отношением параметров решетки  $c/a$ . Мартенситное превращение связано с увеличением объема стали на несколько процентов. Мартенсит закалки — слабо травящаяся структурная составляющая. В средне- и высокоуглеродистых сталях мартенсит образуется в виде ориентированных пластин, дающих в плоскости шлифа иглы, расположенные под углами 60 и 120° друг к другу.

Твердость и вязкость мартенсита равны  $HB = 600 - 650$ ,  $a_n = 1 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$ . В правильно закаленной на мартенсит стали при среднем увеличении светового микроскопа его игольчатое строение не всегда четко просматривается. Такой мартенсит называется мелкоигольчатым или бесструктурным. Но чем выше температура нагрева под закалку, тем крупнее будут зерна аустенита при нагреве, а при охлаждении в воде — соответственно и иглы мартенсита. Это ведет к охрупчиванию стали. Поэтому интервал закалочных температур, указанных на диаграмме железо-цементит, должен строго выдерживаться (рис. 2).

Охлаждающая способность минерального масла в 3 – 4 раза ниже, чем у воды. Это приводит к переохлаждению неустойчивого аустенита до температуры 500 – 600°C и образованию после полной закалки в масле (скорость охлаждения 50-70 град/с) мелкодисперсной структурной составляющей тростита закалки, которая легко травится. Частицы этой смеси различимы только в электронном микроскопе при увеличении в 5000 раз и больше. В оптическом микроскопе просматривается лишь общий вид структуры тростита как сплошное серое поле. Твердость и вязкость тростита  $HB = 350 - 400$ ,  $a_n = 2 - 3 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$ .

По температуре нагрева различают закалку полную, применяемую на практике для доэвтектоидных сталей, и неполную – только для заэвтектоидных сталей (см. рис. 2).

Полная закалка заключается в нагреве доэвтектоидной стали выше точки  $A_3$  на 20—50°C, выдержке и последующем быстром охлаждении в воде или масле. Такой режим, основанный на полной перекристаллизации структурных составляющих, приводит к образованию структуры мартенсита при охлаждении в воде и структуры тростита – при охлаждении в масле.

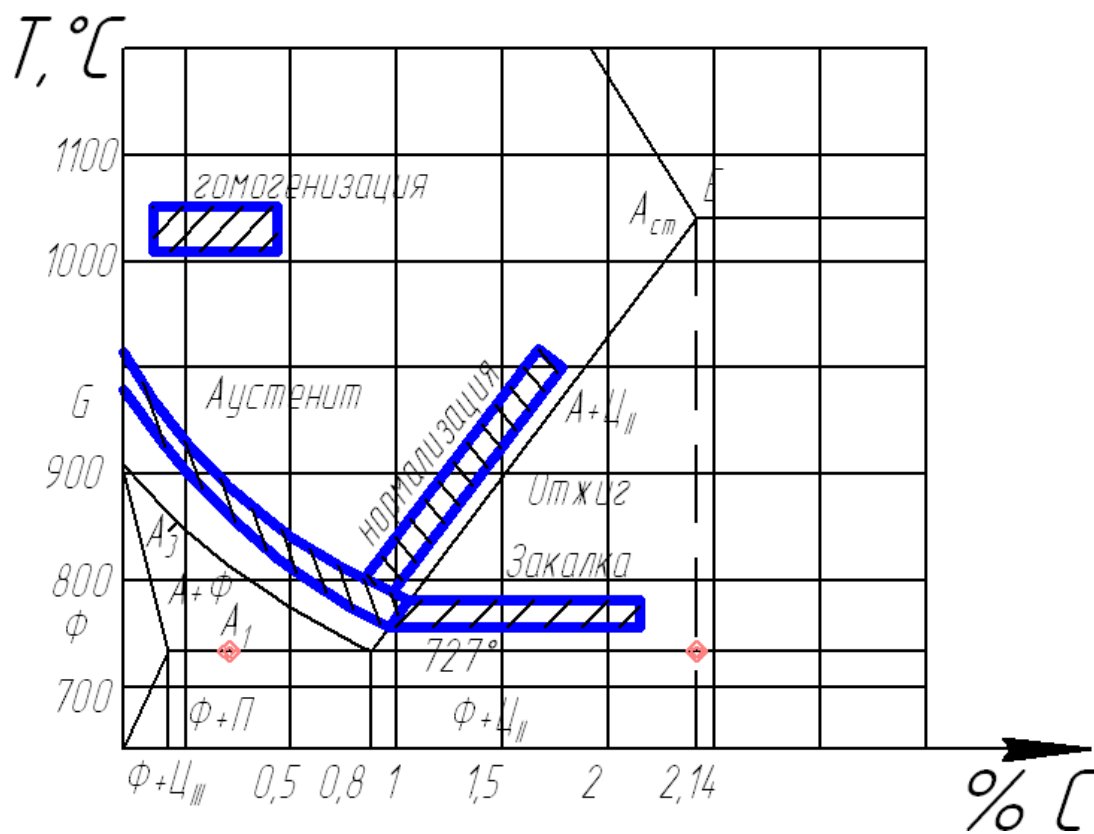


Рис. 2. Диаграмма железо—цементит  
(Области температур нагрева при отжиге, закалке и нормализации)

Неполная закалка доэвтектоидных сталей заключается в нагреве выше точки  $A_1$ , но ниже  $A_3$ , выдержке и последующем быстром охлаждении. Так как такой нагрев сопровождается неполной перекристаллизацией структурных составляющих, то после охлаждения в воде наряду с мартенситом в структуре присутствует избыточный мягкий феррит в виде светлых включений, снижающих твердость и прочность стали. Это брак при термической обработке, его исправляют повторной закалкой при температуре  $A_3 + (20 - 50^\circ\text{C})$ . По этой причине неполная закалка для доэвтектоидных сталей не используется на практике.

Неполная же закалка заэвтектоидных сталей с нагревом выше точки  $A_1$ , но ниже  $A_3$  и охлаждением в воде наряду с мартенситом закалки сохраняет избыточный вторичный цементит, дополнительно упрочняющий инструментальные стали, увеличивая их износостойкость, особенно при его равномерном распределении в виде округлых включений.

Применение легированных сталей вместо простых углеродистых позволяет прокаливать насквозь гораздо большие сечения. Это объясняется тем, что все легирующие элементы, за исключением кобальта, при растворении в аустените затрудняют его распад, уменьшая тем самым  $V_{кр}$ . Особенно эффективно влияет комплексное легирование, усиливая полезное влияние отдельных элементов. Для изделий небольшого сечения замена углеродистой стали на легированную позволяет перейти к менее резкому охладителю: эмульсии, маслу, воздуху.

### ***Контролируемый минимум знаний***

1. Образование аустенита при нагреве стали.
2. Размер аустенитного зерна.
3. Диффузионный распад переохлажденного аустенита, структуры распада.
4. Диаграммы распада переохлажденного аустенита.
5. Критическая скорость закалки.
6. Бездиффузионное мартенситное превращение аустенита, природа, структура и свойства мартенсита.
7. Отжиг стали, его разновидности.
8. Нормализация стали.
9. Закалка стали, ее разновидности.
10. Выбор температуры нагрева под закалку для разных марок стали.
11. Выбор закалочных сред, их характеристика.

### **ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ**

### ***Задачи работы***

1. Овладение теоретическими знаниями по термической обработке.
2. Освоение методики проведения различных видов термической обработки.
3. Освоение методики измерения твердости термически обработанных образцов на приборе типа Роквелл ( $HRC$ ,  $HR_B$ ) и сравнение ее по таблицам с твердостью по Бринеллю.
4. Определение влияния температуры нагрева и скорости охлаждения на механические свойства и микроструктуру стали 45.
5. Практическое изучение микроструктуры стали 45 в разных состояниях.

### ***Материальное оснащение***

1. Методическая разработка.
2. Муфельные печи.
3. Твердомер «Роквелл».
4. Образцы стали 45.
5. Микроскопы МИМ-7.
6. Альбом микроструктур.
7. Таблица сравнения чисел твердости  $HRC$ ,  $HR_B$ ,  $HB$ .
8. Наждачная бумага.

### ***Содержание отчета***

1. Основные понятия о разных видах термической обработки.
2. Описание термообработки, проводимой на образцах стали 45.
3. Результаты экспериментальной части.
4. Построение графиков зависимости твердости от температуры закалки и от скорости охлаждения.
5. Выводы по работе.

### ***Порядок выполнения работы***

1. Ознакомление с теорией и краткое изложение основных ее положений в отчете.
2. Ознакомление с оборудованием и приемами работы на нем (печи, твердомер, микроскопы).
3. Выбор режимов термообработки с учетом марки сталей.
4. Практическое проведение различных режимов термообработки (время выдержки образцов стали 45 в печи 20—30 мин):
  - а) полная закалка стали 45 с температуры  $860^{\circ}\text{C}$  с охлаждением одного образца в воде, другого в масле;

б) неполная закалка стали 45 с температуры 750°C при охлаждении в воде;

в) нормализация стали 45 с температуры 850°C;

г) нагрев одного образца стали 45 до 700°C с последующим охлаждением в воде.

5. Зачистка термически обработанных образцов на наждачной бумаге.

6. Замер твердости ( $HRC$  и  $HR_B$ ) термически обработанных образцов, сравнение с числами твердости по Бринеллю ( $HB$ ) по таблицам.

7. Заполнение свободной таблицы по результатам термообработки.

8. Зарисовка микроструктур стали 45 после различных видов термообработки с указанием режима и структурных составляющих: отжиг, закалка полная, закалка неполная.

9. Построение графиков зависимости твердости  $HB$  от температуры нагрева и скорости охлаждения.

### **Практическое занятие №7. Изучение микроструктуры металлов и сплавов.**

Цель занятия: изучить методы исследования строения металлов.

#### Теоретическая часть

Различают макроструктуру, микроструктуру и тонкую структуру.

*Макроструктурный анализ* – изучение строения металлов и сплавов невооруженным глазом или при небольшом увеличении, с помощью лупы.

Осуществляется после предварительной подготовки исследуемой поверхности (шлифование и травление специальными реактивами).

Позволяет выявить и определить дефекты, возникшие на различных этапах производства литых, кованных, штампованных и катанных заготовок, а также причины разрушения деталей.

Устанавливают: вид излома (вязкий, хрупкий); величину, форму и расположение зерен и дендритов литого металла; дефекты, нарушающие сплошность металла (усадочную пористость, газовые пузыри, раковины, трещины); химическую неоднородность металла, вызванную процессами кристаллизации или созданную термической и химико-термической обработкой; волокна в деформированном металле.

*Микроструктурный анализ* – изучение поверхности при помощи световых микроскопов. Увеличение – 50...2000 раз. Позволяет обнаружить элементы структуры размером до 0,2 мкм.

Образцы – микрошлифы с блестящей полированной поверхностью, так как структура рассматривается в отраженном свете. Наблюдаются микротрещины и неметаллические включения.

Для выявления микроструктуры поверхность травят реактивами, зависящими от состава сплава. Различные фазы протравливаются неодинаково

и окрашиваются по разному. Можно выявить форму, размеры и ориентировку зерен, отдельные фазы и структурные составляющие.

Кроме световых микроскопов используют электронные микроскопы с большой разрешающей способностью.

Изображение формируется при помощи потока быстро летящих электронов. Электронные лучи с длиной волны  $(0,04...0,12) \cdot 10^{-8}$  см дают возможность различать детали объекта, по своим размерам соответствующе межатомным расстояниям.

*Просвечивающие микроскопы.* Поток электронов проходит через изучаемый объект. Изображение является результатом неодинакового рассеяния электронов на объекте. Различают *косвенные* и *прямые* методы исследования.

При косвенном методе изучают не сам объект, а его отпечаток – кварцевый или угольный слепок (реплику), отображающую рельеф микрошлифа, для предупреждения вторичного излучения, искажающего картину.

При прямом методе изучают тонкие металлические фольги, толщиной до 300 нм, на просвет. Фольги получают непосредственно из изучаемого металла.

*Растровые микроскопы.* Изображение создается за счет вторичной эмиссии электронов, излучаемых поверхностью, на которую падает непрерывно перемещающийся по этой поверхности поток первичных электронов. Изучается непосредственно поверхность металла. Разрешающая способность несколько ниже, чем у просвечивающих микроскопов.

Для изучения атомно-кристаллического строения твердых тел (тонкое строение) используются *рентгенографические методы*, позволяющие устанавливать связь между химическим составом, структурой и свойствами тела, тип твердых растворов, микронапряжения, концентрацию дефектов, плотность дислокаций.

*Микроскопический анализ* заключается в исследовании структуры специально подготовленных образцов (микрошлифов) при увеличениях от 30–50 до 1500–1800 крат.

Микроанализ проводят с целью определения:

1. Количества, размеров и типа структурных составляющих;
2. Фазового состава сталей и сплавов;
3. Связи химического состава, условий производства и обработки сплава с его микроструктурой и свойствами.

Для проведения высококвалифицированного микроанализа необходимы знания не только в области металлографии, но и в методике приготовления микрошлифов, в устройстве микроскопов и методах микроскопического анализа.

*Приготовление микрошлифа* обычно включает следующие основные операции.

1. Вырезку образцов и подготовку поверхности.
2. Шлифование.
3. Полирование.
4. Травление.

Выбор числа образцов, места вырезки и сечения материала, по которому проходит плоскость микрошлифа, определяется целью металлографического исследования, размерами, формой и особенностями структуры изучаемого объекта.

Наиболее удобны простые формы образцов следующих размеров: цилиндр или параллелепипед с диаметром или стороной основания 10–20 мм и высотой 10–15 мм. Образцы малых размеров (лента, проволока) или сложной конфигурации после вырезки для изготовления шлифов помещают в

пластмассы или легкоплавкие сплавы, используя заливку или запрессовку в цилиндрические обоймы. Наиболее часто для холодной заделки шлифов используют эпоксидные смолы. Они обладают достаточной твердостью, малой объемной усадкой при отверждении и хорошо соединяются с большинством металлических образцов.

Обработку шлифа на плоскость производят с помощью напильника или наждачного круга. Затем производят шлифовку вручную или на шлифовальных станках. Шлифование осуществляют на 4–5 номерах наждачной бумаги, последовательно уменьшая размер абразива. Направление движения образца по наждачной бумаге при смене номера бумаги следует изменять на  $90^\circ$ , а шлифование на одном номере вести до исчезновения рисок от предыдущей шлифовальной бумаги. При смене номера бумаги следует удалять со шлифа частички абразива. После шлифования на последней бумаге шлиф тщательно промывают в воде, чтобы частички абразива не попали на полировальный круг.

При шлифовании очень мягких металлов в ряде случаев шкурку предварительно смачивают в керосине или натирают парафином (например, при изготовлении микрошлифов из алюминия), чтобы свести к минимуму вдавливание абразивных частиц в поверхность шлифов.

Полирование служит для удаления мелких рисок, оставшихся после шлифования, и получения гладкой зеркальной поверхности шлифа. Применяют механическое или электрохимическое полирование.

*Механическое полирование* производят на вращающемся круге с натянутым полировальным материалом (фетр, сукно, драп), на который непрерывно или периодически наносят очень мелкий абразив в виде суспензии в воде. В качестве абразивов применяют оксид хрома, оксид алюминия и оксид железа. Все более широкое использование находят полировальные алмазные пасты, которые наносят на специальную ткань или бумагу.

Полирование ведут до получения зеркальной поверхности, и оно считается законченным, когда на поверхности шлифа под микроскопом не наблюдаются риски или царапины. После полировки шлиф промывают в воде или спирте и сушат полированную поверхность фильтровальной бумагой.

*Электрохимическое полирование* основано на использовании процесса анодного растворения металла, который при определенных условиях протекает с образованием гладкой блестящей поверхности. Образец после механического шлифования погружают в качестве анода в электролизную

ванну и выдерживают при заданном режиме (напряжении, плотности тока и температуре электролита) определенное время. Катодом обычно служит пластинка, изготовленная из нержавеющей стали.

Преимуществом электрополировки является отсутствие на поверхности шлифа деформированного слоя, образующегося при шлифовании или механическом полировании.

Работоспособность (качество) металла зависит от размеров природного зерна, а также от вида рабочей нагрузки на деталь

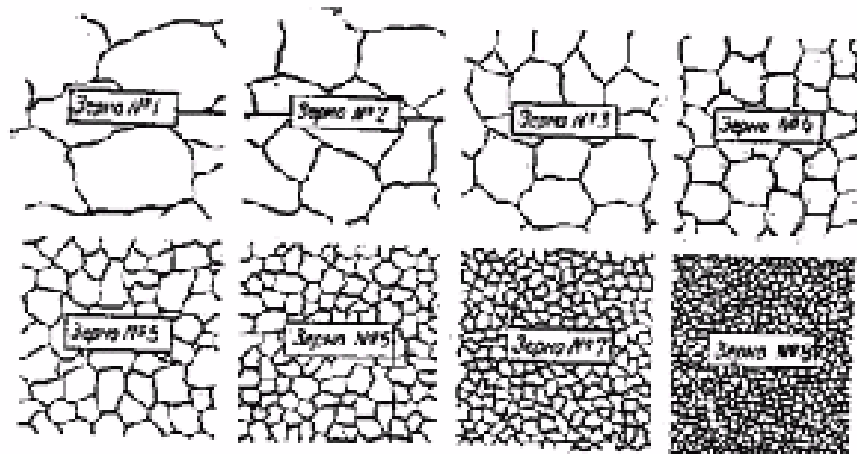


Рисунок - Стандартная шкала размеров зерна

Контрольные вопросы:

1. Какова цель исследования металлов?
2. Что такое микроструктура металлов?
3. Как приготовить образец металла для микроанализа?
4. Что такое макроструктура металлов?
5. Как подготовить образец для макроанализа?
6. Каким образом размер зерна влияет на механическую прочность металла или сплава?

#### Порядок выполнения работы:

1. Изучить методы металлографического анализа.
2. Дать описание экспериментальной части микроанализа.
3. Провести анализ микроструктуры образцов
4. Изобразить схему макроструктуры стального слитка.
5. Оформить отчет

## Практическое занятие №8 Цементация стали

*Цель работы:* ознакомление с процессом цементации стали, изучение микроструктуры и твердости стали в исходном состоянии, после цементации, после цементации и последующей закалки.

### ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

#### *Основные положения*

*Цементацией* называется процесс насыщения поверхностного слоя стальных деталей углеродом с целью увеличения твердости и износостойкости при работе в условиях трения. Сердцевина детали должна обладать достаточной прочностью и высокой вязкостью разрушения, чтобы противостоять действию динамических и знакопеременных нагрузок. В таких условиях работает много деталей авиационных конструкций, особенно двигателей, например, валы, распределительные валы, оси, ролики, шестерни и т. п.

Цементацию применяют для малоуглеродистых сталей, содержащих не более 0,25% С, так как в сталях с большим содержанием углерода нельзя получить сердцевину с нужной вязкостью разрушения. Цементации подвергают углеродистые стали марок 10, 15, 20. В авиастроении обычно цементируют легированные стали марок 12ХН3А, 12Х2Н4А, 18ХГТА, ШХ2Н4ВА и др.

Цементация – диффузионный процесс, представляющий собой проникновение атомов углерода в кристаллическую решетку железа. Цементация производится при температуре выше точки  $A_3$  (обычно 920—950°C), т. е. когда сталь находится в аустенитном состоянии и способна растворять в себе значительное количество углерода. Так, например, в соответствии с диаграммой железо - углерод при температуре 930°C в  $\gamma$  - железе может раствориться до 1,3 % углерода (это видно по линии *SE* диаграммы).

Различают два вида цементации: твердую и газовую.

При твердой цементации детали запаковывают в ящик, наполненный карбюризатором — науглероживающим веществом. Схема расположения деталей в цементационном ящике приведена на рис. 1. Цементационный ящик с деталями нагревают до температуры 920 – 950°C. Выдержка при этой температуре длится от 4 до 10 часов в зависимости от требуемой глубины цементированного слоя.

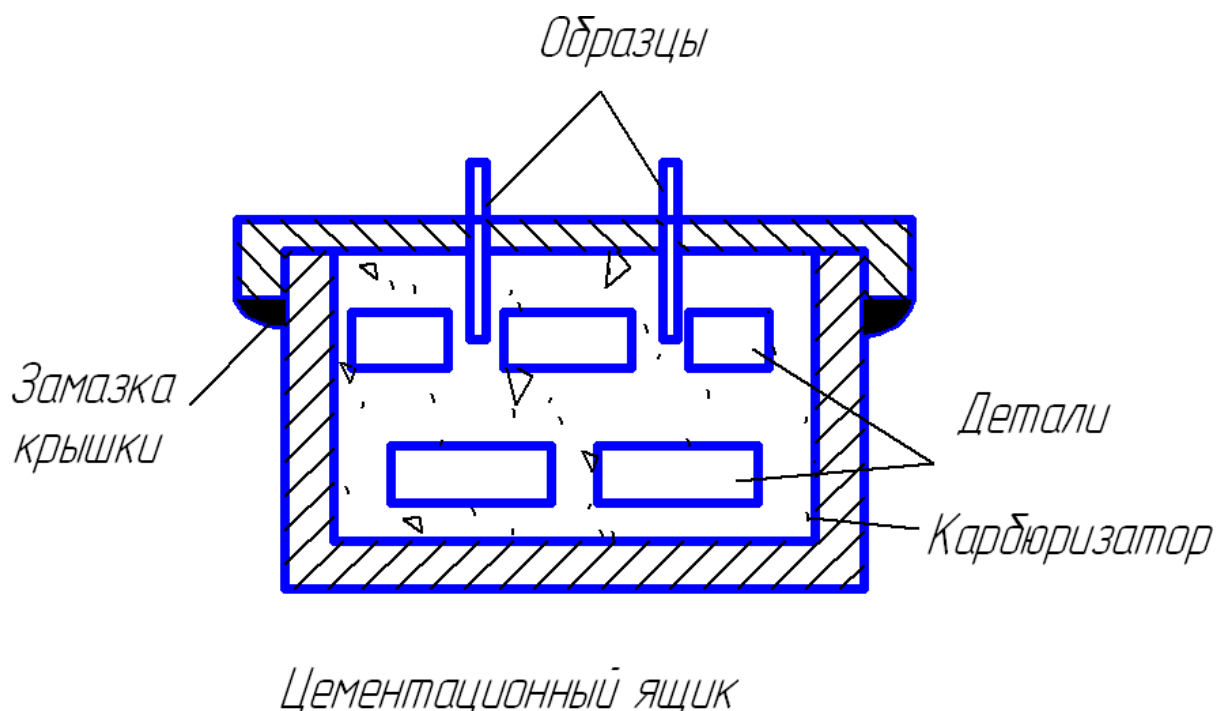
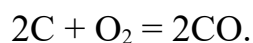


Рис. 1. Схема расположения деталей в цементационном ящике

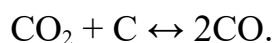
Карбюризатор обычно состоит из 75—80 % древесного угля и 25—20% углекислых солей  $\text{BaCO}_3$  и  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ , играющих роль ускорителей (катализаторов). При высокой температуре углерод, содержащийся в карбюризаторе, соединяясь с кислородом, который присутствует в ящике в очень небольшом количестве, образует окись углерода:



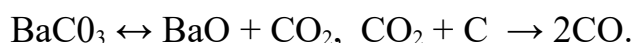
На поверхности детали окись углерода разлагается с образованием активного атомарного углерода, который растворяется в  $\gamma$ -железе и образует аустенит:



Углекислый газ  $\text{CO}_2$  соприкасаясь с углем карбюризатора, снова образует CO:

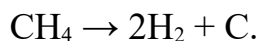
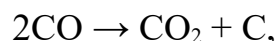


Действие ускорителей основано на их диссоциации при высокой температуре и взаимодействии газообразного продукта диссоциации с углеродом, в связи с чем увеличивается концентрация активной газовой среды:



При газовой цементации герметически закрывается камера печи, наполненная цементирующим газом. Цементирующими газами являются окись углерода и газообразные углеводороды – метан, этан, пропан, бутан. Наиболее широкое применение для газовой цементации получил природный газ (92— 96%  $\text{CH}_4$ ), а также пиробензол, который в виде капель подается в

цементацион- ную реторту, где образуется газ, состоящий в основном из метана, окиси углеро- да и свободного водорода. Разложение этих соединений приводит к образованию активного атомарного углерода:



Атомарный углерод адсорбируется на поверхности деталей, затем диффундирует в кристаллическую решетку  $\gamma$  - железа, науглероживая сталь с поверхности. Расход цементирующего газа должен регламентироваться так, чтобы количество образующегося свободного углерода равнялось адсорбирующей способности поверхности изделий. Если поверхность стали не поглощает весь выделяющийся углерод (адсорбция отстает от диссоциации), то свободный углерод, кристаллизуясь из газовой фазы, откладывается в виде плотной пленки сажи на детали, затрудняя процесс цементации.

Практически цементацию проводят при 910 – 930°C, но имеется тенденция повышения температуры цементации до 950 — 970°C и выше, т. к. при этом активнее происходит диффузия углерода и резко увеличивается глубина цементированного слоя.

Газовая цементация имеет ряд преимуществ перед твердой:

- 1) продолжительность процесса сокращается в 2 — 3 раза за счет исключения времени прогрева ящика и малотеплопроводного твердого карбюризатора;
- 2) возможность регулирования процесса цементации;
- 3) гигиеничность производства — отсутствие грязных операций, таких как упаковка и распаковка ящика.

Благодаря этим преимуществам газовая цементация полностью вытеснила цементацию в твердом карбюризаторе в массовом и серийном производствах. Особенно эффективна цементация при нагреве токами высокой частоты (т.в.ч.). Высокая температура (до 1100°C) позволяет резко сократить продолжительность процесса. Например, продолжительность цементации деталей из стали 15ХНТРА для образования слоя толщиной в 1 мм оказалась при цементации в твердом карбюризаторе (920°C) — 8 часов; при газовой цементации (920°C) – 4 часа; при газовой цементации с нагревом т.в.ч. (1050°C) — менее 1 часа.

Результаты процесса цементации оцениваются по степени цементации и по глубине цементированного слоя. *Степенью цементации* называется среднее содержание углерода в поверхностном слое. Авиационные детали обычно цементируются до степени 1,0 - 1,2%.

Глубиной цементации условно называют расстояние от поверхности вглубь, до появления в структуре первых зерен феррита. Для авиационных деталей глубина

цементации составляет от 0,5 мм до нескольких миллиметров и зависит от величины удельных нагрузок в эксплуатации.

В микроструктуре стали после цементации обнаруживаются четыре характерные зоны, располагающиеся последовательно от поверхности образца к центру:

1 - заэвтектоидная зона, в которой наблюдается пластинчатый перлит с крупной сеткой вторичного цементита;

2 - эвтектоидная, занятая исключительно зернами перлита;

3 - переходная зона, в которой в большом количестве наблюдаются ферритные зерна;

4 - внутренняя зона, соответствующая структуре исходного материала.

Характерной особенностью микроструктуры стали, прошедшей цементацию, является крупнозернистость как следствие высокой температуры нагрева и длительной выдержки при этой температуре.

После цементации сталь обязательно подвергается упрочняющей термической обработке (закалке и низкому отпуску), которая повышает твердость поверхности, а также устраняет последствия перегрева (крупнозернистость) и грубую цементитную сетку. При назначении режима термообработки цементированных деталей надо учитывать, что они являются как бы двухслойными, состоящими из высокоуглеродистой (1,0—1,2 % С) поверхности и низкоуглеродистой (0,1 - 0,2% С) сердцевины.

В зависимости от назначения детали применяют один из следующих вариантов термической обработки.

1. Для деталей, от которых требуется только поверхностная твердость, а другие механические свойства не имеют большого значения, применяют непосредственную закалку с цементационного нагрева (от 920 - 950°C). В результате на поверхности получается крупноигльчатый мартенсит, а в сердцевине — крупнозернистая структура исходной стали.

Преимуществом этого варианта является более высокая экономичность. В последнее время закалку с цементационного нагрева с подстуживанием стали применять и для достаточно ответственных деталей из наследственно мелкозернистых сталей после газовой цементации и скоростной цементации с нагрева т.в.ч., приводящей к меньшему росту зерна ввиду небольшой продолжительности. После закалки применяют обработку холодом для устранения остаточного аустенита в поверхностном слое, в результате чего твердость поверхности повышается до *HRC* 58 – 64.

2. При повышенных требованиях к структуре и свойствам изделия последние после цементации охлаждаются на воздухе или в ящике до 20°C и затем подвергаются закалке от 850—900°C (в зависимости от марки стали). Такая температура

закалки лежит выше критической точки  $A_3$  для сердцевины и поверхности и позволяет за счет перекристаллизации устранить крупнозернистость. Однако для высокоуглеродистой поверхности такой нагрев приводит к некоторому перегреву и получению крупноигльчатого мартенсита.

3. Для удовлетворения особо высоких требований к структуре и свойствам цементированных изделий применяют двойную закалку. Первая закалка (или нормализация) проводится с температуры  $850 - 900^\circ\text{C}$ . Целью первой закалки являются уничтожение сетки цементита в поверхностном слое и измельчение структуры сердцевины. В результате такой закалки в поверхностном слое получается структура крупноигльчатого мартенсита, а в сердцевине – мелкозернистого феррита, несколько пересыщенного углеродом. Вторая закалка необходима для окончательного исправления строения поверхностного слоя и проводится при более низких температурах ( $760 - 800^\circ\text{C}$ ). После второй закалки в сердцевине образуется мелкозернистый феррит с небольшими участками переходных структур, а в поверхностном слое - структура мелкоигльчатого мартенсита и тонкая сетка вторичного цементита.

Заключительной операцией термической обработки цементированных и закаленных изделий является низкий отпуск при  $160 - 180^\circ\text{C}$ , необходимый для уменьшения внутренних напряжений, возникающих при закалке.

### ***Контрольные вопросы***

1. Виды химико-термической обработки, их назначение.
2. Цементация стали. Виды цементации. Стали, подвергаемые цементации.
3. Химические реакции процесса цементации в газовой среде и в твердом карбюризаторе.
4. Преимущество газовой цементации и цементации при нагреве токами высокой частоты.
5. Режимы газовой и твердой цементации для наследственно крупнозернистых и наследственно мелкозернистых сталей. Анализ микроструктуры цементированного образца в направлении от поверхности к сердцевине.
6. Варианты термической обработки изделий после цементации.
7. Анализ микроструктуры цементированного закаленного образца в зависимости от принятого варианта закалки.
8. Привести примеры цементированных деталей авиационных изделий.

### **ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ**

### ***Задачи работы***

1. Овладение теоретическими знаниями о химико-термической обработке вообще и о цементации в частности, ее значение в практике термообработки.
2. Освоение методов цементации.
3. Изучение изменения структуры и свойств стали в процессе цементации и термической обработки,
4. Развитие навыков при выборе материала и режима цементации для изготовления деталей авиационного назначения.

### ***Материальное оснащение***

1. Методическая разработка.
2. Образцы из цементируемой стали в исходном, цементированном состояниях.
3. Микрошлифы цементируемой стали в исходном, цементированном и закаленном состоянии.
4. Твердомер «Роквелл».
5. Муфельные электрические печи.
6. Металлографические микроскопы МИМ-7.

### ***Содержание отчета***

1. Основные понятия о цементации стали.
2. Описание методов твердой цементации с изображением схемы цементационного ящика.
3. Основные химические реакции при цементации в твердом карбюризаторе.
4. Результаты экспериментальной части: значение твердости стали до и после цементации, после закалки на поверхности и в сердцевине образца.
5. Микроструктура стали до и после цементации и после закалки.
6. Сводные данные. Анализ результатов и их объяснение.

### ***Порядок выполнения работы***

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчете.
2. Выбрать температуру нагрева под закалку цементированных образцов с учетом марки стали и требований, предъявляемых к детали.
3. Провести закалку образцов.
4. Произвести измерение твердости образцов до и после цементации и после закалки. У цементированных и закаленных образцов измерить твердость на поверхности и в сердцевине.

5. Исследовать микроструктуру стали до цементации, после цементации и после закалки. Микроструктуры зарисовать в отчете.

6. Данные по измерению твердости, по определению степени и глубины цементации занести в отчет.

7. Дать объяснения полученным результатам.

## Практическое занятие №9. Прокаливаемость стали и ее определение.

*Цель работы:* овладение теоретическими и практическими знаниями по одной из основных технологических характеристик сталей — прокаливаемости.

### ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ

#### *Основные положения*

Под прокаливаемостью понимают способность стали закаливаться на определенную глубину, то есть приобретать в результате закалки структуру мартенсита или тростита - мартенсита с высокой твердостью. Известно, что при закалке стали на структуру мартенсита ее необходимо охладить с температуры закалки со скоростью равной или больше критической. При этом поверхность охлаждается быстрее, так как она непосредственно соприкасается с охлаждающей средой. Сердцевина изделия охлаждается гораздо медленнее, так как тепло от сердцевины отводится путем передачи через массу металла к поверхности. Следовательно, скорость охлаждения в центре детали может быть меньше критической. В этом случае аустенит на поверхности детали превращается в мартенсит, а в центре детали — в зависимости от действительной скорости охлаждения — в тростит, сорбит и даже перлит.

За глубину прокаливаемости конструкционных сталей принимают расстояния от поверхности стали до слоя с полумартенситной структурой, состоящей из 50% мартенсита и 50% тростита. Экспериментально установлено, что резкое падение твердости в конструкционных сталях происходит, когда количество тростита в закаленной структуре около 50%. Твердость полумартенситной структуры зависит в основном от содержания углерода и в значительно меньшей степени — от содержания легирующих элементов. Она может быть определена по графику рис. 1. Прокаливаемость инструментальных сталей (заэвтектоидных, высокоуглеродистых) характеризуют по толщине закаленного слоя мартенситной структурой (содержание мартенсита не менее 90 - 95%), обеспечивающей у этих сталей высокую твердость — более 60 HRC. В этих сталях при закалке наряду с мартенситом сохраняется также остаточный аустенит, количество которого может значительно изменяться в зависимости от состава стали и условий проведения закалки. Присутствие более мягкой составляющей — аустенита — при наличии даже небольших количеств тростита заметно снижает твердость (что ниже пределов, допускаемых у многих инструментов). Кроме того, содержание углерода в мартенсите (аустените) сталей, сохраняющих избыточные карбиды, меньше

его общего содержания. Поэтому ни структура полумартенситной зоны, ни ее твердость не определяются содержанием углерода и не могут характеризовать прокаливаемость заэвтектоидных сталей.

Прокаливаемость зависит от соотношения скорости охлаждения по сечению детали и критической скорости заковки данной стали. Чем выше скорость охлаждения в сечениях и чем ниже критическая скорость заковки стали, тем на большую глубину прокалится изделие. Скорость охлаждения по сечению детали определяется

охлаждающей способностью закалочной среды, размерами и формой детали.

Критическая скорость заковки зависит от факторов, определяющих устойчивость и скорость распада аустенита. Факторы, увеличивающие стойкость переохлажденного аустенита, понижают критическую скорость заковки и тем самым повышают прокаливаемость сталей. К таким факторам относятся:

1. Химический состав: все легирующие элементы, кроме кобальта, а также углерод (до 0,9%) понижают критическую скорость заковки и повышают прокаливаемость стали. Прокаливаемость особенно возрастает при одновременном введении нескольких легирующих элементов. Устойчивость аустенита повышается, критическая скорость заковки уменьшается только при том условии, если легирующие элементы (в том числе и углерод) растворены в аустените. Если же они находятся в виде избыточных фаз (цементита, карбидов, нитридов и т. п.), то служат готовыми зародышами и облегчают распад аустенита.

2. Сильно влияет на прокаливаемость величина действительного зерна аустенита стали: крупное зерно увеличивает прокаливаемость. Так, в углеродистой стали при укрупнении зерна от 8 до 1 – 2 баллов глубина закаленного слоя возрастает в 2 – 3 раза.

3. Нерастворимые частицы карбидов (карбонитридов) титана, ниобия, ванадия и других неметаллических включений (оксидов, нитридов и др.) понижают прокаливаемость стали.

4. С понижением однородности аустенита его устойчивость и прокаливаемость понижаются.

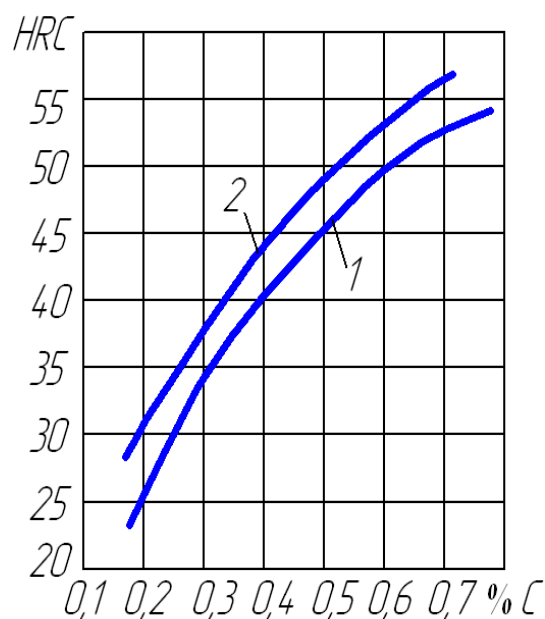


Рис.1. Твердость полумартенситной зоны углеродистой (1) и легированной (2) стали

В современном машиностроении прокаливаемость является одним из основных критериев при выборе стали для изготовления изделий и при назначении режимов термической обработки. Особенно это важно для деталей, работающих в условиях повышенных напряжений и значительных динамических нагрузок, где необходима максимальная однородность структуры.

Существует несколько методов определения прокаливаемости.

Метод пробных закалок, основанный на измерении твердости по сечению закаленного образца. Для определения прокаливаемости этим методом необходимо закалить заготовку, у которой  $L/D \geq 3 - 4$  (где  $L$  – длина заготовки,  $D$  – ее диаметр). Охлаждение проводят в воде или иной среде, влияние которой на прокаливаемость требуется изучить. Затем из середины заготовки осторожно, чтобы не вызвать отпуск, вырезают поперечный диск и измеряют твердость по диаметру через каждые 2 мм. На основании полученных данных строят зависимость в координатах твердость по  $HRC$  – расстояние от поверхности образца  $D$ . На этой зависимости твердость на поверхности максимальна и понижается к центру образца. Если в этих координатах провести горизонтальную линию на уровне минимально допустимой твердости мартенситной или полумартенситной структуры, то она отсечет на зависимости  $HRC - D$  отрезок  $h$ , характеризующий глубину прокаливаемости.

Даже для одной марки стали величина  $h$  непостоянна, она зависит от размера детали и скорости охлаждения при закалке.

Этот метод рекомендуется применять для углеродистых, главным образом инструментальных сталей, прокаливаемость которых определяется в небольших сечениях диаметром или стороной до  $\sim 25-30$  мм.

Метод торцевой закалки (ГОСТ 5657-68) используют для более глубоко прокаливаемых легированных сталей. Прокаливаемость по этому методу определяют на стандартных образцах диаметром 25 мм, длиной 100 мм, с заплечиком или торцевой выточкой на одном конце для установки образцов в приспособление при закалке с торца.

Образцы под закалку, чтобы избежать окисления и обезуглероживания, нагревают в горячих ваннах, в печах с защитной атмосферой или в патронах с углем.

Продолжительность нагрева зависит от марки стали и для низко- и среднелегированных сталей составляет 30—35 мин. После выдержки образцы быстро переносят из печи в специальную установку для торцевой закалки (рис. 2), время переноса не более 5 с. Затем включают подачу воды для охлаждения образца с торца, причем струя должна омывать только торец образца. Образец выдержива-

ют под водяной струей до полного его охлаждения. Время охлаждения не менее 10 мин, температура воды должна быть в пределах 10—25°C.

В этих условиях скорость охлаждения закаливаемого торца соответствует скорости охлаждения в воде (до 1000 град/с), скорость охлаждения другого (верхнего) торца соответствует скорости охлаждения на воздухе (3—4 град/с). Остальные участки образца между торцами охлаждаются с промежуточной скоростью.

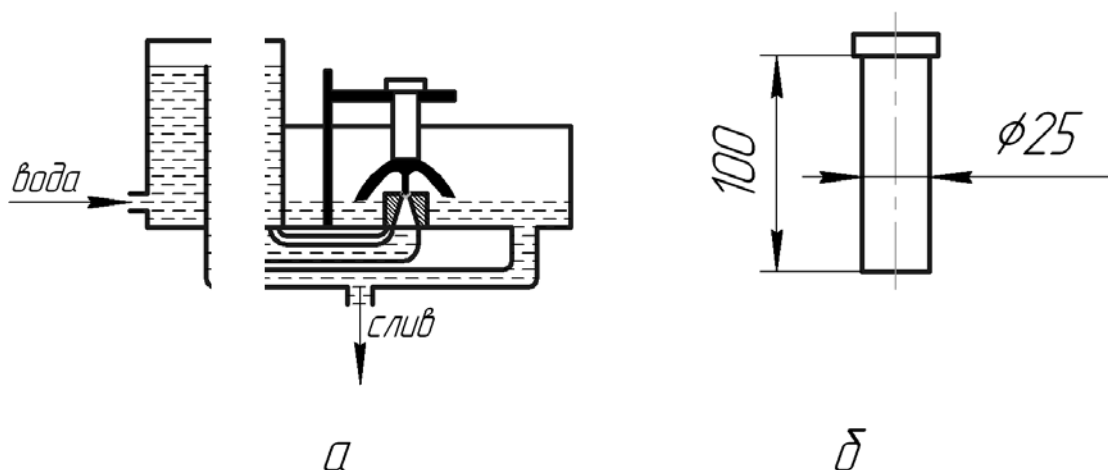


Рис. 2. Установка (а) и образец (б) для торцевой закалки

После закалки образец подвергается испытанию на твердость. Для этого по длине образца сошлифовывают (с двух противоположных сторон по диаметру) слой толщиной 0,5 мм. Шлифуют при интенсивном охлаждении. На шлифованной полосе проводят среднюю линию и делают разметку для замера. Определение твердости производится по Роквеллу по средней линии через 2 мм (по разметке).

Результаты испытаний выражают графически в координатах твердость — расстояние от охлаждаемого торца, то есть строят кривую прокаливаемости (диаграмму прокаливаемости). Если прокаливаемость определяют на нескольких образцах различных плавок, то строят полосу прокаливаемости. По кривым прокаливаемости находят расстояния — от закаливаемого торца до слоя с полумартенситной структурой, а по этим расстояниям определяют критическое сечение тела, которое прокаливается насквозь с получением в сердцевине полумартенситной структуры. Для этого используется специальная номограмма М. Е. Блантера (рис. 3), которая позволяет определить критический диаметр в зависимости от формы тела (шар, цилиндр, квадратный брусок) и вида охлаждающей среды (вода, масло, воздух). Данные торцевой закалки, кроме критических диаметров, позволяют решать и такие важные задачи, как распределение скорости охлаждения, структуры в телах сложной формы.

Методы, основанные на тепловом моделировании, которое достигается применением теплоизоляционных слоев термостатов, нагревателей с программным изменением температуры и т. п., применяют для определения прокаливаемости сталей, принимающих закалку с охлаждением на воздухе, то есть прокаливаемых полностью в крупных сечениях (диаметром более 100 мм).

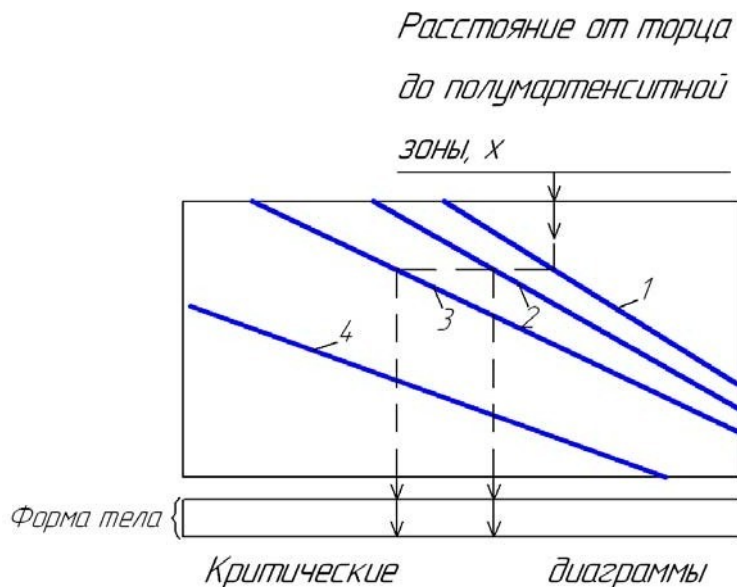


Рис. 3. Схема расчета прокаливаемости по номограмме Блантера.  
Охлаждение: 1 — идеальное, 2 — в воде 20°C, 3 — в масле, 4 — на воздухе

### **Контролируемый минимум знаний**

1. Понятие о прокаливаемости стали.
2. Глубина прокаливаемости конструкционных и инструментальных сталей.
3. Зависимость прокаливаемости от критической скорости закалки данной стали и действительной скорости охлаждения.
4. Полумартенситная структура.
5. Факторы, влияющие на прокаливаемость стали.
6. Метод пробных закалок.
7. Метод торцевой закалки.
8. Кривые (диаграммы) прокаливаемости, полосы прокаливаемости.
9. Номограмма для определения прокаливаемости по результатам торцевой закалки и использование ее.
10. Критический диаметр закалки.

## **ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ**

### ***Задачи работы***

1. Овладение теоретическими знаниями о прокаливаемости и ее значении в практике термической обработки.
2. Ознакомление с методами определения прокаливаемости по результатам пробных закалок и торцевой закалки.
3. Определение прокаливаемости некоторых сталей и ее зависимости от химического состава сталей.

### ***Материальное оснащение***

1. Методическая разработка.
2. Темплеты сталей У8, 25, 40Х, 40ХНМ, изготовленные методом пробных закалок.
3. Установка для определения прокаливаемости методом торцевой закалки.
4. Муфельные печи.
5. Образцы из сталей 20, 40, 40Х, 30ХГСА, 40ХНМ и др.
6. Твердомер типа «Роквелл».
7. Приспособление для замера твердости на образцах, подвергнутых торцевой закалке.

### ***Содержание отчета***

1. Основные понятия о прокаливаемости.
2. Описание методов пробных закалок и торцевой закалки с изображением схемы установки.
3. Результаты экспериментальной части работы:
  - а) результаты испытания на твердость образцов после пробных закалок и торцевой закалки;
  - б) кривые распределения твердости (диаграммы прокаливаемости) в координатах твердость — диаметр образца и твердость - расстояние от торца;
  - в) значения критического диаметра сталей различного состава, найденные по номограмме М. Е. Блантера, и значения глубины прокаливаемости, определенные на образцах пробных закалок, для разных сталей.
4. Анализ результатов, их объяснение.

### **Порядок выполнения работы**

1. Ознакомиться с теорией, изложить основные положения в отчете.
2. Ознакомиться с установкой и приемами работы на ней.
3. Выбрать температуру нагрева под закалку соответственно марке стали.
4. Провести торцевую закалку образцов.
5. Замерить твердость через 2 мм по двум взаимно перпендикулярным диаметрам на образцах, изготовленных по методу пробных закалок.
6. Подготовить (шлифовать две полосы) образцы после торцевой закалки для замера твердости.
7. Замерить твердость на торце и на шлифованных плоскостях через 2 мм от торца до твердости, немного меньшей твердости полумартенситной зоны.
8. Построить кривые распределения твердости (диаграммы прокаливаемости) в координатах твердость – диаметр образцов и твердость – расстояние от торца.
9. По диаграммам прокаливаемости твердость – диаметр образца и значениям твердости мартенситной или полумартенситной структуры определить глубину прокаливаемости на образцах пробных закалок.
10. Используя номограмму М. Е. Блантера, по расстояниям от торца до твердости полумартенситной зоны определить критические диаметры при охлаждении в трех средах (вода, масло, воздух) и для трех форм тела (шар, цилиндр, брусок) по прилагаемой форме (таблица).
11. Установить влияние состава стали на ее прокаливаемость.
12. Дать объяснение полученным результатам.

#### **Критические диаметры испытываемых сталей**

Марка стали	Твердость полумартенситной зоны, HRC	Расстояние от торца до полумартенситной зоны	Форма тела	Критические диаметры для охлаждающих сред			
				Идеальное охлаждение	вода	масло	воздух

## **Практическое занятие № 10. Термическая обработка легированной инструментальной стали**

*Цель работы:* изучение особенностей фазовых превращений и режима окончательной термической обработки среднелегированной инструментальной стали.

### **ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ**

#### ***Структурные превращения при отпуске легированных сталей***

Инструментальные стали обладают высокой твердостью, прочностью и износостойкостью, что достигается высоким содержанием углерода и закалкой на мартенсит с последующим отпуском. Инструменты, разогреваемые в работе до достаточно высоких температур, должны обладать этими свойствами и при повышенных (400—600°C) температурах, т. е. быть достаточно теплостойкими (красностойкими).

Теплостойкость связана с отпускостойкостью, которая зависит от уровня и характера легирования стали. Легирующие элементы, растворенные в мартенсите, повышают прочность межатомных связей, замедляют диффузию и тем самым сдерживают выделение углерода из пересыщенного  $\alpha$  – твердого раствора, повышают устойчивость остаточного аустенита против превращения его в мартенсит отпуска, замедляют процессы возврата фазонаклепанной  $\alpha$  – фазы и коагуляции карбидов. Смещение указанных превращений при отпуске к более высоким температурам обеспечивает сохранение более высокой твердости и прочности легированной стали по сравнению с углеродистой при отпуске до данной (достаточно высокой температуры (сравните кривые 1 и 2 на рис. 1)). В принципе, чем сильнее легирована сталь, тем она отпускостойчее и теплостойчивее.

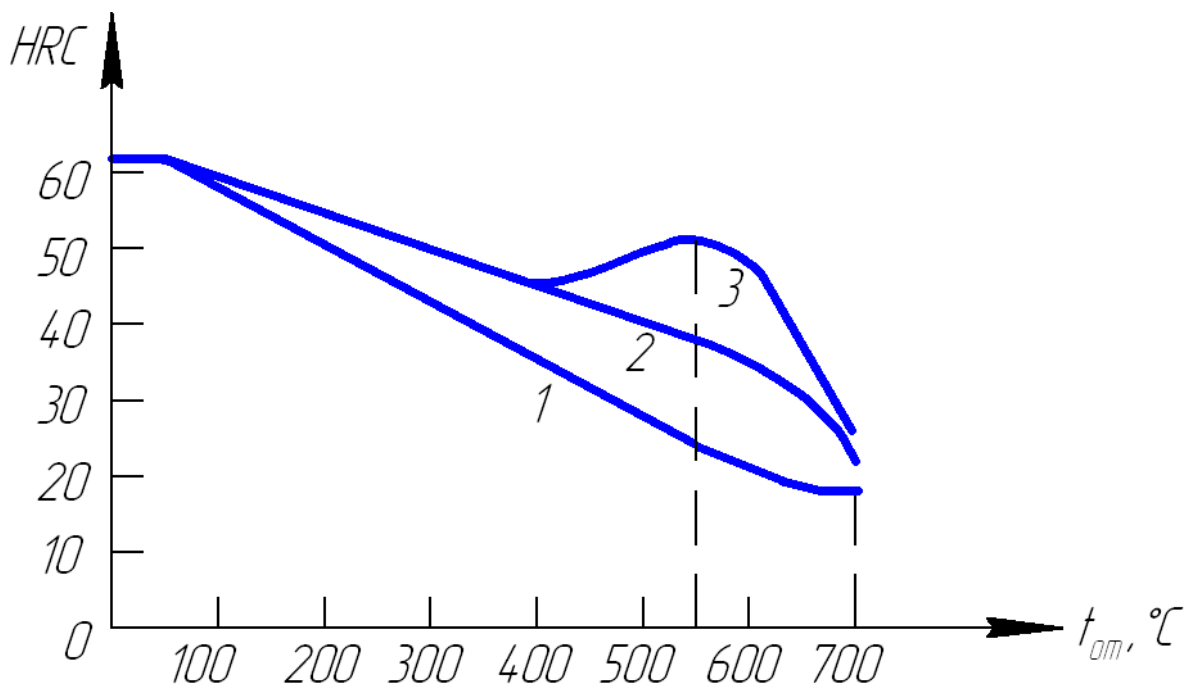


Рис. 1. Схема изменения твердости с повышением температуры отпуска инструментальных сталей: 1 — углеродистые стали; 2 — стали, среднелегированные Mn, Cr, Si и другими элементами; 3 — вторично твердеющие стали, легированные сильными карбидообразователями (V, Ti, Nb, Zr),

а также Cr, Mo, W

При отпуске до 400—450°C выделяющиеся из раствора (мартенсита) промежуточные карбиды  $(Fe, Me)_{2,4}C$  и легированный цементит  $(FeMe)_3C$  имеют ту же концентрацию легирующих элементов (Me), что и в мартенсите, а до закалки — в аустените. В высоко- и среднелегированных сталях легированный цементит термодинамически неустойчив. При более высоких температурах отпуска происходит перераспределение легирующих элементов между твердым раствором и карбидами с образованием промежуточных и стабильных специальных карбидов типа  $Me_{23}C_6$ ;  $Me_7C_3$ ;  $Me_6C$ ;  $Me_2C$ ;  $MeC$ . Для практики важно, что выделения таких карбидов, как  $Me_2C$  ( $Mo_2C$ ,  $W_2C$ ) и особенно  $MeC$  ( $VC$ ,  $TiC$ ,  $ZrC$ ,  $NbC$ ) намного дисперснее растворяющихся частиц цементита, так как они более устойчивы против коагуляции. В связи с этим в сталях, легированных в достаточном количестве одним из сильных карбидообразователей (V, Ti, Zr, Nb) или их комбинацией, а также Cr, Mo, W, при повышении температуры отпуска после обычного разупрочнения, вызванного распадом мартенсита и коагуляцией частиц цементита, твердость возрастает или падение ее приостанавливается до температуры 670—600°C (кривая 3 рис. 1). Это явление, обнаруженное после отпуска при 450—600°C, называют вторичным твердением, а сами стали — дисперсионно-твердеющими. Вторичное твердение сопровождается ростом предела текучести и почти не сказывается на снижении

ударной вязкости стали.

Эффект вторичного твердения в дисперсионно-твердеющих сталях зависит не только от уровня легирования сильными карбидообразователями (V, Ti, Zr, Nb), но и от содержания углерода и других легирующих элементов. Однако механизм и эффект влияния отдельных легирующих элементов в присутствии других на повышение твердости при отпуске 450—600°C изучены еще недостаточно. Для получения такой же твердости после высокого отпуска в недостаточно твердеющих сталях требуется высокий уровень легирования Cr, Mo или W.

Вторичное твердение широко используется в новых комплексно-легированных теплостойких штамповых сталях, содержащих меньше дефицитных элементов W, Mo. Например, вместо дорогостоящей труднообрабатываемой штамповой стали 3X2B8 сейчас используют более дешевые, технологичные и не уступающие по комплексу эксплуатационных свойств дисперсионно-твердеющие стали 4X2B5MФ, 5X2B3MФ1С, 4X3B3MФС и пр. К числу дисперсионно-твердеющих относятся и новые полутеплостойкие стали для валков горячей прокатки алюминиевых сплавов типа X2MФБ и X2ГСФБ с содержанием углерода от 0,55 до 0,7%.

### ***Особенности термообработки дисперсионно-твердеющих сталей***

Термическая обработка легированных инструментальных сталей, в том числе дисперсионно-твердеющих, имеет ряд специфических особенностей. Легирование их повышают критические точки  $A_1$  и  $A_3$ . Кроме того, стали, легированные сильными карбидообразователями, требуют повышенных температур нагрева под закалку (950 — 1200°C) и продолжительных выдержек при этих температурах для растворения термически стойких карбидов типа MeC, Me<sub>2</sub>C, так как высокая их теплостойкость будет реализована только в том случае, если эти легирующие элементы будут переведены в твердый раствор (аустенит - при нагреве, мартенсит - после закалки). Чем выше температура нагрева под закалку, тем больше углерода и легирующих элементов (в том числе V, Ti, Zr, Nb, Mo, W) переходит в твердый раствор, тем больше количество дисперсных карбидов типа MeC и Me<sub>2</sub>C выделяется при отпуске 450 — 600°C и тем самым сильнее эффект вторичного твердения. Однако чрезмерно высокие температуры закалки могут привести к полному растворению всех карбидов, после чего начнется быстрый рост зерна аустенита? и после закалки получится крупноигльчатый мартенсит с пониженной вязкостью разрушения. Оптимальные температуры и выдержки при нагреве под

закалку определяют экспериментально и приводятся в справочниках.

Повышенные температуры нагрева под закалку требуют принятия мер против обезуглероживания поверхностного слоя, особенно в сталях, содержащих Mo и Si. Для предотвращения образования трещин при закалке с высоких температур нагрева закалочное охлаждение должно быть достаточно «мягким» (обычно в масле, но не в воде), целесообразно применение подстуживания до 700°С.

### **Состав и режимы термообработки исследуемых сталей**

В данной работе изучается термическая обработка трех инструментальных сталей: У8 (У7), 75ХМ и одной из полутеплостойких дисперсионно-твердеющих сталей типа 70Х2МФБ — для изготовления валков «теплой» прокатки (табл. 1).

Таблица 1

#### **Химический состав дисперсионно-твердеющих сталей**

Марка стали	Номер плавки	Содержание элементов, %						
		C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Nb
70Х2МФБ	—	0,74	0,57	0,26	2,08	0,47	0,55	0,18
МХ2МФБ	37	0,52	0,62	0,28	1,82	0,51	0,44	0,09
55Х2СМФБ	5	0,53	0,29	0,89	1,91	0,25	0,55	0,12
55Х2ГСФБ	4	0,54	0,91	0,89	2,05	—	0,46	0,105

Эти стали близки к эвтектоидным и в отожженном состоянии (830°С, 1 ч, охл. 60°С/ч до 600° далее на воздухе) имеют перлитную структуру со сфероидизированными карбидами. Фазовый состав сталей: феррит, легированный Mn, Si, Cr, Mo, карбид цементитного типа Me<sub>3</sub>C, где Me = Fe, Cr, Mo и небольшое количество специальных карбидов (Cr,Mo)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>; VC и NbC. Кинетика растворения карбидов и насыщения твердого раствора легирующими элементами с повышением температуры закалки показана на примере стали 70Х2МФБ на рис. 2. Основную роль в дисперсионном твердении при отпуске данной стали играет V. Присутствие Cr и Mo в твердом растворе усиливает эффект твердения. Наибольшая твердость этой стали после отпуска при 500—600°С наблюдается при закалке с температур почти полного рас-

творения карбида VC. Закалка с  $t < 900^\circ\text{C}$  не вызывает вторичного твердения и в этом случае сталь имеет пониженную твердость после отпуска в указанном интервале температур.

Особенно трудно растворим карбид NbC, который частично сохраняется вплоть до плавления и препятствует сильному росту зерна аустенита. Сдерживанию роста зерна способствуют и не растворившиеся карбиды VC. Укрупнение зерна в данной стали начинается при закалке с температур выше  $1050^\circ\text{C}$ . Закалка с  $t \leq 1050^\circ\text{C}$  обеспечивает сохранение мелкого зерна (номер 9 — 10,  $d = 7\text{—}17\text{ мкм}$ ), что предопределяет повышенный предел текучести и ударную вязкость.

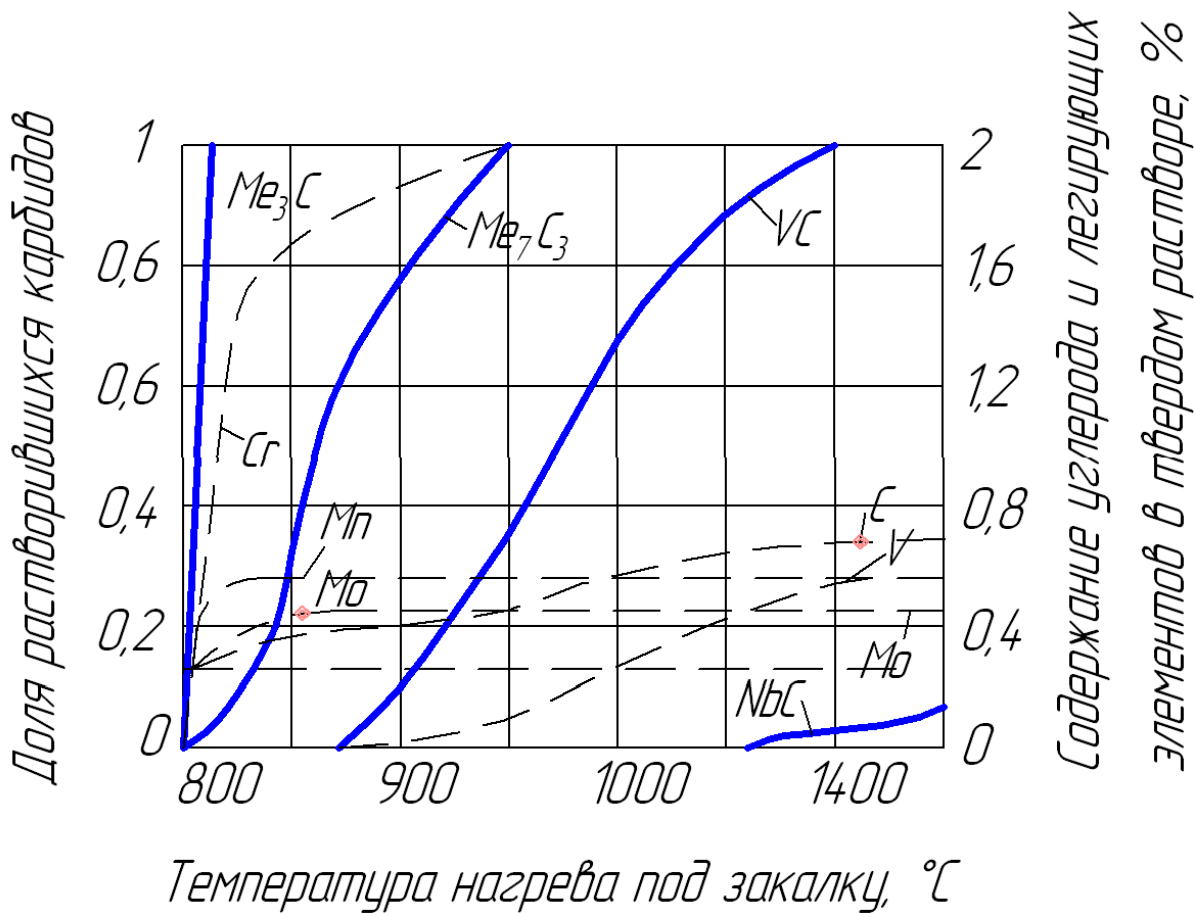


Рис. 2. Растворение карбидных фаз и насыщение аустенита легирующими элементами в стали 70X2МФБ

Аналогичные превращения при нагреве под закалку и отпуске имеют и другие стали из табл. 1. В сталях с содержанием углерода 0,55% интервал температур растворения карбида VC несколько снижается, но это не меняет в принципе положения о необходимости высоких температур закалки этих сталей. Рассмотренные стали предназначены для изготовления рабочих валков станов горячей листовой прокатки алюминиевых и других цветных сплавов, поверхностный слой которых

в процессе эксплуатации нагревается до 400—450°С и твердость поверхности бочки которых должна быть не ниже 47 HRC при глубине закаленного слоя не менее 15 мм. Исходя из рабочих температур валков, температура их отпуска должна быть не ниже 500°С.

Сталь 75ХМ ( -0,75% С, - 1,5% Cr, ~ 0,3% Мо) не является дисперсионно-твердеющей, так как имеет карбид только цементитного типа  $Me_3C$ , предназначена для изготовления крупных опорных валков. Отпускоупорность ее ниже, чем сталей типа Х2МФБ, но выше, чем простой углеродистой, У7, У8. Ее критическая точка А1 равна 750—770°С.

### ***Контрольные вопросы***

1. Сущность закалки, структура и свойства закаленной стали.
2. Выбор температуры нагрева под закалку сталей с разным содержанием углерода, в т. ч. заэвтектоидных.
3. Превращения мартенсита при отпуске закаленной углеродистой стали.
4. Влияние температуры отпуска на структуру и свойства углеродистой стали.
5. Основные требования к инструментальным сталям, предназначенным для работы при повышенных температурах.
6. Влияние легирования на превращения при отпуске, структуру и свойства стали.
7. Сущность вторичного твердения.
8. Дисперсионнотвердеющие стали и области их применения.
9. Влияние легирования на критические точки стали.
10. Особенности кинетики растворения карбидных фаз и выбора температуры нагрева под закалку легированных сталей, в том числе сильными карбидообразователями.
11. Особенности технологии проведения высокотемпературной закалки.

### **ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ**

Данная работа наряду с учебными решает и некоторые исследовательские задачи. Исследовательский характер лабораторной работы требует тщательной подготовки и проведения эксперимента.

Основные задачи работы

1. Изучить влияние уровня и характера легирования на режимы аустенизации и закалки, на отпускостойкость (теплостойкость) инструментальных сталей.

2. Обосновать и выбрать параметры режима окончательной термообработки дисперсионно-твердеющей стали типа Х2МФБ (Х2ГСФБ), обеспечивающей твердость не менее 47 HRC при максимально возможной температуре отпуска не ниже 450°C.

Из-за недостатка времени и оборудования (печи, твердомеры) силами одной подгруппы полное исследование режимов закалки и отпуска трех сталей невыполнимо. Поэтому работа состоит из двух частей (вариантов), выполняемых разными группами (подгруппами) в различное время с обменом информацией о результатах исследования между ними (через преподавателя).

### ***Задание на первый вариант работы:***

1. Исследовать влияние температуры нагрева под закалку (выдержка 40 мин) на твердость закаленных и отпущенных при 550°C в течение 1 ч сталей типа Х2МФБ (Х2ГСФБ), 75ХМ и У7 (У8).

2. Проанализировать и объяснить полученные зависимости для каждой стали и в сопоставлении их друг с другом.

3. Выбрать оптимальный температурный интервал нагрева под закалку сталей 70Х2МФБ (Х2ГСФБ) и 75ХМ.

### ***Задание на второй вариант работы:***

1. Исследовать влияние температуры отпуска ( $t$  - 1 ч) на твердость сталей 70Х2МФБ (Х2ГСФБ) и У7 (У8), закаленных по оптимальному режиму (предположительно: для первой - 1000°C, для второй - 900°C, для третьей - 800°C, но можно для сокращения количества печей брать 900°C).

2. Проанализировать и объяснить полученные зависимости твердости от температуры отпуска для всех трех сталей и в сопоставлении их друг с другом.

3. Выбрать температурный интервал отпуска стали Х2МФБ (Х2ГСФБ), обеспечивающий после закалки с оптимальной температуры твердость не менее 47 HRC.

### ***Материальное оснащение работы***

1. Инструкция к работе.

2. Подготовленные под термообработку образцы трех сталей по 1 - 2 шт. на точку.

3. Печи 4 шт. — для первого варианта и 5 шт. — для второго

варианта работы, в т. ч. шахтная на температуру более 1000°C.

4. Закалочные среды — вода и масло.
5. Твердомеры, проверенные по эталонным плиткам.
6. Наждаки (2 шт.) для снятия обезуглероженного слоя.
7. Штангенциркули.
8. Готовые микрошлифы сталей после закалки с разных температур.

### ***Порядок выполнения работы по первому варианту***

1. Исходя из данных о критических точках и фазовом составе сталей, выбрать ориентировочно не менее трех температур нагрева под закалку для каждой стали и согласовать с преподавателем, выбрать также охлаждающие среды и способ охлаждения при закалке.

2. Снять фаски на наждаке и нанести метки выбранных температур закалки на образцах сталей. Связать образцы, предназначенные для нагрева под закалку в шахтной печи.

3. Провести закалку образцов по выбранным режимам.

4. Подготовить образцы к замеру твердости после закалки. На образцах стали X2МФБ (X2ГСФБ), особенно закаленных с 900 и 1000°C, на наждаке зачищается одна поверхность, а на второй снимается обезуглероженный слой 0,5 (900°C) и ~ 0,7 (1000°C), а затем повторно на глубину — 0,1 мм после замера твердости до достижения стабильного значения.

5. Замерить твердость *HRC*. Она должна быть на образцах из стали X2МФБ (X2ГСФБ) - не менее 58 *HRC*, 75ХМ - не менее 60 *HRC* и У7 (У8) - не менее 61 *HRC*.

6. Отпустить образцы при  $t = 550^\circ\text{C}$  — 1 ч.

7. Зачистить на наждачной бумаге.

8. Замерить твердость отпущенных образцов.

9. Построить графики зависимости твердости от температуры закалки отпущенных образцов трех сталей (три кривые).

10. Просмотреть и зарисовать микроструктуры закаленных сталей

11. Анализ результатов и выводы по оптимальным температурам закалки. Рассчитать  $\sigma_s$  и  $\sigma_{0,2}$  для стали X2МФБ, как указано в п. 2 второго варианта.

*Примечание.* Для стали У7 (У8) может быть выбрана только одна или две температуры закалки.

### ***Порядок выполнения работы по второму варианту***

1. Исходя из теоретических предпосылок о вторичном твердении, выбрать не менее трех температур отпуска стали типа X2MФБ (X2ГСФБ) и назначить также температуру отпуска двух других сталей (75ХМ, У7), согласовав их с преподавателем.

2. Снять фаски  $1,5 \times 45^\circ$  на наждаке и нанести метки выбранных температур отпуска на образцах всех трех сталей. Связать проволокой образцы, предназначенные для закалки в шахтной печи.

3. Провести закалку образцов по оптимальным режимам для каждой марки, информация о которых представляется преподавателем по результатам исследования другими подгруппами, выполнившими работу по первому варианту.

4. Подготовить образцы к замеру твердости после закалки, как указано в п. 4 для первого варианта.

5. Замерить твердость закаленных образцов: ориентировочные ее значения указаны в п. 5 первого варианта.

6. Отпустить закаленные образцы при трех-четыре выбранных температурах в течение 1 ч.

7. Зачистить отпущенные образцы на наждачной бумаге.

8. Произвести замер твердости образцов (не менее 4 измерений на один образец), предварительно удостоверившись в правильности показаний прибора.

9. Построить графики зависимости твердости от температуры отпуска для трех сталей.

10. Проанализировать результаты: оценить влияние легирования на величину твердости при разных температурах отпуска и характер ее изменения с повышением температуры.

11. Просмотреть и зарисовать микроструктуры закаленных сталей.

12. Рекомендовать температуру отпуска стали X2MФБ (X2ГСФБ), исходя из необходимой твердости валков – не менее 47 HRC.

13. Рассчитать предел прочности и предел текучести этой стали по формулам

$$\begin{aligned} \sigma_a &= k \\ HB, k &= 0,38; \end{aligned} \quad \begin{aligned} \sigma_{0,2} &= k_1 HB \\ k_1 &= 0,34. \end{aligned}$$

## Содержание отчета

1. Конкретная цель работы.
2. Основные сведения о влиянии легирования на фазовые превращения, структуру и свойства инструментальных сталей.
3. Сведения о химическом составе, равновесном фазовом составе и критических точках исследуемых сталей.
4. Методика проведения эксперимента.
5. Режимы термообработки и результаты измерения твердости, сведенные в табл. 2 и 3.

Таблица 2

### Влияние температуры закалки на твердость сталей, отпущенных при $\_ \text{ } ^\circ\text{C}$ сталей

марка стали	Режимы закалки			Твердость после закалки, <i>HRC</i>	Отпуск по оптим. режиму		Твердость после отпуска, <i>HRC</i>
	температура, $^\circ\text{C}$	выдержка, мин	охлаждающая среда		<i>t</i> , $^\circ\text{C}$	$\tau$ , мин	
<i>X2MФБ</i>	$t_1$						
	$t_2$						
	$t$						
<i>75ХМ</i>	$t_1$						
	$t_2$						
	$t_3$						
<i>У7</i>	$t_1$						
	$t_2$						

*Примечания:* 1. Оптимальный режим отпуска выбирается по результатам исследования других групп, температура отпуска лежит в пределах 500— 580 $^\circ\text{C}$  (берется, например, 550 $^\circ\text{C}$ ), выдержка — 1 час.

2. Рекомендуются примерно следующие интервалы температур закалки:  $t_1 = 820 - 860^\circ\text{C}$ ,  $t_2 = 890— 920^\circ\text{C}$ ,  $t_3 = 1000—1050$ .

**Влияние температуры отпуска на твердость закаленных по оптимальному режиму сталей**

Марка стали	Закалка по оптимальным режимам			Твердость после закалки, <i>HRC</i>	Режимы отпуска		Твердость после от- пуска, <i>HRC</i>
	температура, °C	выдержка, мин	охлаждающая среда		<i>t</i> , °C	$\tau$ , мин	
X2MФБ					<i>t</i> <sub>1</sub>		
					<i>t</i> <sub>2</sub>		
					<i>t</i> <sub>3</sub>		
75ХМ					<i>t</i> <sub>1</sub>		
					<i>t</i> <sub>2</sub>		
					<i>t</i> <sub>3</sub>		
У7					<i>t</i> <sub>1</sub>		
					<i>t</i> <sub>2</sub>		
					<i>t</i> <sub>3</sub>		

*Примечание:* 1. Оптимальный режим закалки выбирается по результатам исследования дру- гих групп: ориентировочно температура закалки для X2MФБ - 1000°C, для 75ХМ — 900— 920°C, для У7 — 780— 800°C (но берется 900— 920°C).

2. Рекомендуются примерно следующие температуры отпуска:  $t_1 \approx 450^\circ\text{C}$ ,  $t_2 \approx 550^\circ\text{C}$ ,  $t_3 \approx 650^\circ\text{C}$ .

6. Графики зависимости:

а) твердости *HRC* от температуры закалки отпущенных по оптимальному ре- жиму ( $t \approx 550^\circ\text{C}$ ,  $t = 1\text{ч}$ ) исследуемых сталей;

б) твердости *HRC* от температуры отпуска закаленных по оптимальному ре- жиму сталей.

7. Рисунки микроструктур закаленных сталей.

8. Выводы по работе с анализом результатов эксперимента и их соответствия теории.

9. Рекомендации по режиму термической обработки и прочностным свой- ствам стали типа X2MФБ (X2ГСФБ) на твердость  $HRC \geq 47$ .

## **Практическое занятие №11. Классификация и микроисследование легированных сталей**

*Цель работы:* научить студентов по марке стали определять ее химический состав, а по химическому составу — назначение и структурный класс и производить анализ микроструктуры легированных сталей.

### **ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ СВЕДЕНИЯ**

#### ***Маркировка и классификация легированных сталей***

Простые углеродистые стали обладают рядом существенных недостатков. Они имеют малую прокаливаемость, низкую устойчивость мартенсита закалки при отпуске, низкую коррозионную стойкость и жаропрочность, не обладают особыми магнитными и электрическими свойствами. Присадкой специальных легирующих добавок эти недостатки частично или полностью устраняются.

В настоящее время в практике используется очень большое количество легированных сталей. В качестве легирующих элементов применяются хром, никель, молибден, вольфрам, ванадий, кобальт, титан, алюминий, ниобий, медь и др., а также кремний и марганец при их повышенном, против обычного, содержании.

Для обозначения марок стали разработана система, состоящая из небольшого числа цифр и букв, указывающих примерный состав стали. Каждый легирующий элемент обозначается буквой русского алфавита: Н — никель, Х — хром, К — кобальт, С — кремний, М — молибден, Г — марганец, Д — медь, Р — бор, Б — ниобий, Ц — цирконий, П — фосфор, В — вольфрам, Ф — ванадий, А — азот, Ю — алюминий, Т — титан, Ч — редкоземельные элементы. Первые цифры в обозначении марки показывают среднее содержание углерода в сотых долях процента (у высокоуглеродистых инструментальных сталей — в десятых долях процента). Цифры, идущие после буквы, указывают на примерное содержание данного

легирующего элемента. При содержании элемента менее 1 % цифра отсутствует, при содержании около 1 % — цифра 1, если это сильный карбидообразователь (V, Nb и т. д.) и около 2% — цифра 2 и т. д. В соответствии с этим сталь состава 0,28—0,35% С; 0,8—1,1% Сг; 0,9—1,2% Мп, 0,8—1,2% Si обозначают 30ХГСА. Буква А в конце маркировки указывает на ограниченное содержание серы и фосфора ( $S < 0,03\%$ ,  $P < 0,03\%$ ). Сталь, содержащую 0,85—0,95% С; 0,95—1,25% Сг, 1,2—1,6% Si, маркируют 9ХС, а сталь, содержащую 1,45—1,7% С, 11,0—12,5% Сг, 0,4—0,6% Мо, маркируют Х12М (при содержании углерода более 1% цифры в начале маркировки обычно опускают).

Быстрорежущие стали принято маркировать буквой Р, после которой идет цифра, указывающая на содержание главного легирующего элемента таких сталей — вольфрама — в целых процентах (например, Р18), среднее содержание кобальта обозначают цифрой после буквы К, ванадия — после Ф и т. д. (например, Р18К5Ф2). В шарикоподшипниковых сталях в начале маркировки стоит буква Ш, а содержание хрома указывается не в целых процентах, а в десятых долях процента (например, ШХ15). Допускаются нестандартные обозначения некоторых высоколегированных сталей. Так, например, опытные марки, выплавляемые на заводе «Электросталь», обозначаются буквой Э, далее буквой И (исследовательские) или П (пробные) и порядковым номером: ЭИ69, ЭП398 и т. д.

Легированные стали классифицируют по составу (хромистые, хромоникелевые и т. д.), по назначению и структуре. По назначению стали делят на следующие группы.

**Конструкционные стали**, идущие на изготовление деталей машин и элементов конструкций. Они могут быть общего и специализированного назначения. К первым относят низкоуглеродистые (до 0,25% С) цементуемые (нитроцементуемые) стали, среднеуглеродистые (0,3 - 0,5% С) улучшаемые стали, высокопрочные стали (мартенситно-старяющиеся, вторично твердеющие и др.). Ко вторым относят строительные (низколегированные), пружинно-рессорные, подшипниковые, листовые стали для холодной штамповки и пр.

**Инструментальные стали**, идущие на изготовление различного инструмента. Их условно подразделяют на углеродистые и низколегированные общего назначения, быстрорежущие и штамповые.

**Стали и сплавы с особыми свойствами**. Сюда относятся стали, обладающие каким-либо резко выраженным свойством: нержавеющие,

жаропрочные, износостойкие, с особыми магнитными и электрическими свойствами, с особенностями теплового расширения и т. д. К ним по назначению и свойствам примыкают жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основах.

С металлургической точки зрения более показательной считается классификация по структуре. Стали классифицируют по структуре в отожженном (равновесном) состоянии и по структуре в нормализованном состоянии. Классификация сталей по равновесной структуре учитывает влияние легирующих элементов на полиморфные превращения (диаграмму равновесного состояния) и положение точек «S» и «E» диаграммы железо-углерод. По равновесной структуре стали подразделяют на доэвтектоидные, эвтектоидные, заэвтектоидные, ледебуритные (карбидные), ферритные, аустенитные и феррито-аустенитные (полуферритные).

Классификация сталей в нормализованном состоянии производится по структуре образцов небольшого сечения (до 25 мм), охлажденных после нагрева выше критических точек на воздухе. В основу такой классификации положено влияние легирующих элементов на диаграмму распада переохлажденного аустенита и температуру начала и конца мартенситного превращения. По структуре в нормализованном состоянии стали подразделяют на три класса — перлитный, мартенситный и аустенитный. Кроме того, могут быть стали аустенитно-мартенситного (переходного), феррито-мартенситного и других классов.

Перлитные стали после отжига содержат в структуре или только перлит, образующийся из аустенита по эвтектоидной реакции (эвтектоидные), или, кроме него, еще избыточный феррит (доэвтектоидные), или вторичные карбиды типа  $Me_3C$  (заэвтектоидные). В перлитных малолегированных сталях, содержащих примерно до 4% легирующих элементов, после нормализации получается структура перлитного типа (перлит, сорбит, тростит) с возможными включениями феррита у доэвтектоидных и цементита у заэвтектоидных сталей. На этом основании их относят к перлитному классу (рис. 1, слева).

При содержании легирующих элементов приблизительно от 4 до 10% две C-образные кривые на диаграмме распада аустенита смещены вправо настолько, что после нормализации структура стали получается преимущественно мартенситная (рис. 1, справа). Поэтому такие среднелегированные стали относят к мартенситному классу.

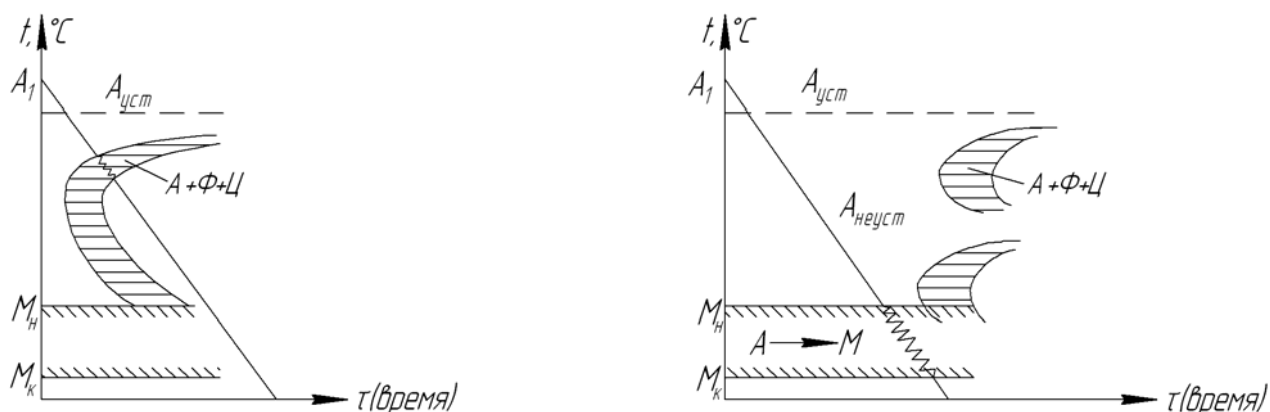


Рис. 1. Схемы изотермического распада аустенита в сталях перлитного (слева) и мартенситного (справа) классов

К перлитному классу относятся большинство марок конструкционных (20X, 30XГСА, ШХ15 и др.) и инструментальных (9ХС, ХВГ и др.) сталей. Сталями мартенситного класса являются некоторые конструкционные (18Х2Н4ВА, 3ХНЗМФА и др.), инструментальные (3Х2В8 и др.), хромистые нержавеющие (30Х13, 40Х13) и жаропрочные клапанные (40Х9С2 и др.) стали. Сюда же можно причислить высокопрочные мартенситностареющие стали (Н18К9М5Т и др.).

Легированные стали перлитного класса от простых углеродистых выгодно отличаются тем, что для получения мартенситной структуры могут закаливаться в масле, тогда как углеродистые стали должны закаливаться в воде, т. е. требуют более резкого охлаждения. Резкое охлаждение при закалке углеродистых сталей ведет к короблению деталей, а также может вызвать растрескивание. Самыми лучшими в этом отношении являются стали мартенситного класса. В них мартенсит образуется при закалке на воздухе. Коробление в этом случае получается наименьшее. Кроме того, с увеличением содержания легирующих элементов увеличивается прокаливаемость (глубина проникновения закаленной зоны от поверхности к центру), что позволяет производить упрочнение путем закалки и отпуска изделий больших сечений. У простых углеродистых сталей прокаливаемость очень низкая, у легированных сталей перлитного класса — умеренная, а у сталей мартенситного класса — большая.

Многие легирующие элементы, особенно кремний, молибден и вольфрам, растворенные в мартенсите, препятствуют его распаду при отпуске. Поэтому при одинаковой температуре отпуска легированные стали имеют более высокую твердость по сравнению с простыми углеродистыми. Это свойство является особенно важным для некоторых

инструментальных сталей, от которых требуется высокая красностойкость.

В легированных сталях указанных классов структура сорбит сохраняет часто ориентировку по мартенситным иглам до высоких температур отпуска. В этом случае структура называется сорбитом, ориентированным по мартенситу.

Как уже указывалось, стали мартенситного и перлитного классов в равновесном состоянии могут быть доэвтектоидными, эвтектоидными и заэвтектоидными в зависимости от содержания углерода. Однако в связи с тем, что все легирующие элементы сдвигают влево точки  $S$  и  $E$  диаграммы железо - углерод, эвтектоидная концентрация у легированных сталей всегда меньше, чем 0,8% С. Поэтому у отожженных доэвтектоидных легированных сталей при равном с углеродистыми сталями содержании углерода площадь, занятая перлитом на микрошлифе, оказывается всегда больше, чем у углеродистых. Так, в стали 30ХГСА доля перлита составляет примерно 60% и феррита примерно 40%,

тогда как в стали 30 доля перлита составляет только 40%, а феррита — 60%.

Ледебуритные стали — это инструментальные стали с высоким содержанием углерода и карбидообразующих элементов (W, Mo, Cr и др), сдвигающих точку

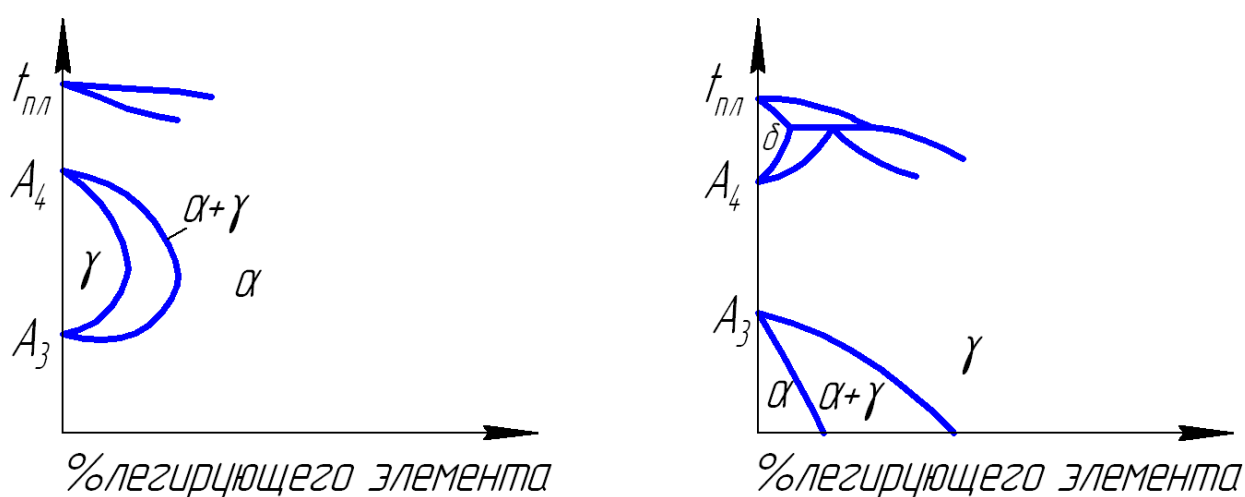
« $E$ » диаграммы железо—углерод влево до концентраций углерода меньших, чем в стали. После литья структура таких сталей состоит из ледебурита, перлита и вторичных карбидов. При ковке грубые ледебуритные (первичные) карбиды раздробляются на более мелкие. В отожженном послековки состоянии структура стали состоит из сорбитообразного перлита, первичных (более крупных) и вторичных (более мелких) карбидов, общее количество которых может достигать 30—35%. Поэтому стали иногда называют карбидными. Примером может служить сталь Р18 (~ 0,7% С, ~ 18% W, ~ 4% Cr, ~ 1% V), а также стали Х12М, 9Х18 и др.

По структуре в нормализованном состоянии многие ледебуритные стали являются сталями мартенситного класса или сталями перлитного класса с глубокой прокаливаемостью. Однако на практике классификация по структуре в нормализованном состоянии для ледебуритных сталей используется редко. После закалки в стали Р18 получается структура, состоящая из мартенсита, аустенита и карбидов. Однако различить мартенсит и аустенит как отдельные структурные составляющие не

удается, присутствие бесструктурного мартенсита обнаруживается наличием высокой твердости и магнитных свойств. После закалки с  $1280^{\circ}\text{C}$  и трехкратного отпуска при  $560^{\circ}\text{C}$  структура этой стали состоит из бесструктурного мартенсита отпуска и первичных карбидов, недорастворившихся при нагреве под закалку.

Структура высоколегированных сталей зависит от типа легирующих элементов, их количественного соотношения между собой и содержания углерода в стали. Следует рассмотреть характер взаимодействия легирующих элементов с железом. Существует два принципиально различных типа такого взаимодействия. Хром, ванадий, молибден, вольфрам и некоторые другие элементы, имеющие однокристаллическую решетку с  $\alpha$  - железом, растворяясь в нем (неограниченно и ограниченно), расширяют область существования феррита и называются ферритизаторами (рис. 2, а).

При достаточно большом легировании малоуглеродистой стали этими элементами (обычно хромом) она во всем диапазоне температур твердого состояния будет иметь структуру феррита и относиться к ферритному классу. Если сталь легировать элементами, расширяющими область существования аустенита - аустенизаторами (никель, марганец, кобальт и др.), то при определенном их содержании можно получить аустенитную структуру для всех температур твердого состояния выше  $20^{\circ}\text{C}$  (рис. 2,б).



Р и с. 2. Схемы диаграмм состояния железолегированный элемент с ферритизатором (а) и аустенизатором (б)

Такие стали относятся к аустенитному классу. У этих сталей температура начала мартенситного превращения находится ниже  $0^{\circ}\text{C}$ .

Однако высоколегированные стали только одними аустенизаторами

(никелем, марганцем) обычно не легируют. Как правило, в них содержится то или иное количество компонентов ферритизаторов, и прежде всего хрома. При определенном их сочетании сталь будет аустенитно-ферритного и ферритно-мартенситного классов. Для определения структурного класса сталей широко используется диаграмма Шеффлера (рис. 3).

Стали ферритного, аустенитного, аустенитно-ферритного, аустенитно-мартенситного и мартенситно-ферритного классов относятся в большинстве своем к нержавеющей и жаропрочным и содержат не менее 12% хрома.

Сталями ферритного класса являются хромистые нержавеющей стали 08X13, 15X25Т, 12X17, 15X28 и другие. Они не имеют фазовых превращений в твердом состоянии и поэтому не упрочняются термической обработкой. При увеличении содержания углерода или других аустенизаторов в хромистых нержавеющей сталях (например, 12X13, 20X13 и другие) при нагреве, часть феррита превращается в аустенит, который при быстром охлаждении переходит в мартенсит. Такие стали являются мартенситно-ферритными и, следовательно, могут упрочняться термической обработкой.

Самую большую группу высоколегированных сталей составляют хромоникелевые и хромоникелемарганцовистые стали. В качестве примера можно привести следующие марки: 12X18Н9Т, Х13Н4Г9, 40X14Н14В2М, 20X23Н18.

В равновесном состоянии они имеют легированный аустенит, а также некоторое количество карбидов и интерметаллидов. При закалке с 1000—1100°С в них получается чисто аустенитная (но не мартенситная, как в перлитных и мартенситных сталях) структура, так как вторые фазы (карбиды, интерметаллиды) растворяются при нагреве под закалку. При этом получается наибольшая коррозионная стойкость и высокая пластичность, а упрочнения не происходит. Последнее резко отличает аустенитные стали от ранее рассмотренных мало- и среднелегированных.

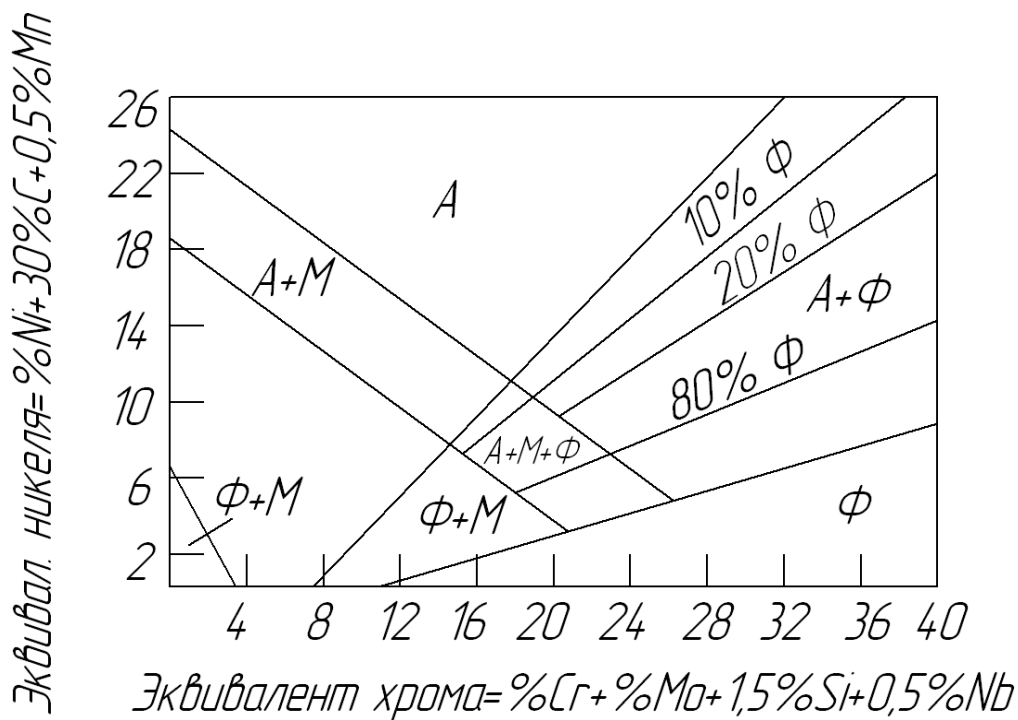


Рис. 3. Структурная диаграмма нержавеющей сталей

Однако если в результате закалки аустенит достаточно сильно перенасыщен углеродом и другими легирующими элементами, то старением при 650—700°C можно вызвать упрочнение стали за счет выделения вторичных фаз в мелко- дисперсном виде. Таким образом, аустенитные стали могут быть гомогенными, неупрочняемыми термообработкой, и дисперсионно-твердеющими, упрочняемыми завалкой и старением. К первым относятся, в основном, нержавеющей, например, 32Х18Н9 и др., ко вторым - жаропрочные, например, 40Х14Н14В2М с карбид- ным упрочнением и Х14Н35ВТЮ с интерметаллидным упрочнением. К последним близко по структуре и принципам упрочняющей термообработки примыкают сплавы на никелевой основе, так называемые нимоники, например, сплав ХН77ТЮР (ЭИ 437Б), широко применяющийся для изготовления рабочих лопаток турбины газотурбинных двигателей. Микроструктура аустенита у нержавеющей

и жаропрочных сталей весьма характерна. В светлых, довольно крупных и резко очерченных зернах — полиэдрах наблюдаются линии двойникования, не выходящие за пределы зерна, и двойниковые области, ограниченные двумя параллельными линиями.

Стали переходного аустенитно-мартенситного класса при высоких температурах являются полностью аустенитными и при охлаждении до 20°C сохраняют это состояние, которое является неустойчивым. Это

достигается подбором химического состава и, главным образом, путем снижения содержания никеля по сравнению со сталями аустенитного класса. Неустойчивый после закалки аустенит при обработке холодом при  $-70^{\circ}\text{C}$  частично (до 50—70%) превращается в мартенсит, сообщая этим самым стали более высокие прочностные свойства. Дополнительное упрочнение стали происходит при старении ( $350\text{—}500^{\circ}\text{C}$ ; за счет ряда процессов, связанных с образованием карбидных или интерметаллидных фаз). Эти стали, как и аустенитные, обладая высокими технологическими свойствами, имеют более высокие прочностные свойства. Они используются как нержавеющие для работы при обычных и высоких (до  $500\text{—}550^{\circ}\text{C}$ ) температурах. Типовой маркой этих сталей является 09X15H9Ю.

Нержавеющие стали аустенитно-ферритного класса в связи с более высоким содержанием хрома и пониженным содержанием никеля имеют двухфазную структуру при всех температурах твердого состояния. Количественное соотношение аустенита и феррита в них зависит не только от химического состава, но и от температуры нагрева под термообработку или обработку давлением и может изменяться в широких пределах. К ним относятся стали 12X22H5T, 08X18Г8H2T и другие. Стабильность механических свойств этих двухфазных сплавов достигается только при относительно небольших колебаниях химического состава, что требует прецизионной выплавки.

### *Контрольные вопросы*

1. Понятие о легированной стали и целях легирования.
2. Признаки классификации легированных сталей.
3. Классификация легированных сталей по назначению.
4. Влияние легирующих элементов на полиморфные превращения железа.
5. Влияние легирующих элементов на диаграмму железо - углерод.
6. Влияние легирующих элементов на диаграммы распада переохлажденного аустенита. На чем основывается классификация сталей по структуре в равновесном и нормализованном состояниях?
7. Характеристика основных структурных классов сталей.
8. Принципы маркировки легированных сталей.

### **ПРАКТИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ РАБОТЫ**

### ***Задачи работы***

1. Освоение основ теории легирования сталей.
2. Изучение маркировки и классификации легированных сталей.
3. Анализ микроструктуры и свойств некоторых марок легированных сталей различных структурных классов.

### ***Материальное оснащение***

1. Методическая разработка.
2. Плакаты: влияние легирующих элементов на аллотропию железа и распад аустенита, диаграмма структурных классов высоколегированных сталей.
3. Альбом микроструктур.
4. Описание микроструктур и механических свойств легированных сталей.
5. Набор шлифов легированных сталей.
6. Микроскопы МИМ-7.

### ***Содержание отчета***

1. Основные сведения из теории легирования сталей.
2. Рисунки микроструктур исследованных сталей с указанием их химсостава, назначения, структурного класса и механических свойств.

### ***Порядок выполнения работы***

1. Ознакомиться с основными теоретическими положениями, необходимыми для выполнения работы.
2. Разбор классификации легированных сталей на нескольких примерах по индивидуальным заданиям. Проведение микроанализа, описание микроструктур и свойств 8—10 сталей.
3. Контроль выполненной работы преподавателем.

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение  
высшего образования  
«СЕВЕРО-КАВКАЗСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»  
Невинномысский технологический институт (филиал)

***МЕТОДИЧЕСКИЕ УКАЗАНИЯ***

по выполнению лабораторных работ  
по дисциплине «Химико-термическая обработка материалов»  
для студентов заочной формы обучения  
направления подготовки  
15.03.02 Технологические машины и оборудование

Невинномысск 2022

Методические указания разработаны в соответствии с требованиями ФГОС ВО и рабочей программы дисциплины «Химико-термическая обработка материалов». Указания предназначены для студентов заочной формы обучения направления подготовки 15.03.02 Технологические машины и оборудование.

Содержат основные разделы изучаемого теоретического материала, перечень вопросов необходимых для проработки, а также список рекомендуемой литературы.

*Составители*

*Е.В. Вернигорова, ст.преподаватель*

*Отв. редактор*

*А.И. Свидченко, канд. техн. наук, доцент.*

## Лабораторная работа 1 Анализ диаграммы состояния железоуглеродистых сплавов

Цель занятия: Изучение структуры железоуглеродистых сплавов при их термических превращениях в соответствии с диаграммой «Железо – цементит».

Теоретическая часть

Железоуглеродистые сплавы — стали и чугуны — важнейшие металлические сплавы современной техники. По объему производство чугуна и стали намного более чем в 10 раз превосходит производство всех других металлов вместе взятых.

Железоуглеродистые сплавы, содержащие от 0,02% до 2,14% углерода, относят к *сталям*, а с содержанием от 2,14% до 6,67% углерода - к *чугунам*. Стали и чугуны представляют собой твердые растворы внедрения.

Изучение структуры и свойств железоуглеродистых сплавов в зависимости от температуры целесообразно проводить с помощью диаграммы состояния «Железо — цементит». В этом случае по оси абсцисс рассматривается часть системы от железа до химического соединения железа с углеродом  $Fe_3C$ , называемого цементитом; а по оси ординат – температура.

Структурные составляющие железоуглеродистых сплавов

**Железо** - металл серебристого цвета. Удельный вес равен  $7,82 \text{ г/см}^3$ ; температура плавления  $1539^\circ \text{C}$ ; атомный вес 55,85; атомный радиус  $1,27 \text{ \AA}$ . Железо известно в двух полиморфных модификациях:  $\alpha$ -Fe и  $\gamma$ -Fe. Модификация  $\alpha$ -Fe существует при температурах ниже  $911^\circ \text{C}$  и выше  $1392^\circ \text{C}$  (рис. 2), для интервала температур  $1392$ - $1539^\circ \text{C}$   $\alpha$ -Fe нередко обозначают как  $\delta$ -Fe. Кристаллическая решетка  $\alpha$ -Fe - объемноцентрированный куб (о.ц.к.) с периодом решетки  $2,86 \text{ \AA}$ . До температуры  $768^\circ \text{C}$   $\alpha$ -Fe магнитно (ферромагнитно), а выше температуры  $768^\circ \text{C}$  - парамагнитно. Критическую точку ( $768^\circ \text{C}$ ), соответствующую магнитному превращению, т. е. переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное, называют точкой Кюри и обозначают  $A_2$ .

$\gamma$ -Fe существует в интервале температур от  $911^\circ \text{C}$  до  $1392^\circ \text{C}$  (рис.1); оно парамагнитно, кристаллическая решетка  $\gamma$ -Fe – гранецентрированная кубическая (г.ц.к.). Критическую точку превращения  $\alpha$ -Fe в  $\gamma$ -Fe ( $911^\circ \text{C}$ ) обозначают  $A_3$ , а перехода  $\gamma$ -Fe в  $\delta$ -Fe при  $1392^\circ \text{C}$  -  $A_4$ .

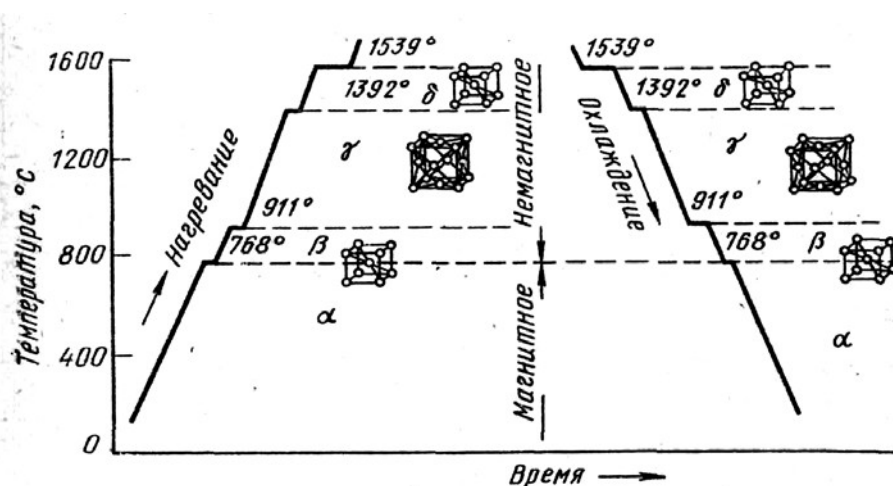


Рисунок 1 - Кривые нагрева и охлаждения чистого железа

Железо со многими элементами образует растворы: с металлами – растворы замещения, с неметаллами (углеродом, азотом и водородом) – растворы внедрения.

**Углерод** является неметаллическим элементом. Удельный вес равен  $2,5 \text{ г/см}^3$ ; атомный вес 12,011; температура плавления  $3500 \text{ }^\circ\text{C}$ ; атомный радиус равен  $0,77 \text{ \AA}$ . В свободном состоянии углерод встречается в трех аллотропических модификациях: в виде алмаза, графита и угля. Углерод растворим в жидком и в твердом железе, а также может образовывать с железом химическое соединение – цементит (карбид железа).

**Цементит** – химическое соединение железа с углеродом  $\text{Fe}_3\text{C}$ , содержащее 6,67% С (карбид железа). Цементит имеет сложную решетку с высоким координационным числом и сильными металлическими связями между атомами железа. Температура плавления цементита около  $1250^\circ\text{C}$ . Аллотропических превращений цементит не испытывает, но при низких температурах он слабо ферромагнитен. Цементит имеет высокую твердость ( $\text{HV} > 800$ ), но чрезвычайно низкую, практически нулевую, пластичность. Цементит — соединение неустойчивое и при определенных условиях распадается с образованием свободного углерода в виде графита.

Цементит может образовываться из жидкой и твердой фаз при различных температурах. Цементит, выделяющийся из жидкой фазы, называют первичным, из аустенита – вторичным, а их  $\alpha$ -феррита – третичным.

**Феррит** — твердый раствор углерода в  $\alpha$ -железе. Различают низкотемпературный  $\alpha$ -феррит с растворимостью углерода до 0,02 % (точка Р рисунок 2) и высокотемпературный  $\delta$ -феррит с предельной растворимостью углерода 0,1 % (точка Н).  $\alpha$ -феррит может содержать в твердом растворе при  $723 \text{ }^\circ\text{C}$  до 0,02% углерода (точка Р), а при комнатной температуре — только 0,006 % углерода (точка Q). Феррит имеет объемно-центрированную кубическую решетку и ферромагнитен

(до 768 °С), его твердость HB ≈ 60.

**Аустенит** — твердый раствор углерода в  $\gamma$ -железе. Аустенит имеет гранцентрированную кубическую решетку.  $\gamma$ -Fe при температуре 1147°С максимально растворяет углерод - 2,14 % (точка E), а при температуре 723°С

- до 0,8% углерода (точка S). В чистых сплавах железа с углеродом и в простых углеродистых сталях аустенит устойчив только при высоких температурах. Аустенит, как и  $\gamma$ -железо, немагнитен и вязок. Твердость аустенита HB 170 -220.

Диаграмма состояния «Fe – Fe<sub>3</sub>C»  
 Диаграмма состояния «Fe – Fe<sub>3</sub>C» представлена на рисунке 2.

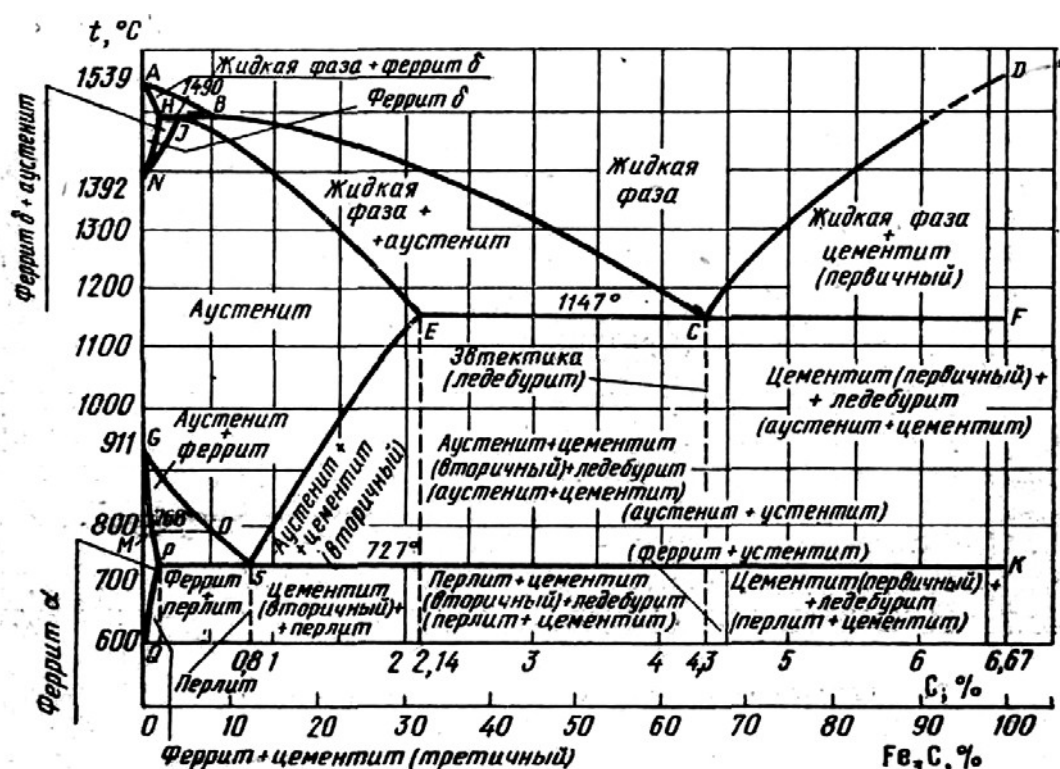


Рисунок 2 - Диаграмма состояния сплавов «Fe—Fe<sub>3</sub>C»

По горизонтальной оси диаграммы откладывается содержание углерода от 0 до 6,67% или от 0 до 100% цементита Fe<sub>3</sub>C, а по вертикальной оси — температура. Каждая точка на диаграмме характеризует определенный состав сплава при определенной температуре.

В ПРИЛОЖЕНИИ приведены таблицы, где указаны соответствующие точкам диаграммы «Fe – Fe<sub>3</sub>C» значения температур и концентраций углерода (табл.1) и значения критических точек диаграммы «Fe – Fe<sub>3</sub>C» (таблица 2).

*Верхняя часть диаграммы*

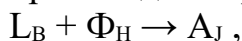
Линия ABCD называется ликвидусом (по латыни ликвидус — «жидкий»), начало затвердевания сплавов при переходе из жидкого

состояния в твердое, выше этой линии все сплавы находятся в жидком состоянии.

Линия АНЕСС является линией конца затвердевания сплавов и называется солидусом (по латыни солидус — «твердый»).

Чистое железо плавится и затвердевает при 1539 °С (ось ординат). Эвтектический сплав, содержащий 4,3% углерода, плавится и затвердевает при температуре, соответствующей т.С (1130 °С). Остальные сплавы претерпевают плавление и кристаллизацию в определенном интервале температур в зависимости от содержания углерода.

При температурах, соответствующих линии АВ, из жидкого сплава начинает выделяться твердый раствор δ-феррита. В области АНВ существует двухфазное состояние системы – жидкая фаза + кристаллы δ-феррита. Далее на горизонтали НВ при 1499° происходит перитектическое превращение согласно реакции:

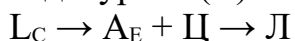


при котором жидкая фаза состава точки В ( $L_B$ ) в количестве, определяемом отрезком НВ, и δ-феррит, состава точки Н, ( $\Phi_H$ ), реагируя между собой, образуют аустенит, состава точки J, ( $A_J$ ). Поэтому в сплавах, лежащих левее точки J (линия НJN) и потому имеющих избыточное количество кристаллов твердого δ-феррита, при переходе линии перитектического превращения образуется структура - аустенит плюс кристаллы δ-феррита; в сплавах, лежащих левее т.Н (область АНН) структура - δ-феррит, а в сплавах, лежащих правее точки J и имеющих избыточное количество жидкой фазы, при переходе линии перитектического превращения образуется структура - аустенит и жидкая фаза.

Правее точки В при температурах, соответствующих линии ВС и ниже ее, из жидкого сплава выделяются кристаллы аустенита с пониженным содержанием углерода, а оставшийся жидкий сплав по мере охлаждения обогащается углеродом.

Затвердевание сплавов, содержащих до 2,14 % С, заканчивается на линии АНЕ (линия солидус). Ниже линии НЕ сплавы состоят только из одного аустенита.

Затвердевание сплавов, содержащих от 2,14 до 6,67 % углерода, заканчивается на линии ЕСС – линии эвтектического превращения. В этом случае жидкий сплав состава точки С (4,3% углерода) кристаллизуется при постоянной температуре (1130°С) с образованием ледебурита (Л) согласно реакции:



Таким образом, ниже линии ЕС структура затвердевших сплавов будет состоять из аустенита и ледебурита. Ледебурит – эвтектика, т.е. механическая смесь, состоящая в момент образования из аустенита и цементита.

Сплавы, содержащие от 4,3 до 6,67 % С, начинают

кристаллизоваться при температурах, соответствующих линии CD (ликвидус) и ниже. Сначала из жидкого сплава выделяются кристаллы первичного цементита, вследствие чего оставшийся жидкий сплав обедняется углеродом. После достижения температуры, соответствующей линии CF (солидус), оставшийся жидкий сплав принимает состав точки C и затвердевает при постоянной температуре. В результате кристаллизации такие сплавы имеют структуру, состоящую из первичного цементита и ледебурита.

Таким образом, сплавы с содержанием менее 2,14 % углерода, будут иметь в структуре аустенит; сплавы, содержащие от 2,14 % до 4,3 %

углерода, - ледебурит и аустенит; с содержанием 4,3 % углерода – ледебурит; а с содержанием углерода от 4,3 до 6,67% - ледебурит и первичный цементит.

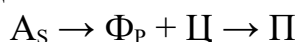
#### *Нижняя часть диаграммы*

В структуре сплавов «Fe—Fe<sub>3</sub>C» превращения протекают также и в твердом состоянии. Это объясняется:

- а) переходом железа из одной аллотропической формы в другую;
- б) изменением растворимости углерода как в  $\gamma$ -железе, так и в  $\alpha$ -железе при понижении температуры.

Линия GS (точка A<sub>3</sub>) определяет собой температуры начала выделения из аустенита  $\alpha$ -феррита. Она показывает, что температура образования  $\alpha$ - феррита понижается с 911°С для чистого железа до 723° С для сплава, содержащего 0,8% углерода. Феррит, выделяющийся в процессе охлаждения из аустенита, содержит не более 0,02% С, поэтому его выделение ведет к обогащению оставшегося аустенита углеродом.

При понижении температуры до 723° (линия PSK) сплав будет состоять из  $\alpha$ -феррита и аустенита, содержащего 0,8 % С. На линии PSK (точка A<sub>3</sub> ) происходит **эвтектоидное** превращение, описываемое реакцией



т.е. аустенит (A<sub>S</sub>), состава точки S, превращается в перлит (Π) – механическую смесь кристаллов феррита (Φ<sub>P</sub>) и цементита (Ψ). Такая смесь называется эвтектоидной.

В результате эвтектоидного превращения сплавы, содержащие менее 0,8 % углерода, имеют структуру, состоящую из феррита и перлита; а содержащие 0,8 % углерода - структуру, состоящую из одного перлита.

Различие между перлитным и эвтектическим превращениями заключается в том, что перлит образуется из твердой фазы, а не из жидкой, как ледебурит.

Линия SE (точка A<sub>сr</sub>) определяет растворимость углерода в аустените в зависимости от температуры. При 1130 °С в аустените растворяется 2,14% углерода. С понижением температуры

растворимость углерода постепенно уменьшается и при 723 °С составляет 0,8% углерода. Поэтому линия SE является линией начала выделения вторичного цементита при охлаждении аустенита, содержащего более 0,8% углерода. Так как цементит отличается высоким содержанием углерода (6,67% C), то выделение цементита ведет к уменьшению количества углерода в остающемся аустените. Это продолжается до эвтектоидной температуры 723 °С, т. е. до линии PSK (точка A<sub>1</sub>), когда оставшийся аустенит обедняется углеродом до 0,8% и превращается в перлит. Структура сплавов, содержащих от 0,8 до 2,14% углерода, будет состоять из перлита и вторичного цементита. Во всех сплавах, содержащих от 0,02 до 6,67% C, на линии PSK происходит перлитное (эвтектоидное) превращение, т.е. аустенит, достигнув концентрации 0,8% углерода, переходит в перлит. Между линиями ECF и PSK в сплавах, с содержанием более 2,14% углерода, ледебурит, который выше линии PSK состоял из механической смеси цементита и аустенита, ниже этой линии будет состоять из смеси цементита и перлита. В зависимости от состава сплавы, содержащие от 2,14 до 4,3 % углерода, будут иметь структуру, состоящую из перлита, вторичного цементита и ледебурита, сплавы с 4,3% — структуру - из одного ледебурита, а сплавы с 4,3 до 6,67% C — структуру из первичного цементита и ледебурита.

Линия PQ в нижней левой части диаграммы определяет изменение растворимости углерода в  $\alpha$ -феррите. При 723° C в  $\alpha$ -феррите растворяется до 0,02% углерода. С понижением температуры растворимость углерода в  $\alpha$ - феррите быстро уменьшается и при 0° составляет всего 0,006%. В связи с этим при охлаждении из феррита начинает выделяться углерод в виде третичного цементита (по линии PQ), и ниже этой линии структура состоит из феррита и третичного цементита. Внутри площадки OGPQ структура сплавов состоит из одного  $\alpha$ -феррита.

Железоуглеродистые сплавы с концентрацией углерода до 0,02 % называются железом, с концентрацией углерода от 0,02 % до 2,14 % - сталями, а с концентрацией углерода от 2,14 до 6 % - чугунами.

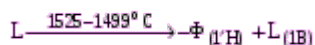
В зависимости от равновесной структуры стали делятся на доэвтектоидные (с содержанием углерода < 0,8%), структура которых состоит из феррита и перлита; эвтектоидные (C  $\approx$  0,8%), структура которых состоит только из перлита; и заэвтектоидные (C = 0,8÷2,14%), структура которых состоит из перлита и вторичного цементита. В свою очередь, чугуны делятся на доэвтектические (C = 2,14÷4,3%), структура которых – перлит плюс ледебурит; эвтектические (C  $\approx$  4,3%) , структура – ледебурит и заэвтектические (C > 4,3%), структура - ледебурит и первичный цементит.

#### ПРИМЕР № 1

Проследим по диаграмме состояния «Fe-Fe<sub>3</sub>C» за формированием

структуры сплава с содержанием углерода 0,3% (сплав I) при его медленном охлаждении от температуры 1600°C. Соответствующие критические точки показаны на фигуративных линиях (рисунок 3).

Доэвтектоидная сталь с 0,3% C выше 1525°C находится в жидком состоянии. Кристаллизация ее начинается при 1525°C (точка 1) с выделением из жидкого раствора кристаллов δ-феррита. В процессе кристаллизации сплава δ-феррит изменяет свой состав согласно линии АН, а жидкость - согласно линии АВ от точки 1 до В. Эту стадию кристаллизации сплава I можно записать так:



В области АВН данный сплав состоит из двух фаз - δ-феррита и жидкой фазы.

При температуре 1499°C (точка 2) δ-феррит (0,1% C) вступает во взаимодействие с жидким раствором (0,51% C); в результате этой реакции образуются кристаллы аустенита (0,16% C). Такое превращение называют перитектическим. Оно протекает при постоянной температуре до исчезновения феррита, в этом случае система нонвариантна ( $C = 2 - 3 + 1 = 0$ ; фазы: аустенит и жидкий раствор):

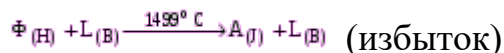
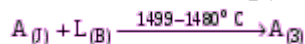
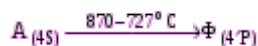


Рисунок 3. Диаграмма состояния сплавов «Fe—Fe<sub>3</sub>C»

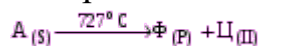
При охлаждении ниже температуры точки 2 процесс кристаллизации продолжается и по достижению температуры 1480°C (точка 3) сплав затвердевает, имея структуру аустенита



Таким образом, заканчивается первичная кристаллизация сплава. При дальнейшем охлаждении до 870 °C данный сплав, состоящий только из аустенита, превращений не претерпевает. При температуре 870°C (точка 4) в результате полиморфного превращения  $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$  из аустенита начинает образовываться α-феррит. Понижение температуры способствует выделению α-феррита и изменению состава фаз: α-феррита согласно линии GP (точки от 4' до P) и аустенита GS (от 4 до S)



На линии PSK (точка 5) происходит эвтектоидное превращение. Аустенит, содержащий 0,8% углерода, распадается на ферритоцементитную смесь - перлит:



Следовательно, структура сплава ниже линии PSK (точка A<sub>1</sub>) состоит из α-феррита и перлита.

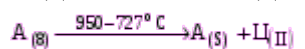
## ПРИМЕР № 2

Проследим за формированием структуры сталей с содержанием

углерода 1,5% (сплав II) при его медленном охлаждении от температуры 1600 °С. Соответствующие критические точки показаны на фигуративных линиях (рис.3).

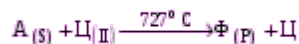
Заэвтектоидная сталь с содержанием углерода 1,5% начинает кристаллизоваться при температуре 1450 °С (линия BC). По мере охлаждения в интервале температур 1450-1250 °С (от точки 6 до 7) из жидкой фазы выделяются кристаллы аустенита и по достижению температуры точки 7 (линия JE – солидус) кристаллизация заканчивается, и сплав состоит только из одного аустенита.

В интервале температур 1250-950 °С (от точки 7 до 8) аустенит охлаждается, не претерпевая никаких превращений. При охлаждении сплава ниже 950°С (линия SE, точка 8) концентрация углерода в аустените уменьшается, и он выделяется в виде вторичного цементита.



Структура сплавов ниже линии SE (точка A<sub>ст</sub>) будет состоять из аустенита и вторичного цементита.

При температуре 723°С (точка 9) в сплаве происходит эвтектоидное превращение, в результате которого аустенит превращается в перлит.



Ниже температуры 723°С структуру данного сплава составляют перлит и вторичный цементит.

Таблица 1. Варианты контрольных заданий

<b>№ варианта</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>	<b>6</b>	<b>7</b>	<b>8</b>	<b>9</b>	<b>10</b>	<b>11</b>	<b>12</b>
<b>С%</b>	0,05	0,16	0,12	1,4	5,0	2,5	1,0	0,6	2,8	1,2	0,35	0,2
<b>№ варианта</b>	<b>13</b>	<b>14</b>	<b>15</b>	<b>16</b>	<b>17</b>	<b>18</b>	<b>19</b>	<b>20</b>	<b>21</b>	<b>22</b>	<b>23</b>	<b>24</b>
<b>С%</b>	0,4	1,6	0,5	2,3	5,50	0,8	0,02	0,2	3,50	2,1	0,75	0,9

Таблица 2. Соответствие значений температур и концентраций углерода точкам диаграммы «Fe – Fe<sub>3</sub>C»

Обозначение точки	Температура, °С	Концентрация углерода, %
A	1539	0
B	1499	0,5
H	1499	0,1
J	1499	0,16
N	1392	0

E	1147	2,14
C	1147	4,3
F	1147	6,67
D	1250	6,67
G	911	0
P	727	0,02
S	727	0,8
K	727	6,67
Q	~600	0,01
L	~600	6,67

*Эвтектика* (от греч. *eutektos* - легко плавящийся), жидкая система (раствор или расплав), находящаяся при данном давлении в равновесии с твёрдыми фазами, число которых равно числу компонентов системы.

*Перитектика*- перите́ктика (от греч. *peritēkō*— плавлю, расплавляю, разжигаю), равновесие трёх фаз в системе, состоящей из компонентов А и В: двух твёрдых растворов на основе А и В и жидкого раствора (расплава).

Перитектика существует при постоянной температуре, называемой перитектической точкой, которая является промежуточной между температурами плавления чистых веществ А и В. Образование перитектики используется в металловедении, производстве материалов для микроэлектроники.

*Перитектическим превращением* называется такое превращение, когда при взаимодействии жидкого расплава с твёрдой фазой образуется другая твёрдая фаза.

Порядок выполнения работы:

1. Используя материал теоретической части, проанализировать диаграмму состояния «Железо – цементит».
2. Выбрать по заданию преподавателя согласно таблице 1 вариант контрольного задания, т.е. выбрать железоуглеродистый сплав с определенным содержанием углерода.
3. Начертить эскизы диаграммы состояния «Железо – цементит», с указанием содержания углерода в сплаве (по своему варианту).
4. По диаграмме «Железо-цементит» рассмотреть превращения, происходящие при медленном охлаждении данного сплава от температуры 1600оС.
5. Указать превращения, фазы, структурные составляющие, критические температуры, характеризующие медленное охлаждение данного сплава.

По итогам выполнения работы выставляется одна общая отметка.

## Лабораторная работа 2

### Изучение строения углеродистых сталей и чугунов в равновесном состоянии

Цель занятия: Изучить классификацию, микроструктуру, свойства и назначение сталей и чугунов.

#### Теоретическая часть

В машиностроении используются детали из заготовок, полученных способами обработки давлением или литьем. Широкое применение имеют стали и чугуны. Стали являются деформируемым материалом, иногда применяется стальное литье. Чугуны представляют собой, как правило, литейные материалы. Примеры использования этих материалов даны ниже. Легковой автомобиль среднего класса массой 1000...1100 кг имеет детали из разных сталей, составляющие 57...60 % его массы (США, Западная Европа). В станкостроении общая масса чугунных деталей равна в среднем 70...80 % от массы металлорежущего станка.

Основу химического состава сталей и чугунов составляет железо с добавками углерода менее 2,14 % (стали) или более 2,14 % (чугуны). У многих марок этих материалов дополнительно содержатся легирующие химические элементы (хром, кремний, марганец, никель, молибден и др.). Перечень основных видов сталей и чугунов по государственным стандартам приведен в табл. 3 и 4. В машиностроении преимущественно применяются конструкционные стали и отливки из чугунов, используемые для изготовления деталей машин и различных сооружений, и инструментальные стали для металлорежущих, штамповых, измерительных и других инструментов. При изучении строения и определении качества металлических материалов в материаловедении широко используется микроструктурный анализ.

*Микроанализ* - изучение строения поверхностей шлифованных, полированных и протравленных образцов - микрошлифов с помощью металлографических оптических микроскопов при увеличениях обычно от '100 до '1000.

Наблюдаемое при этом строение поверхности шлифа называется **микроструктурой**. Микроструктура разных по химическому составу материалов и после их различной обработки отличается по размеру, геометрической форме, цвету, взаимному расположению отдельных структурных составляющих

Микроанализ основан на использовании законов отражения и поглощения световых лучей от поверхности непрозрачных металлических материалов (рис. 3). Полированная металлическая

поверхность отражает направленные на нее перпендикулярно световые лучи и видна в окуляр микроскопа как светлая. При наличии в материале неметаллических составляющих структуры они видны как темные, так как поглощают световые лучи.

Стали, получаемые кислородно - конверторным, электросталеплавильным и другими способами, содержат *неметаллические включения*. Это химические соединения металлов (железа, алюминия, и др.) с неметаллами (серой, кислородом, азотом и др.).

Таблица 3. Перечень основных разновидностей сталей по государственным стандартам

№№ ГОСТа	Наименование стандарта
380-88	Сталь углеродистая обыкновенного качества. Марки.
535-88	Прокат сортовой и фасонный из стали углеродистой обыкновенного качества. Общие технические условия.
1050-88	Прокат сортовой, калиброванный со специальной отделкой поверхности из углеродистой качественной конструкционной стали. Общие технические условия.
1414-75Е	Прокат из конструкционной стали высокой обрабатываемости резанием.
1435-90	Технические условия
4543-71	Прутки, полосы и мотки из инструментальной нелегированной стали
5632-72	Прокат из легированной конструкционной стали. Технические условия
5950-73	Стали высоколегированные и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки.
14959-79	Прутки и полосы из инструментальной легированной стали. Технические условия
19265-73	Прокат из рессорно-пружинной углеродистой и легированной стали. Технические условия.
	Прутки и полосы из быстрорежущей стали. Технические условия.

Таблица 4. Перечень основных разновидностей чугунов по государственным стандартам

№№ ГОСТа	Наименование стандарта
1215-79	Отливки из ковкого чугуна. Общие технические условия.
1412-85	Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки.
1585-85	Чугун антифрикционный для отливок. Марки.
7293-85	Чугун с шаровидным графитом для отливок. Марки.
7769-82	Чугун легированный для отливок со специальными свойствами. Марки.
28394-89	Чугун с вермикулярным графитом для отливок. Марки.

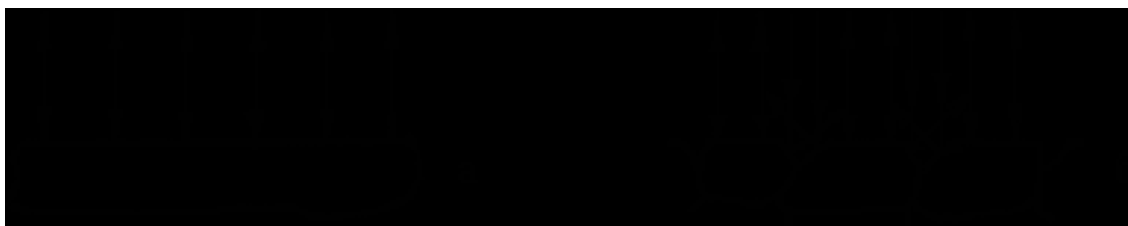


Рис. 3. Схема отражения световых лучей от поверхности полированного (а) и подвергнутого травлению (б) микрошлифа.

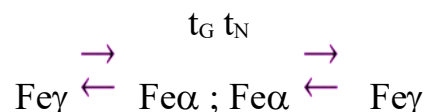
Основными видами неметаллических включений в стали по ГОСТ 1778-70 являются оксиды, сульфиды, силикаты, нитриды и карбонитриды ( $MnS$ ,  $SiO_2$ ,  $TiN$ ,  $nFeO \cdot mMnO \cdot pSiO_2$  и др.). Оксиды и нитриды являются хрупкими и при прокатке стали располагаются в виде строчек или

рассредоточенных точечных частиц. Пластичные сульфиды получают форму продолговатых линз. Силикаты имеют сложный химический состав и могут быть пластичными или хрупкими.

После травления шлифа химическим реактивом различные структурные составляющие материала растворяются в разной степени, т.е. возникает некоторый рельеф поверхности (наличие выступающих и углубленных участков). На отдельных участках этого рельефа световые лучи отражаются в разной степени и участки поверхности шлифа видны в окуляр как светлые и темные различных оттенков.

Данные о фазовом строении и структуре материалов в равновесном состоянии получают из приведенных в учебниках и справочниках диаграмм состояния. Такие диаграммы состояния в координатах «температура - химический состав» содержат информацию о фазах (первичных составляющих микроструктуры), имеющихся в отдельных областях диаграмм, разделенных сплошными линиями. Эти данные относятся к равновесному состоянию сплавов. Применительно к сталям и чугунам диаграмма состояния железо – углерод дана на рис. 4.

Метастабильная диаграмма состояния железо-углерод относится к случаю полной растворимости компонентов в жидком состоянии выше линии ликвидуса ABCD и ограниченной растворимости углерода в железе в твердом состоянии. У железа наблюдаются два полиморфных превращения:



Железо модификаций  $\alpha$  и  $\gamma$  имеет соответственно кристаллические решетки объемноцентрированного куба (ОЦК) и гранецентрированного куба (ГЦК). В связи с наличием у железа полиморфных превращений на диаграмме состояния железо-углерод образуются три области твердых растворов углерода в железе:

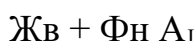
- область NJESGN твердого раствора  $\gamma$  (аустенита А), т.е. раствора углерода в  $Fe_\alpha$ (ГЦК);
- две области QPGQ и ANNA твердого раствора  $\alpha$  (феррита Ф), т.е. раствора углерода в  $Fe_\alpha$  (ОЦК).

В правой части метастабильной диаграммы состояния железо-углерод имеется узкая область DFKLD твердого раствора небольшого количества железа в химическом соединении  $Fe_3C$ , т.е. цементита Ц.

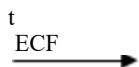
Следовательно, в сплавах метастабильной диаграммы состояния железо-углерод существуют следующие фазы: жидкий раствор углерода в железе, феррит, аустенит, цементит. Остальные области диаграммы состояния, ограниченные сплошными линиями, являются двухфазными, т.е. состоят из тех или иных двух фаз.

На диаграмме состояния имеются также горизонтальные линии трехфазных равновесий при постоянных температурах, где в равновесном состоянии существуют по три фазы:

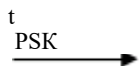
- линия HJB перитектического превращения:



- линия ECF эвтектического превращения:



- линия PSK эвтектоидного превращения:



В сплавах железо – углерод - кремний в зависимости от количества углерода и кремния, численной величины скорости охлаждения существуют две разновидности диаграммы состояния железо-углерод: метастабильная (железо-цементит) и стабильная (железо - графит).

У сталей и чугунов в равновесном состоянии имеются следующие фазы:

**Жидкий раствор (Ж)** на основе железа.

**Феррит (Ф)**- твердый раствор углерода и легирующих элементов в железе  $\text{Fe}_\alpha$  с кристаллической решеткой объемно-центрированного куба (ОЦК). Феррит имеет твердость HB 80-90, пластичен (относительное удлинение 50 %).

**Аустенит (А)** - твердый раствор углерода и легирующих элементов в железе  $\text{Fe}_\gamma$  с кристаллической решеткой граноцентрированного куба (ГЦК).

**Цементит (Ц)** - раствор небольшого количества железа в карбиде железа  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

Образуются также и более сложные структурные составляющие из двух фаз, наблюдаемые в микроструктуре:

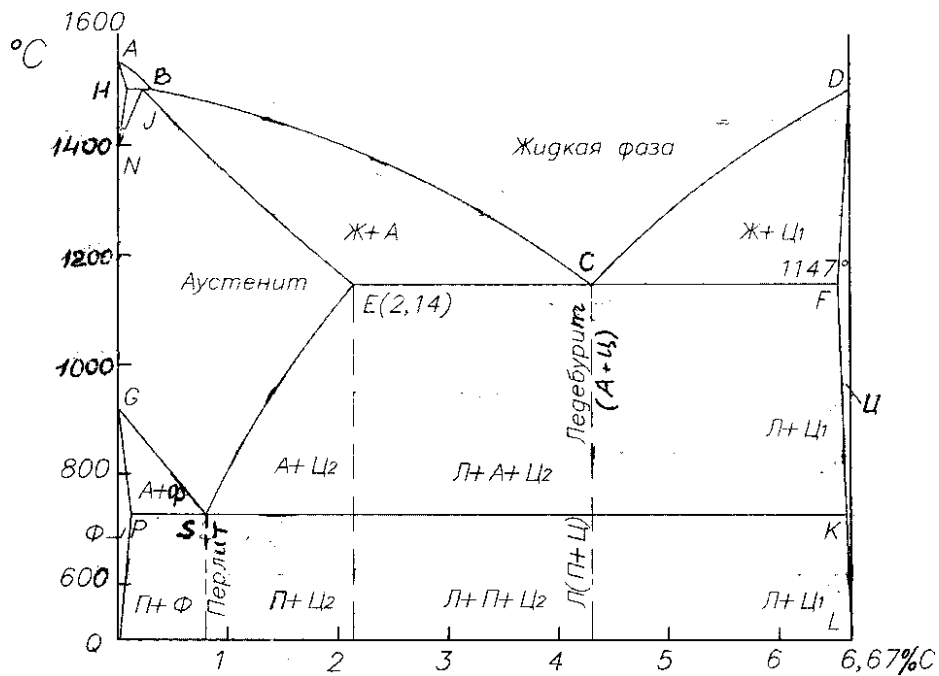
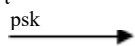


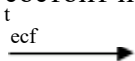
Рис. 4. Диаграмма состояния  
железо – углерод

**Перлит (П)** в виде темных (коричневых) участков, состоящий из ферритной основы и кристаллов цементита пластинчатой формы (пластинчатый перлит). Он образуется при медленном охлаждении в сталях и чугунах в результате следующего фазового превращения аустенита:



Особой термической обработкой может быть получен зернистый перлит, состоящий из феррита и частиц цементита в форме мелких зерен.

**Ледебурит (Л)** в виде пестрых бело-темных участков, состоящий из белого цементита -основы и темного перлита в виде округлых или удлинённых частиц (ниже 727°C). Выше температуры 727°C этот ледебурит состоит из цементита и аустенита :



Многочисленные стали разных марок, отличающиеся химическим составом, по микроструктуре в равновесном состоянии разделяются на шесть основных структурных классов (табл. 5). Представление о структурных классах чугунов дает табл. 6 и структурная диаграмма на рис. 5. Формы включений графита показаны на рис. 6.

Многочисленные стали разных марок, отличающиеся химическим составом, по микроструктуре в равновесном состоянии разделяются на шесть основных структурных классов (табл. 5). Представление о структурных классах чугунов дает табл. 6 и структурная диаграмма на рис. 5. Формы включений графита показаны на рис. 6.

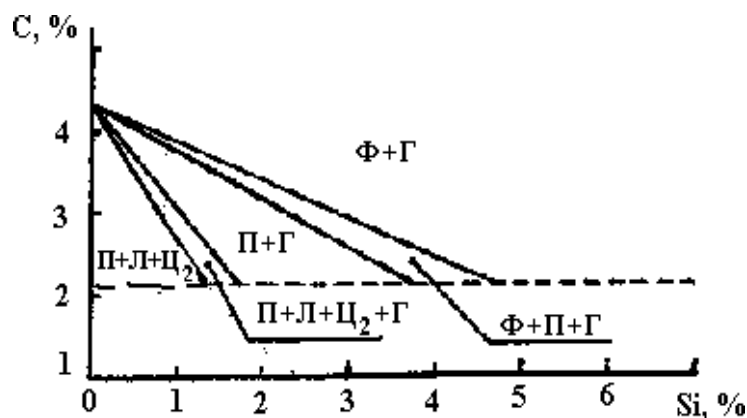


Рис. 5. Структурная диаграмма чугунов (толщина стенки отливки постоянная)



Рис. 6. Характерные геометрические формы включений графита в конструкционных чугунах (без травления шлифов): а - пластинчатая, б - шаровидная, в – вермикулярная, г - хлопьевидная (компактная).

Таблица 1. Структурные классы сталей в равновесном состоянии

Структурный класс стали	Химический состав		Микроструктура	Типовое применение в машиностроении
	Углерод С	Типичные легирующие элементы		
Доэвтектоидные стали				
Эвтектоидные стали				
Заэвтектоидные стали				
Стали карбидного (ледебуритного) класса				
Стали аустенитного класса				
Стали ферритного класса				

Контрольные вопросы:

1. Какими свойствами обладают чугуны?
2. Перечислите основные виды чугунов.
3. Чем обусловлено различие свойств серого и белого чугунов?
4. В чем состоит сущность изготовления высокопрочного чугуна?
5. Как маркируется серый чугун?
6. Какое влияние оказывает углерод на свойства стали?
7. Расскажи/е о влиянии серы и фосфора на свойства стали.
8. Расскажите о влиянии углерода и случайных примесей на свойства углеродистой стали.

Порядок выполнения работы:

1. Ознакомиться с теоретической частью.
2. Заполнить таблицу 1.

### 3. Ответить на контрольные вопросы

## Приложение

Пример заполнения  
Таблицы 2.3. Структурные классы сталей в равновесном состоянии

Структурный класс стали	Химический состав		Микроструктура	Типовое применение в машиностроении
	Углерод C	Типичные легирующие элементы		
Доэвтектоидные стали	$C_p < C < C_s$	Cr, Mn, Ni и др.	Феррит + перлит	Конструкционные стали
Эвтектоидные стали	$C = C_s$	Cr, W, V и др.	Перлит	Инструментальные стали
Заэвтектоидные стали	$C_s < C < C_E < C_c$	Cr	Перлит и карбиды вторичные	Инструментальные стали
Стали карбидного (ледебуритного) класса	$C_E < C < 2,14\% < p = \dots > / C < 2,14\% < >$	Хром, вольфрам (до 6...12 %)	Перлит, карбиды первичные и вторичные	Инструментальные стали
Стали аустенитного класса	Десятые доли % и менее	Никель, марганец (до 13...20 %)	Аустенит легированный	Коррозионно-стойкие стали. Жаропрочные стали
Стали ферритного класса		Кремний, хром	Феррит легированный	Электротехнические стали. Кислотостойкие стали