

МИНОБРНАУКИ РОССИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ
БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ ИМЕНИ АКАДЕМИКА С.П. КОРОЛЕВА
(НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)»

А. А. Мельников

Материаловедение. Конспект лекций

Часть первая. Материаловедение
и термическая обработка

Электронное учебное пособие

САМАРА

2011

Автор: **Мельников Алексей Александрович**

Рецензенты:

Лосев М. Г., доцент кафедры обработки металлов давлением;
Журавель Л. В., доцент кафедры физики твердого тела и неравновесных систем СамГУ.

Мельников, А. А. Материаловедение. Конспект лекций. Ч. 1. Материаловедение и термическая обработка [Электронный ресурс] : электрон. учеб. пособие / А. А. Мельников; Минобрнауки России, Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С. П. Королева (нац. исслед. ун-т). - Электрон. текстовые и граф. дан. (4,05 Мбайт). - Самара, 2011. - 1 эл. опт. диск (CD-ROM).

Рассмотрено строение и свойства материалов на основе железа, диаграмма железо-углерод, основные классы сталей и чугунов, их свойства и применение. Большое внимание уделено теории и технологии термической, химико-термической и термомеханической обработки

Электронное учебное пособие предназначено для студентов инженерно-технологического факультета по направлению подготовки бакалавров 150400.62 «Металлургия», профиль «Обработка металлов давлением», по дисциплине «Материаловедение» в 5 семестре.

Учебное пособие разработано на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения.

© Самарский государственный
аэрокосмический университет, 2011

Содержание

Введение	3
1. Диаграмма состояния железоуглеродистых сплавов	3
1.1 Компоненты в диаграмме железо- углерод	3
1.2 Структурные составляющие системы железо-углерод	5
1.3 Диаграмма состояния железо – цементит	7
1.4 Кристаллизация и формирование структуры сплавов	9
1.5 Принципы классификации и маркировки сталей	12
1.6 Влияние постоянных примесей на структуру с свойства стали	13
1.7 Влияние углерода на свойства стали	14
1.8 Применение сталей	16
1.9 Структура, свойства и применение чугунов	18
2. Основы теории термической обработки	21
2.1 Виды термической обработки металлов	21
2.2 Отжиг	23
2.3 Закалка	24
2.4 Отпуск	25
2.5 Старение	25
2.6 Химико-термическая обработка	26
2.7 Термомеханическая обработка	27
3. Термическая обработка стали	28
3.1 Основные фазовые превращения при термообработке стали	28
3.2 Превращения в стали при нагреве. Образование аустенита	29
3.3 Превращение аустенита в перлит	31
3.4 Превращение аустенита в мартенсит	33
3.5 Превращения мартенсита в перлит при отпуске	35
4. Основы технологии термической обработки стали	36
4.1 Отжиг стали	36
4.2 Закалка стали	40
4.3 Отпуск стали	42
4.4 Отпускная хрупкость	43
4.5. Способы закалки стали	44
4.6 Поверхностная закалка	46
4.7. Прокаливаемость и закаливаемость стали	47
5. Термомеханическая обработка стали	50
6. Химико-термическая обработка стали	51
6.1. Общая характеристика химико-термической обработки стали	51
6.2. Цементация	52
6.3. Азотирование	56
6.4. Нитроцементации	58
6.5. Цианирование	59
6.6 Сульфозотирование	59
6.7 Борирование	59
6.8 Силицирование	60
6.9 Диффузионное насыщение металлами	60
Список рекомендуемой литературы	63

Введение

Материаловедение — наука о связях между составом, строением и свойствами материалов и закономерностях их изменений при внешних физико-химических воздействиях.

Все материалы по химической основе делятся на две основные группы — *металлические и неметаллические*. К металлическим материалам относятся металлы и их сплавы. Металлы составляют более 2/3 всех известных химических элементов.

В свою очередь, металлические материалы делятся на черные и цветные. К *черным* относятся железо и сплавы на его основе — стали и чугуны. Все остальные металлы относятся к *цветным*. Чистые металлы обладают низкими механическими свойствами по сравнению со сплавами, и поэтому их применение ограничивается теми случаями, когда необходимо использовать их специальные свойства (например, магнитные или электрические).

Практическое значение различных металлов не одинаково. Наибольшее применение в технике приобрели черные металлы. На основе железа изготавливают более 90% всей металлопродукции. Однако цветные металлы обладают целым рядом ценных физико-химических свойств, которые делают их незаменимыми. Из цветных металлов наибольшее промышленное значение имеют алюминий, медь, магний, титан и др.

Кроме металлических, в промышленности значительное место занимают различные неметаллические материалы — пластмассы, керамика, резина и др. Их производство и применение развивается в настоящее время опережающими темпами по сравнению с металлическими материалами. Но использование их в промышленности невелико (до 10%) и предсказание тридцатилетней давности о том, что неметаллические материалы к концу века существенно потеснят металлические, не оправдалось.

1. Диаграмма состояния железоуглеродистых сплавов

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

Диаграмма состояния железо — углерод дает основное представление о строении железоуглеродистых сплавов — сталей и чугунов.

Начало изучению диаграммы железо — углерод положил Чернов Д.К. в 1868 году. Чернов впервые указал на существование в стали критических точек и на зависимость их положения от содержания углерода.

1.1 Компоненты в диаграмме железо- углерод

Компонентами в сплавах железа с углеродом являются металл железо и неметалл углерод.

В промышленности чистое железо практически не используется, а наиболее широко применяются его сплавы. Основными из них являются сплавы железа с углеродом называемые сталями и чугунами.

Диаграмма состояний сплавов в системе железо - углерод дает первостепенные представления и понятия о строении и свойствах их составляющих.

Диаграмму системы железо-углерод можно проанализировать только до образования в ней карбида железа - Fe_3C — концентрация углерода 6,67 %. Это связано с тем, что наибольшее практическое значение имеет только часть диаграммы состояния

железо-углерод, в которой показано формирование цементита, так как сплавы, содержащие большее количество углерода, очень хрупкие и практически не применяются в промышленности. Поэтому диаграмму состояния системы железо-углерод изображают только до концентрации углерода 6,67 % масс и называют диаграммой состояний железо-цементит

Железо – химический элемент IV периода VIII группы периодической системы элементов Д. И. Менделеева. Химический знак Fe, атомный номер 26, радиус 0,127 нм, масса 55,85, металл.

Железо является одним из наиболее распространенных элементов в природе, уступая лишь кислороду, кремнию и алюминию. Общее его содержание в земной коре составляет 5,1 %. В свободном виде оно находится в падающих на землю метеоритах. Распространены в природе различные соединения железа. Оно входит в состав большинства горных пород и минералов, из которых состоят месторождения железных руд.

Чистое Железо (Fe) имеет температуру плавления 1539°C, плотность – 7,68 - 7,85 г/см³. Металл обладает невысокой твердостью и прочностью $HV \approx 80$, $\sigma_B \approx 250$ МПа; $\sigma_{0,2} = 120$ МПа и хорошей пластичностью; $\delta = 50$ %; $\psi = 80$ %. В твердом состоянии испытывает два полиморфных превращения. Важнейшее из них – превращение при 911 °С. Ниже этой температуры железо имеет объемно-центрированную кубическую решетку (ОЦК) с параметром $a = 0,286$ нм (рис.1, а). Это α -железо (Fe_α). Выше 911°C существует γ -железо (Fe_γ) с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК) и параметром $a = 0,364$ нм (рис.1, б).

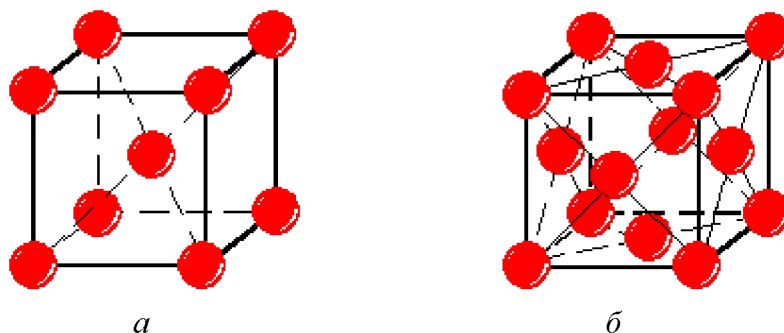


Рис. 1. Кристаллическая решетка α -железа (а) и γ -железа (б)

α -железо ферромагнитно, При 768°C у него исчезают ферромагнитные свойства и железо становится парамагнитным, но кристаллическая структура его существенно не меняется. Критическую точку, соответствующую магнитному превращению, т. е. переходу из ферромагнитного состояния в парамагнитное называют точкой Кюри.

Высокотемпературная модификация Fe_γ парамагнитна, что позволяет легко обнаруживать тот и другой вид решетки магнитными методами.

В точке 1392°C совершается новое полиморфное превращение, при котором образуется δ -Fe с объемноцентрированной кубической решеткой. Это строение железо сохраняет до температуры плавления. Данная модификация - парамагнитна.

Высокотемпературное превращение γ -железа в δ -железо с ОЦК решеткой меньше влияет на структуру и свойства сплавов.

Углерод – химический элемент II периода IV группы периодической системы, химический знак - C, атомный номер 6, радиус 0,077 нм или 0,77 Å; масса 12,011; неметалл. Массовая доля углерода в земной коре составляет 0,1 %. Он встречается в природе в свободном состоянии в двух аллотропических Модификациях - алмаза и графита. Алмаз – прозрачное кристаллическое вещество с атомной кубической решеткой. Графит имеет темно-серую окраску с металлическим блеском. Он является жирным на ощупь. По своему строению это слоистое кристаллическое вещество с гексагональной структурой.

Углерод не плавится при нагреве, а возгоняется (переходит в газовую фазу) при температуре 3800°C. Он мягкий, непрочный, хорошо проводит электричество.

Углерод может растворяться в жидком железе и в решетках обеих полиморфных модификаций, а также образует с железом химическое соединение. Поэтому в сплавах могут присутствовать следующие фазы: жидкий раствор (Ж), феррит (Ф), аустенит (А), цементит (Ц), графит (Г).

1.2 Структурные составляющие системы железо-углерод

Твердые растворы внедрения углерода и других примесей в α -железе называют ферритом, а в γ -железе – аустенитом.

Феррит получил свое название от латинского наименования железа – «Ferrum». Различают низкотемпературный α -феррит с растворимостью углерода до 0,02 % и высокотемпературный δ -феррит с предельной растворимостью углерода 0,1 %. Атом углерода в решетке феррита располагается в центре объема куба. Под микроскопом феррит выявляется в виде однородных полиэдрических зерен. Твердость и механические свойства феррита близки к таковым технически чистого железа ($\sigma_B = 250$ МПа, $\sigma_{0,2} = 120$ МПа, $\delta = 50$ %, $\psi = 80$ %, НВ 80 – 90 кгс/мм² или 800 – 900 МПа), они зависят от количества элементов, присутствующих в нем (многие химические элементы образуют с ферритом твердые растворы замещения). Микроструктура феррита представлена на рис.2

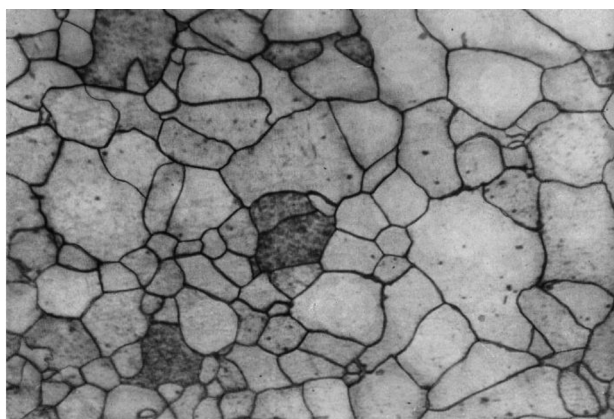


Рис.2 Микроструктура феррита

Аустенит был назван так в честь английского ученого Роберта Аустена, который занимался исследованиями структуры составляющих системы железо - углерод и разработкой вариантов ее диаграммы состояния. Атом углерода в решетке γ -железа располагается в центре элементарной ячейки (рис. 3,б).

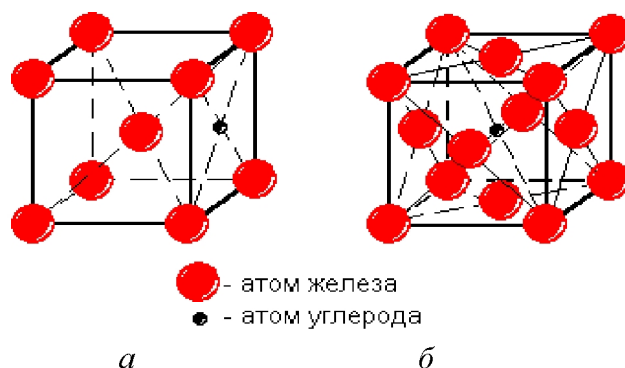


Рис.3. Кристаллическая решетка феррита (а) и аустенита (б)

Аустенит – парамагнитен, высокопластичен ($HV = 170 - 220 \text{ кгс/мм}^2$ или $1700 - 2200 \text{ МПа}$), имеет низкие механические характеристики, такие как пределы текучести и прочности. Микроструктура аустенита - полиэдрические зерна (рис.4).

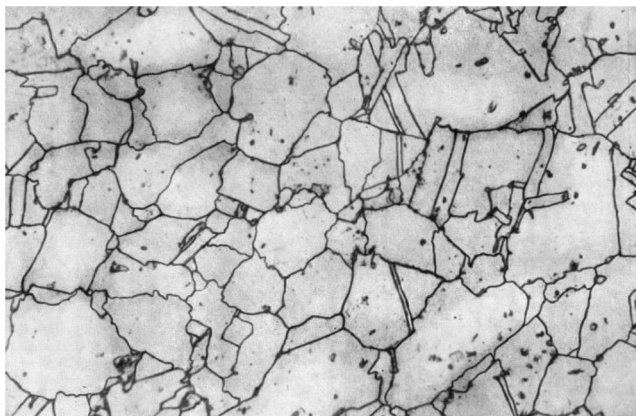


Рис.4 Микроструктура аустенита

Железо и углерод, взаимодействуя друг с другом, могут образовывать ряд металлических карбидов с различными химическими формулами: Fe_3C , Fe_2C , FeC и другие. Наиболее распространенным и широко применяемым из них является карбид железа среднего состава Fe_3C – цементит. Стехиометрическое соотношение элементов в нем соответственно равно 3 : 1. Содержание углерода составляет 6,67 % масс.

Кристаллическая решетка карбида железа очень сложная. Она представляет собой орторомбическую структуру с плотной упаковкой атомов (в элементарной ячейке расположено 12 атомов железа и 4 углерода). Характер связи между атомами железа чисто металлический, а между железом и углеродом ионно-металлический с преобладанием металличности. Такое строение приводит к тому, что он проявляет металлические признаки: блеск, высокая электропроводность, уменьшающаяся с повышением температуры, легкость образования твердых растворов с металлами.

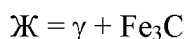
Данное соединение обладает высокой твердостью, сравнимой только с алмазом, он легко царапает стекло (HV более 800 кгс/мм^2), но чрезвычайно низкой практически нулевой пластичностью (большой хрупкостью), значительной жаропрочностью и обычно более высокой температурой плавления, чем исходный металл.

Кроме перечисленных фаз, в структуре сплавов железа с углеродом присутствуют две структурные составляющие: эвтектика и эвтектоид.

В системе железо – углерод эвтектика содержит 4,3 % С и кристаллизуется при температуре 1147°C . Она представляет собой смесь кристаллов аустенита и цементита и называется *ледебурит* (в честь австрийского ученого-металлурга Ледебура).



Ледебурит - образуется в процессе эвтектического превращения по реакции

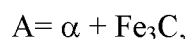


По своей структуре он представляет собой чередующиеся пластинки аустенита и цементита. При температурах ниже 727°C аустенит в этой смеси изотермически превращается в перлит. Ледебурит такого состава называется низкотемпературным. Микроструктура ледебурита представлена на рис.5.



Рис.5 Микроструктура ледобурита

Перлит – смесь пластин феррита и цементита образующаяся при 727°C. по реакции



Он имеет перламутровый цвет (отсюда и название), концентрация углерода в нем -0,8 % масс. Структура его также как и ледобурита состоит из следующих друг за другом пластинок феррита и цементита.

Перлит имеет наиболее удачное сочетание механических свойств из всех равновесных структур в сплавах железа с углеродом. В нем мягкие, вязкие пластины феррита чередуются с прочными, твердыми, жесткими пластинами цементита: $P = F + Ц$ (рис. 6). Такая структура хорошо сопротивляется самым разным механическим нагрузкам, обладает высокой прочностью и достаточной вязкостью. Твердость перлита составляет 180-220 *HB*, в зависимости от размера зерна.

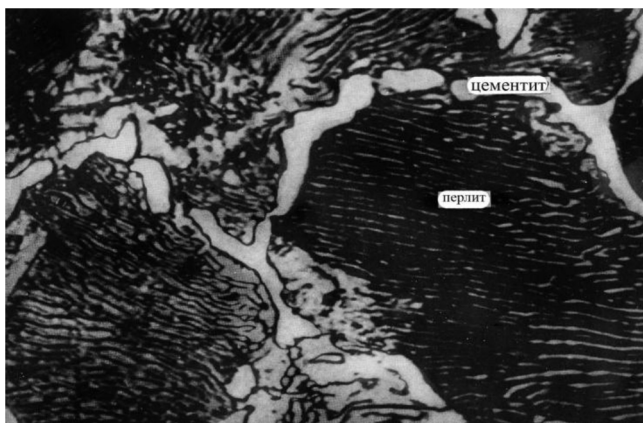


Рис.6 Микроструктура перлита и цементита вторичного.

1.3 Диаграмма состояния железо – цементит

Диаграмму системы железо-углерод можно проанализировать только до образования в ней карбида железа - Fe_3C – концентрация углерода 6,67 %. Это связано с тем, что наибольшее практическое значение имеет только часть диаграммы состояния железо-углерод, в которой показано формирование цементита, так как сплавы, содержащие большее количество углерода, очень хрупкие и практически не применяются в промышленности. Поэтому диаграмму состояния системы железо-углерод изображают только до концентрации углерода 6,67 % масс и называют диаграммой состояний железо-цементит (рис.7).

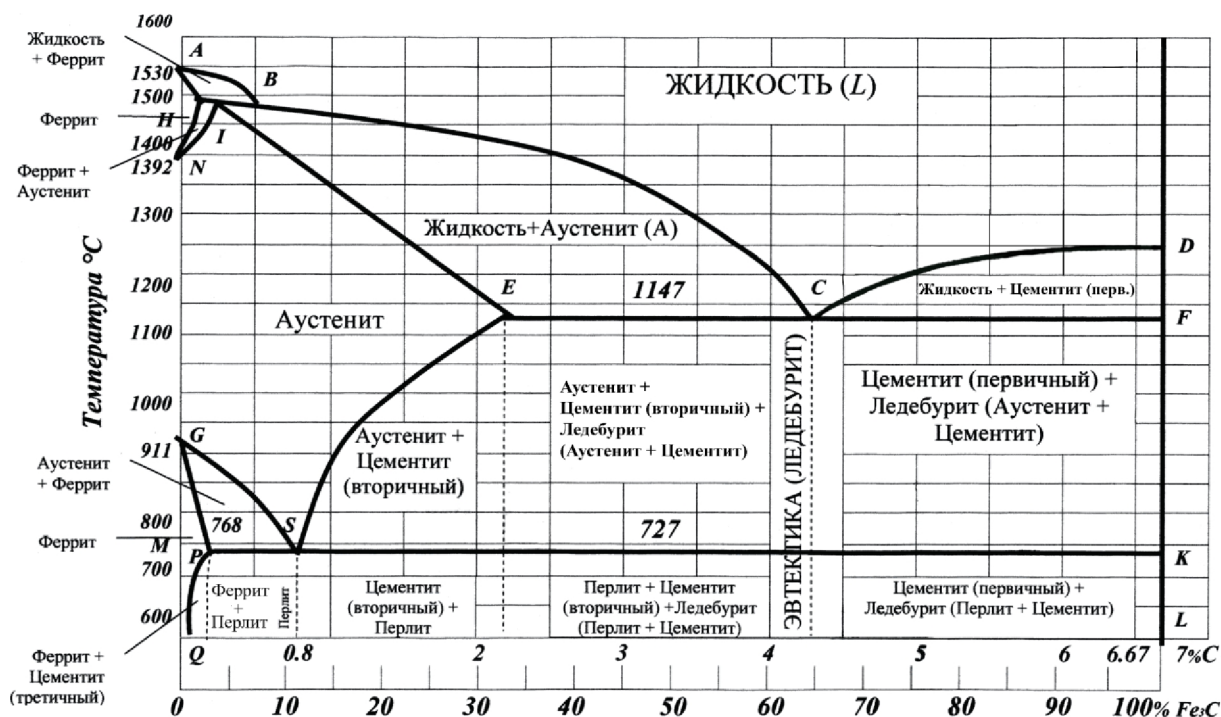
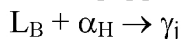


Рис. 7. Диаграмма железо-углерод

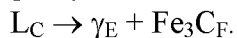
Кривая $ABCD$ - линия ликвидус, которая на участке AB соответствует температурам начала выпадения кристаллов феррита (α), а на участке BC соответствует температурам начала выпадения кристаллов аустенита (γ) из жидкого сплава (L). В области CD - она представляет геометрическое место точек, отвечающих температурам начала кристаллизации первичного цементита (Fe_3C_I) из жидкой фазы (L).

Линия $AHJECFD$ - солидус, криволинейный участок $AHJE$ которой, определяет окончание затвердевания жидкой фазы.

На горизонтальной линии HJB происходит невариантная реакция с участием трех фаз образования аустенита из жидкости и феррита.



Горизонтальный участок ECF является геометрическим местом точек, соответствующих также концу кристаллизации аустенита (EC) и первичного цементита - Fe_3C_I (CF), и одновременно отвечает температурам изотермического превращения жидкого сплава состава точки C в двухфазную эвтектику - ледебурит.



Данная реакция наблюдается только у сплавов с содержанием углерода более 2,14 % масс.

На горизонтальной линии PSK происходит невариантная реакция с участием трех фаз образования перлита из аустенита.



Линии NH и NJ отражают начало и конец полиморфного превращения аустенита и δ -феррита, а линии GS и GP соответственно начало и конец полиморфного превращения аустенита и α -феррита.

Кривые DC , ES и PQ показывают на ограничение максимальной растворимости углерода в фазовых составляющих железоуглеродистых сплавов. Эти линии определяют максимальную растворимость углерода в той фазе, которая расположена на диаграмме левее данной кривой. Это значит, что DC характеризует предельную концентрацию углерода в жидкости; ES в аустените γ ; PQ в феррите α . При понижении температуры системы меньше точек растворимости углерода из фазы, находящейся

слева от соответствующей им кривой, выделяется избыток углерода, образуя цементит первичный, вторичный и третичный соответственно.

Диаграмму состояния Fe - Fe₃C по оси абсцисс – концентрация углерода – делят на следующие участки:

- 0 - 0,02 % (точка *P*)- технически чистое железо;
- 0,02 - 0,80 % (отрезок *PS*) - доэвтектоидные стали;
- 0,80 % (точка *S*) - эвтектоидная сталь;
- 0,80 - 2,14 % - заэвтектоидные стали;
- 2,14 - 4,31 % (отрезок *EC*) - доэвтектические чугуны;
- 4,31 % (точка *C*) - эвтектический чугун;
- 4,31 - 6,67 % (отрезок *CF*) - заэвтектические чугуны.

Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода до 2,14 %, называют сталями. Они после затвердевания не содержат хрупкой структурной составляющей - ледебурита и при высоком нагреве имеют только аустенитную структуру, обладающую высокой пластичностью. Поэтому они легко деформируются при нормальных и повышенных температурах, т. е. являются ковкими сплавами.

1.4 Кристаллизация и формирование структуры сплавов

Кристаллизация стали

Первичная кристаллизация стали в зависимости от содержания углерода происходит по-разному. При содержании углерода от 0 до 0,5% из жидкости начинает выделяться феррит, а при содержании углерода от 0,5% до 2,14% из жидкости первоначально выделяется аустенит. Диаграмма состояния и кривые охлаждения типовых сплавов представлены на рис.8.

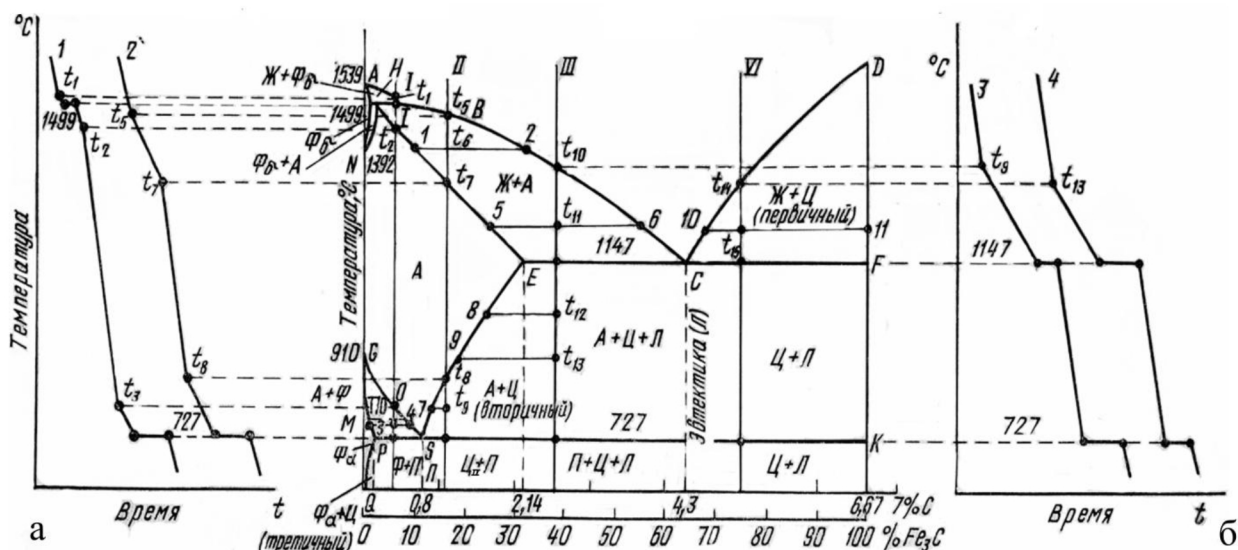


Рис.8 Кривые охлаждения при кристаллизации:
а)- кристаллизация сталей; б)- кристаллизация чугунов.

Рассмотрим кристаллизацию сплава 1, относящегося к доэвтектоидной стали, с содержанием углерода менее 0,5% (Рис.8,а).

Кристаллизация этого сплава начинается в точке t_1 выделением из жидкости кристаллов феррита. При температуре 1499°C в сплаве происходит перитектическая реакция, при которой выделившийся ранее феррит взаимодействует с жидкостью, в результате образуется новая фаза – аустенит. В соответствии с правилом фаз эта реакция идет при постоянной температуре и поэтому на кривой охлаждения появляется температурная остановка. После исчезновения феррита происходит дальнейшая

кристаллизация жидкости в аустенит. В t_2 кристаллизация заканчивается и до t_3 происходит охлаждение аустенита. Окончательное формирование структуры стали происходит в результате превращений аустенита при дальнейшем охлаждении. Основой этого превращения является полиморфизм, связанный с перегруппировкой атомов из ГЦК решетки аустенита в ОЦК решетку феррита, а также изменение растворимости углерода по линии ES в аустените и PQ в феррите. В данном сплаве в интервале температур $t_3-727^\circ\text{C}$ идет полиморфное превращение $A \rightarrow \Phi$. На стыках и границах зерен аустенита возникают зародыши феррита, которые растут и развиваются за счет атомов аустенитной фазы. Состав аустенита меняется по линии GS , а феррита – по линии GP . При 727°C концентрация углерода в аустените равна 0,8 % (точка S) и в феррите – 0,025 % (точка P). Ниже этой температуры происходит эвтектоидное превращение. В равновесии находятся три фазы: феррит состава точки P , аустенит состава точки S , цементит. Так как число степеней свободы равно нулю, т.е. имеется инвариантное равновесие, то процесс протекает при постоянном составе фаз. На кривых охлаждения или нагрева наблюдается температурная остановка. Таким образом, структура доэвтектоидной стали характеризуется избыточными кристаллами феррита и эвтектоидной смесью феррита с цементитом, называемой перлитом. Количественные соотношения феррита и перлита зависят от состава сплава. Чем больше углерода в доэвтектоидной стали, тем больше в структуре ее перлита и, наоборот, чем меньше углерода, тем больше феррита и меньше перлита. При дальнейшем охлаждении в результате изменения растворимости углерода в феррите (соответственно линии PQ) выделяется третичный цементит. Однако в структуре обнаружить его при наличии перлита невозможно.

Сплавы с содержанием углерода менее 0,025 % (левее $t. P$) не испытывают эвтектоидного превращения.

Сплав 2 относится по составу к заэвтектоидной стали. Кристаллизация этого сплава начинается в точке t_5 выделением из жидкости кристаллов аустенита. В t_7 кристаллизация заканчивается и до температуры t_8 (линия ES) аустенит охлаждается без изменения состава. Несколько ниже этой температуры аустенит достигает предельного насыщения углеродом согласно линии растворимости углерода в аустените ES . В интервале температур $t_{10} - 727^\circ\text{C}$ из пересыщенного аустенита выделяется высокоуглеродистая фаза – цементит, который называется вторичным. Состав аустенита меняется по линии ES и при температуре 727°C достигает точки S (0,8 %C). Ниже 727°C происходит эвтектоидное превращение: аустенит состава точки S (0,8 %C) распадается на смесь феррита состава точки P (0,025 %C) и цементита. Таким образом, структура заэвтектоидной стали характеризуется зернами перлита и вторичного цементита. При медленном охлаждении цементит, как правило, располагается в виде тонкой оболочки. В разрезе это выглядит как сетка цементита. Более благоприятной формой цементита является зернистая, она не приводит к значительному снижению пластических свойств стали. В реальной стали с 1,2%С (У12) количество вторичного цементита составляет всего около 6 %.

Кристаллизация чугунов.

Все превращения в белых чугунах, начиная от затвердевания и до комнатных температур, полностью проходят по метастабильной диаграмме Fe-Fe₃C. Наличие цементита придает излому светлый блестящий цвет, что привело к термину “белый чугун”. Независимо от состава сплава обязательной структурной составляющей белого чугуна является цементитная эвтектика (ледебурит). На рис. изображена структурная диаграмма равновесия железо-цементит и кривые охлаждения типичных сплавов.

Железоуглеродистые сплавы состава 2,14 – 4,3%С называются доэвтектическими белыми чугунами. Рассмотрим процесс кристаллизации и вторичных превращений на примере сплава 3 (рис.8,б). От температуры несколько ниже линии ликвидус AC до 1147°C , из жидкости выделяются кристаллы аустенита. Аустенит кристаллизуется в форме дендритов, которые, как правило, обладают химической

неоднородностью, называемой дендритной ликвацией. Состав жидкой фазы меняется по линии ликвидус, стремясь к эвтектическому, а твердой фазы по линии солидус, стремясь к составу точки *E*. При температуре 1147 °С концентрация жидкой фазы достигает точки *C* (4,3 %С), а аустенита – точки *E* (2,14 %С). Из жидкости эвтектического состава образуется смесь аустенита и цементита – ледебурит 1147 °С. Таким образом, ниже эвтектической линии *ECF* структура характеризуется избыточными кристаллами аустенита и эвтектикой (ледебуритом). При охлаждении от 1147 до 727°С состав аустенита непрерывно меняется по линии *ES*, при этом выделяется цементит вторичный. Он выделяется как из избыточного аустенита, так и из аустенита эвтектики. Однако, если вторичный цементит, выделяющийся из аустенита эвтектики, присоединяется к эвтектическому цементиту, то из избыточного аустенита он выделяется в виде оболочек вокруг дендритов аустенита и представляет собой самостоятельную структурную составляющую. Ниже 727°С весь аустенит: и избыточный, и тот, который входит в состав эвтектики – претерпевает эвтектоидное превращение, при котором образуется перлит. Таким образом, ниже 727 °С структура доэвтектического белого чугуна характеризуется следующими структурными составляющими: избыточным перлитом (бывшим аустенитом), ледебуритом превращенным, состоящим из перлита и цементита и цементитом вторичным

Железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода от 4,3 до 6,67% (сплав 4, рис.8,б) называются заэвтектическими белыми чугунами. Кристаллизация начинается при температуре t_{13} несколько ниже линии *CD* выпадением цементита, который называется цементитом первичным. Состав жидкой фазы меняется по линии *CD*, состав твердой остается без изменения. При температуре 1147°С заканчивается кристаллизация избыточных кристаллов. Жидкость состава точки *C* (4,3 %С) согласно эвтектической реакции образует ледебурит. При дальнейшем охлаждении изменение состава аустенита по линии *ES* приводит к выделению цементита вторичного, который присоединяется к эвтектическому. Температура 727°С является температурой эвтектоидного равновесия аустенита, феррита и цементита. Ниже этой температуры аустенит превращается в перлит. Таким образом, ниже 727°С структура заэвтектического белого чугуна характеризуется избыточными кристаллами цементита первичного (белые пластины) и превращенным ледебуритом, состоящим из темных полосок или зернышек перлита и светлой основы – цементита.

Микроструктуры белых чугунов представлены на рис.9.



Рис. 9. Микроструктуры белых чугунов: а – доэвтектический белый чугун; б – эвтектический белый чугун; в – заэвтектический белый чугун .

Сталь – основной металлический конструкционный материал, широко применяемый для инженерных сооружений, изготовления оборудования, машин, приборов и инструментов. Ее обширное использование обусловлено удачным сочетанием ценного комплекса механических, физико-химических и технологических свойств. Кроме того, она сравнительно недорогая и может производиться в любом количестве.

Механические свойства углеродистой стали зависят от содержания в ней углерода. С увеличением количества углерода повышается концентрация цементита и

уменьшается количество феррита. Это вызывает увеличение прочности, твердости и снижение пластичности сплава.

Чугун до самой температуры плавления остается двухфазным, и одна из этих фаз – твердый хрупкий цементит, который не позволяет деформировать материал. Но чугуны кристаллизуются в относительно узком интервале температур, заканчивается кристаллизация образованием эвтектики при постоянной температуре. Такие сплавы имеют хорошие литейные свойства (высокую жидкотекучесть, малую усадку) и не образуют литейных дефектов. Поэтому чугуны – сплавы литейные.

Надо еще отметить, что фазовые превращения в твердом состоянии позволяют упрочнять сталь термической обработкой. Для чугуна термообработка неэффективна, так как эвтектика – ледебурит – остается неизменной до температуры плавления.

1.5 Принципы классификации и маркировки сталей

Стали классифицируют по химическому составу, способу выплавки или степени раскисления, по структуре в отожженном или нормализованном состоянии, по качеству и по назначению.

По химическому составу стали делятся на углеродистые и легированные. Углеродистые сплавы не содержат специально введенных легирующих элементов. Их количество должно определяться пределами, регламентируемыми для примесей соответствующими нормативами и ГОСТами.

Углеродистые стали можно подразделить на низкоуглеродистые (до 0,3 % С), среднеуглеродистые (от 0,3 до 0,6 % С) и высокоуглеродистые (свыше 0,6 % С).

По структуре стали классифицируют на доэвтектоидные, эвтектоидные и заэвтектоидные, о чем уже говорилось при рассмотрении диаграммы железо – углерод.

По назначению можно выделить много различных групп. Основные группы – это строительные стали, конструкционные стали, инструментальные стали. В свою очередь, конструкционные стали делятся на цементуемые стали, улучшаемые стали, рессорно-пружинные стали и т. д.

Углеродистые сплавы производят главным образом мартеновским и кислородно-конверторным способами. Наиболее качественную сталь выплавляют в электрических дуговых печах. По степени раскисления стали подразделяются на спокойные, полуспокойные и кипящие.

Раскислением называют последний этап выплавки стали, когда в расплав добавляют более активные, чем железо, металлы с целью отнять у железа кислород, восстановить его из оксида FeO. Марганец и кремний вводятся в жидкую сталь в виде ферросплавов – ферромарганца и ферросилиция, алюминий – в виде металла технической чистоты. Недостаточно раскисленная сталь в изложнице «кипит»: из нее выделяются пузырьки CO, так как идет процесс восстановления железа углеродом, поэтому ее называют кипящей.

Спокойная сталь – это хорошо раскисленная сталь. При выплавке в конце процесса осуществляется последовательно раскисление ее марганцем, кремнием и алюминием.

Полуспокойная сталь раскисляется только марганцем и алюминием. Поэтому из нее в меньшей степени удален кислород.

Кипящая сталь – это плохо раскисленная сталь. Раскисление в этом случае осуществляется только марганцем. В стали к моменту разливки остается кислород, образующий с углеродом газообразный оксид CO. Пузырьки CO поднимаются в жидкой стали к поверхности, создавая видимость «кипения» расплава в изложнице. Они сохраняются в слитке стали при кристаллизации, ухудшая механические свойства. Легированные стали бывают только спокойными, а углеродистые всех трех типов. Все эти виды сплавов при равном содержании углерода имеют практически одинаковую прочность. Главное их отличие заключается в пластичности, которая обусловлена содержанием кремния. Количество его в спокойной стали составляет 0,15 - 0,35 %, в полуспокойной - 0,05 - 0,15 % и в кипящей - менее 0,05 %.

В результате снижения концентрации кремния в феррите кипящих сплавов они становятся мягкими. Из-за большого содержания газов, особенно азота, они склонны к деформационному старению. Кроме того, большое содержание кислорода повышает их порог хладноломкости. Кипящие стали становятся хрупкими уже при -10°C , тогда как спокойные могут работать до -40°C .

Классификация сталей по качеству лежит в основе маркировки углеродистых сталей. Качество стали – это металлургическое понятие. Оно определяется содержанием вредных примесей: серы, фосфора и газов. Чем этих примесей меньше, тем качество стали выше. Дальнейшая обработка, механическая или термическая, не способна изменить качество стали, сложившееся в процессе выплавки. Выделяют четыре группы сталей:

Стали обыкновенного качества	Качественные стали	Высококачественные стали	Особо высококачественные стали
ГОСТ 380-94	ГОСТ 1050-88		
$\leq 0,05\% \text{ S}$	$\leq 0,04\% \text{ S}$	$\leq 0,025\% \text{ S и P}$	$\leq 0,015\% \text{ S и P}$
$\leq 0,04\% \text{ P}$	$\leq 0,035\% \text{ P}$		

Сплавы железа с углеродом с содержанием углерода до 2,14% называют сталями. Помимо углерода в углеродистые стали при выплавке попадают посторонние примеси: обусловленные технологическими процессами (Mn, Si), невозможностью их удаления при плавке (P, S), случайными обстоятельствами (Ni, Cu). Если перечисленные элементы входят в больших количествах, чем предусмотренные ГОСТ на углеродистые стали, эти стали считают легирующими.

1.6 Влияние постоянных примесей на структуру и свойства стали.

К постоянным примесям относятся Mn, Si, S, P и газы O, N, H. Верхний предел присутствия S, P ограничивается 0,05%, Mn, Si – 0,08%.

Марганец вводят в сталь для раскисления, т.е. для устранения вредного влияния окиси железа $\text{FeO} + \text{Mn} \rightarrow \text{MnO} + \text{Fe}$. При введении марганца происходит восстановление железа из окиси, тем самым несколько увеличиваются характеристики пластичности стали.

Кремний вводится для раскисления $2\text{FeO} + \text{Si} \rightarrow 2\text{Fe} + \text{SiO}_2$.

Фосфор – вредная примесь, попадает в сталь вместе с рудой. Присутствие фосфора повышает порог хладноломкости стали, т.е. повышает температуру перехода стали в хрупкое состояние. Его удаляют в процессе выплавки стали путем изменения состава шлаков и флюсов.

Сера – как и фосфор, попадает с рудой. Взаимодействуя с железом образует сульфид (FeS), входящий в состав эвтектики плавящейся при $T=988^{\circ}\text{C}$. наличие легкоплавкой эвтектики приводит к охрупчиванию стали при температурах красного каления ($\approx 800^{\circ}\text{C}$). Это явление называют красноломкостью. Введение в сталь марганца устраняет красноломкость в виду того, что марганец обладает большим сродством к сере, чем железо: $\text{FeS} + \text{Mn} \rightarrow \text{MnS} + \text{Fe}$. В результате образуется сульфид марганца, который входит в состав эвтектики, плавящейся при $T=1620^{\circ}\text{C}$.

Газы. Основные газы, которые попадают в сталь – O, N, H. O и N образуют оксиды и нитриты, которые охрупчивают сталь. Особенно вредно присутствие в стали водорода, который приводит к внутренним надрывам в металле с образованием, т.н. флокенов. Устранение газов возможно при выплавке стали в электропечах или вакууме.

1.7 Влияние углерода на свойства стали

Углерод – не случайная примесь, а важнейший компонент углеродистой стали, от количества которого зависят ее свойства.

Машиностроительные заводы получают сталь с металлургических предприятий в отожженном или горячекатаном состоянии. Структура конструкционных сталей (доэвтектоидных) состоит из феррита и перлита, инструментальных – из перлита и цементита.

С увеличением содержания углерода в структуре стали увеличивается количество цементита – очень твердой и хрупкой фазы. Твердость цементита превышает твердость феррита примерно в 10 раз ($800HB$ и $80HB$ соответственно). Поэтому прочность и твердость стали растут с повышением содержания углерода, а пластичность и вязкость, наоборот, снижаются (рис. 10).

При повышении содержания углерода до 0,8% увеличивается доля перлита в структуре (от 0 до 100%), поэтому растут и твердость, и прочность. Но при дальнейшем росте содержания углерода появляется вторичный цементит по границам перлитных зерен. Твердость при этом почти не увеличивается, а прочность снижается из-за повышенной хрупкости цементитной сетки.

Кроме того, увеличение содержания углерода приводит к повышению порога хладноломкости: каждая десятая доля процента повышает t_{50} примерно на 20° . Это значит, что уже сталь с 0,4%С переходит в хрупкое состояние примерно при $0^\circ C$, т. е. менее надежна в эксплуатации.

Влияет содержание углерода и на все технологические свойства стали: чем больше в стали углерода, тем она труднее обрабатывается резанием, хуже деформируется (особенно в холодном состоянии) и хуже сваривается.

По категории качества различают углеродистые сплавы обыкновенного качества, качественные, высококачественные и особовысококачественные. Главными признаками повышения качества являются более жесткие требования по химическому составу и прежде всего по содержанию основных вредных примесей, таких как сера и фосфор.

Под качеством понимается совокупность свойств, определяемых металлургическим процессом производства. Однородность хим. состава, строения и свойств стали, а также ее технологичность во многом зависят от содержания таких газов, как кислород, азот и водород.

Обозначение марок - буквенно-цифровое.

Так углеродистые конструкционные стали обыкновенного качества (ГОСТ 380-88) маркируют буквенно-цифровым кодом и по гарантии свойств, при поставке подразделяют на три группы: А, Б и В. Буквы Ст означают сталь, цифры от 0 до 6 - условный номер марки, например Ст0, Ст2 и т. д.

Группа - А – сплавы, поставляемые с гарантией механических свойств, химический состав их не регламентируется, его только указывают в сертификатах металлургического завода-изготовителя. Они применяются для изготовления деталей механической обработкой.

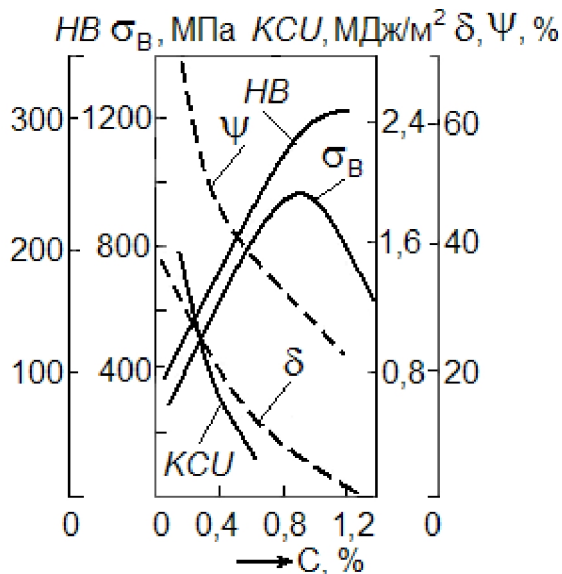


Рис. 10. Влияние углерода на механические свойства стали

Стали группы Б поставляют с гарантией по химическому составу, так как они в дальнейшем обычно подвергаются различной обработке с целью получения нужного заказчику комплекса механических свойств, а именно горячей обработке давлением и ТО.

Сплавы группы В поставляются с гарантией совместно по химическому составу и механическим свойствам - по нормам для сталей групп А и Б. Их употребляют в производстве сварных конструкций.

Степень раскисленности, обозначают буквами кп - кипящие, пс - полуспокойные и сп - спокойные. Кипящими являются стали марки Ст0 - Ст4, полуспокойными и спокойными могут выплавляться все марки от Ст1 до Ст6.

При маркировке указывают только группы Б и В, например Ст2кп или ВСт3пс, что означает сталь 2, группы А, кипящая или сталь 3, группы В, полуспокойная и т. п.

В качественных сплавах максимальное содержание вредных примесей составляет не более чем 0,04 % серы и фосфора. Они менее загрязнены неметаллическими включениями и имеют меньшее количество растворенных газов. Их поставляют по химическому составу и механическим свойствам.

Марки углеродистых качественных конструкционных сталей (ГОСТ 1050-74 и ГОСТ 4543-71) обозначают цифрами, указывающими среднее содержание углерода в сотых долях процента, степень раскисленности - буквами, например сталь 10кп (это 0,10 % С, кипящая); 20пс (0,20 % С, полуспокойная). Для спокойных сталей индекс не ставится.

Углеродистые качественные инструментальные сплавы (ГОСТ 1435-74) маркируются буквой - У, которая означает что сталь углеродистая, и следующим за ней числом, показывающим среднее содержание углерода в десятых долях процента - 0,7 - 1,5 %, например У7, У7А, У13, У13А. Высококачественные сплавы характеризуются минимально возможным количеством серы и фосфора в них менее 0,035 %. Для обозначения высокого качества стали в конце марки ставят букву - А, например У7А, У13А, У10А.

По структуре в отожженном (равновесном) состоянии различают следующие группы сталей:

1) *техническое железо* с содержанием углерода менее 0,02%. Структура сплава однофазная – феррит ;

2) *дозвтектоидные стали* с содержанием углерода от 0,02 до 0,8%. Структура сплавов состоит из феррита и перлита, причем с увеличением содержания углерода доля перлита в структуре возрастает (рис.11.а);

3) *эвтектоидная сталь* с содержанием углерода 0,8%. Структура стали – перлит: чередующиеся пластинки феррита и цементита (рис.11, б, в);

4) *заэвтектоидные стали* с содержанием углерода от 0,8 до 2,14%. Структура состоит из участков перлита, разделенных хрупкими цементитными оболочками (рис.11, г).

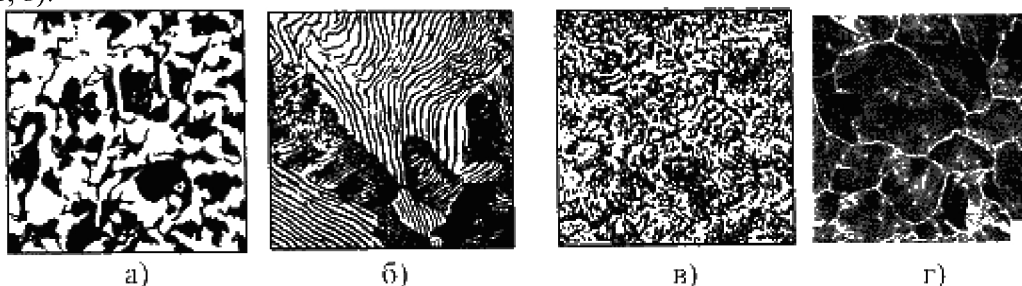


Рис. .11 Микроструктуры сталей:

а – доэвтектоидная сталь (феррит+перлит); б – эвтектоидная сталь (пластинчатый перлит); в – эвтектоидная сталь (зернистый перлит); г – заэвтектоидная сталь (перлит + вторичный цементит).

Легированные стали – это сплавы на основе железа, в состав которых специально введены химические элементы, обеспечивающие ему требуемую структуру и свойства. В свою очередь легированные стали в зависимости от числа легирующих добавок делят на одно- и многокомпонентные. Более применяемым является название с указанием легирующих элементов, например, стали хромистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые и др.

Обычно концентрация легирующих добавок больше, чем количество этих же элементов в виде примесей. По степени легирования, т. е. по содержанию специально введенных добавок сплавы условно подразделяют на: низко-, средне- и высоколегированные. Количество этих элементов, в общем, составляет 2,5 - 5,0%; до 10 % и более 10 % соответственно.

Понятие специальные стали более широкое, чем легированные сплавы, так как к первым, кроме легированных могут относиться и углеродистые, которым приданы специальные свойства посредством определенных способов производства и обработки

В легированных сплавах (ГОСТ 5632-72, ГОСТ 20072-74) содержатся специально вводимые в различных количествах легирующие элементы, обозначаемые буквами русского алфавита: хром - Х, никель - Н, молибден - М, вольфрам - В, кобальт - К, титан – Т, марганец - Г, медь - Д, ванадий - Ф, кремний - С, фосфор - П, алюминий –Ю, кобальт-К, бор – Р, ниобий - Б, цирконий - Ц, азот - А. Цифры после буквы указывают примерное содержание данной добавки в процентах округленное до целого числа. Если после буквы не стоит цифра, то это означает, что количество элемента меньше или около 1,0 %. Стоящая цифра 1, показывает, что концентрация добавки от 1,5 до 2,0%.

Марка стали обозначается сочетанием букв и цифр. Для конструкционных марок первые две цифры указывают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Количество легирующих элементов, если они превышают 1,0 %, ставят после соответствующей буквы в целых единицах. Например, сталь марки 18ХГТ содержит около 0,18 % углерода; 1,0 % хрома, 1,0 % марганца и около 0,1 % титана.

У стали, легированной азотом, букву А ставят в середине обозначения марки, например 15Х17АТ14, если же она поставлена в конце марки, это говорит о том, что сплав высококачественный – 30ХГСА. Буква - А, находящаяся в начале марки, указывает, что сталь автоматная, повышенной обрабатываемости, например, А35Г2.

Особовысококачественными являются только легированные железоуглеродистые сплавы. Они содержат не более 0,015 % серы и 0,025 % фосфора. К ним предъявляют высокие требования и по содержанию других примесей.

1.8 Применение сталей

Конструкционные углеродистые стали. На долю углеродистых сталей приходится 80% от общего объема производства стали. Эти стали дешевы и сочетают удовлетворительные механические свойства с хорошей обрабатываемостью резанием и давлением. Недостатки: - они менее технологичны при термической обработке. Из-за высокой критической скорости закалки углеродистые стали охлаждают в воде, что вызывает деформацию и коробление деталей. Кроме того, для получения одинаковой прочности с легированными сталями, их следует подвергать отпуску при более низкой температуре, поэтому они сохраняют более высокие закалочные напряжения, снижающие конструкционную прочность. Главный их недостаток: небольшая прокаливаемость (т.е. способность закаливаться на определенную глубину). Поэтому крупные детали изготавливают без термического упрочнения – в горячекатаном или нормализованном состоянии. По статической прочности они относятся к сталям нормальной прочности.

Углеродистые стали обыкновенного качества (общего назначения) всех трех групп (А, Б, В) предназначены для изготовления различных строительных

металлоконструкций (сварные фермы, рамы), а так же слабонагруженных деталей машин и приборов (валы, оси, зубчатые колеса). Это горячекатаная сталь, поступающая с металлургических заводов в виде проката (прутки, балки, листы, трубы, ленты и т.д.). Наиболее распространенная сталь Ст3сп имеет следующие характеристики: $\sigma_B = 380-490$ МПа $\sigma_{0,2} = 210-250$ МПа, $\delta = 25-22\%$.

Кипящие стали Ст1кп, Ст2кп, Ст3кп, содержащие повышенное количество кислорода, имеют порог хладноломкости на 30-40°C выше, чем стали спокойные (Ст1сп, Ст2сп, Ст3сп и др.):

Ст3кп – порог хладноломкости $t_{50} = -10^\circ\text{C}$

Ст3сп - ----- -50°C

Поэтому для ответственных сварных конструкций, а так же для суровых климатических условий применяются спокойные стали.

Углеродистые качественные стали. Эти стали выплавляют с соблюдением более строгих условий в отношении состава шихты и ведения плавки. Они поставляются в виде проката, поковок и других полуфабрикатов с гарантированным хим. составом и механическими свойствами.

Низкоуглеродистые стали подразделяют на 2 группы:

1) 05, 08, 10 – мало прочные, высокопластичные $\sigma_B = 280-330$ МПа $\delta = 33-45\%$

Они способны к глубокой вытяжке, поэтому их применяют для холодной штамповки различных изделий. Если углерода более 0,1% то возможны только незначительная вытяжка или гибка. Чаще всего для глубокой вытяжки используют сталь 08кп (детали кузова автомобилей, корпуса приборов и др.). Кипящие стали легче штампуются, т.к. в них почти нет кремния, который сильно упрочняет феррит и затрудняет его деформируемость.

2) Цементуемые стали 15, 20, 25 – предназначены для деталей небольшого размера (кулачки, толкатели, малонагруженные шестерни и др.), от которых требуется твердая износостойкая поверхность и вязкая сердцевина. Поверхность после цементации (насыщения поверхности углеродом) упрочняют закалкой в воде в сочетании с низким отпуском. Эти стали применяют так же горячекатаными и после нормализации. Они пластичны, хорошо штампуются и свариваются. Характеристики: $\sigma_B = 380-460$ МПа $\delta = 27-23\%$.

Среднеуглеродистые стали (улучшаемые) – 30, 35, 40, 45, 50, 55. Они более прочные, но менее пластичны. После улучшения (т.е. закалка + высокий отпуск на сорбит) достигается высокая прочность, вязкость и пластичность:

$\sigma_B = 500-600$ МПа $\sigma_{0,2} = 300-360$ МПа $\delta = 21-16\%$ (в нормализованном состоянии)

$\sigma_B = 600-700$ МПа $\sigma_{0,2} = 400-600$ МПа $\delta = 19-20\%$ (после улучшения).

Стали этой группы применяют для изготовления деталей небольшого размера (зубчатые колеса, маховики, оси)

Высокоуглеродистые – стали 60, 65, 70, 75, 80, 85 применяют в качестве рессорно пружинных. Термообработка: закалка + средний отпуск на троостит для получения высокой прочности и упругости $\sigma_B > 800$ МПа.

Автоматные стали – с улучшенной обрабатываемостью резанием с повышенным содержанием серы (0,08 – 0,3%) и фосфора (0,06%). **Марки: А12, А20, А30** и др. Цифра указывает на среднее содержание углерода в сотых долях процента. Изготавливают винты, болты, гайки и др.

Инструментальные стали.

Инструментальные стали предназначены для изготовления инструментов 4-х типов: режущих, измерительных, штампов холодного деформирования и штампов горячего деформирования.

Важнейшее условие работоспособности инструментов – высокая износостойкость, а так же высокая твердость (в 2-3 раза большей, чем у обрабатываемого материала), прочностью и теплостойкостью (т.е. способностью

сохранять высокую твердость при повышенных температурах, т.к. происходит нагрев режущей кромки). Для сталей теплостойкость определяется сопротивлением разупрочнению при отпуске (т.е. максимальная температура, до которой сохраняется мартенситная структура). Для штампов важна ударная вязкость.

Углеродистые стали – стали У7, У8, У9. Теплостойкость до 200°С. Твердость после закалки в воде HRC= 60-62. Обладают достаточной вязкостью, поэтому их применяют для инструментов, подвергающихся ударам: зубила, ножницы и ножи по металлу, столярные инструменты и др.

Из сталей У10, У11, У12, У13 изготавливают сверла, напильники, пилы, метчики, фрезы и др.

У12, У13 – для инструментов с максимальной износостойкостью – зубила для насечки напильников, гравёрный инструмент (HRC= 62-64).

1.9 Структура, свойства и применение чугунов

Чугуны – это сплавы на основе железа, содержащие от 2 до 5 % углерода, а также марганец, кремний и вредные примеси. Это литейный и передельный материал.

Допустимые количества полезных и вредных примесей в чугунах примерно в 5-10 раз больше, чем в сталях.

В зависимости от того, в какой форме содержится углерод, различают следующие виды чугунов: белые, в которых весь углерод связан в карбид железа Fe_3C (рис. 12, а), серые с пластинчатым графитом (рис. 12, б), ковкие – с хлопьевидным графитом (рис. 12, в) и высокопрочные – с шаровидным графитом (рис. 12, г).

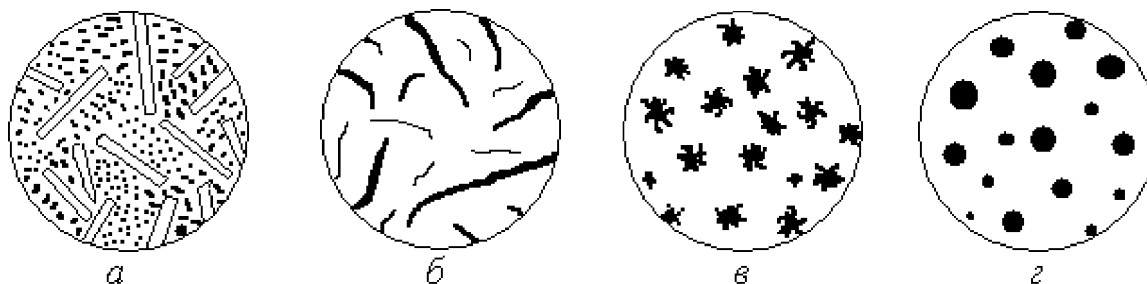


Рис.12 . Виды чугунов:

а – белый заэвтектический; б – серый; в – ковкий; г – высокопрочный
(б, в, г – структура металлической основы не показана)

Белые чугуны содержат углерод только в связанном виде – в виде цементита. В зависимости от содержания углерода они подразделяются на доэвтектические, эвтектические и заэвтектические. В структуру любого белого чугуна входит эвтектика – ледебурит. В момент образования он состоит из аустенита и цементита, а при температуре ниже 727°С – из перлита и цементита.

Излом белого чугуна светлый, блестящий – «белый», отсюда и название. Твердость составляет 450-500HB, материал очень хрупкий и твердый. Резанием (лезвийным инструментом) не обрабатывается, для изготовления деталей не используется.

Применяют *отбеленные* чугунные детали, у которых сердцевина имеет структуру серого чугуна, а с поверхности есть слой белого чугуна толщиной 5-7 мм. Так можно изготавливать прокатные валки, тормозные колодки, шары мельниц для размолва горных пород, лемехи плугов, зубья ковшей экскаваторов, доски в драгах, – то есть, изделия, от которых требуется высокая твердость и износостойкость поверхности.

Для получения структуры белого чугуна в отливке необходимо быстрое охлаждение, а также минимальное содержание кремния и присутствие марганца и хрома («отбеливающих» компонентов).

Главное назначение белого чугуна – передел в ковкий чугун.

Серые чугуны. В сером чугуне весь углерод или его часть находятся в свободном виде – в виде графита. Диаграмма состояния железо – цементит является метастабильной (неравновесной). При очень медленном охлаждении расплавленного чугуна реализуется стабильная, равновесная диаграмма железо – графит. Ее точки и линии смещены чуть влево и вверх.

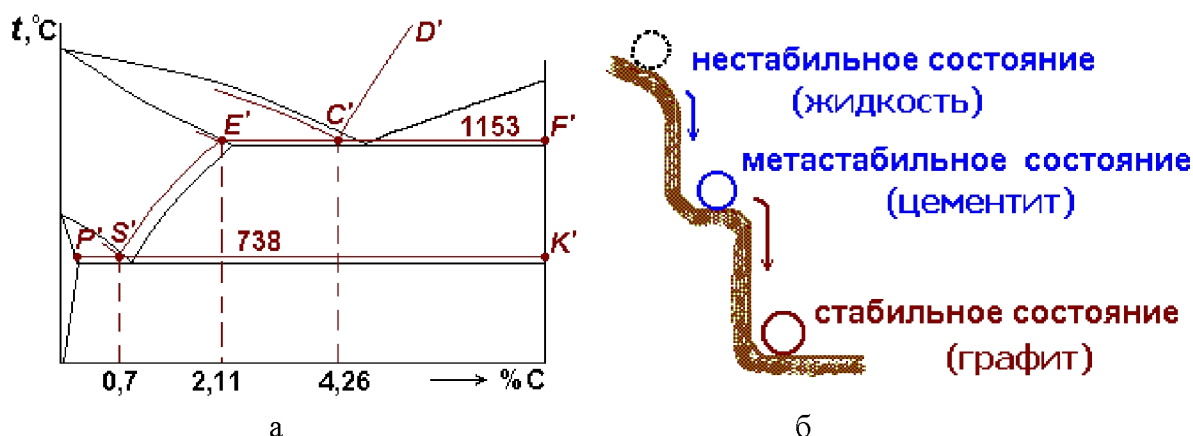


Рис. 13 . Равновесная диаграмма состояния железо-графит (а) и схема, иллюстрирующая вероятность образования графита и цементита (б)

Графит в сером чугуне – это кристаллы сложной формы – «розетки», растущие из одного центра в виде сильно искривленных лепестков (рис. 70, а). В плоскости шлифа графит виден как отдельные пластинки, прямолинейные или изогнутые, так как плоскость шлифа пересекает графитные лепестки. Такой графит называют *пластинчатым*.

Металлическая основа серого чугуна может быть ферритной, перлитной или смешанной – феррито-перлитной (рис. 14,б). Излом серого чугуна темно-серого цвета, а в ферритном чугуне, в котором весь углерод содержится в виде графита, – бархатно-черного.

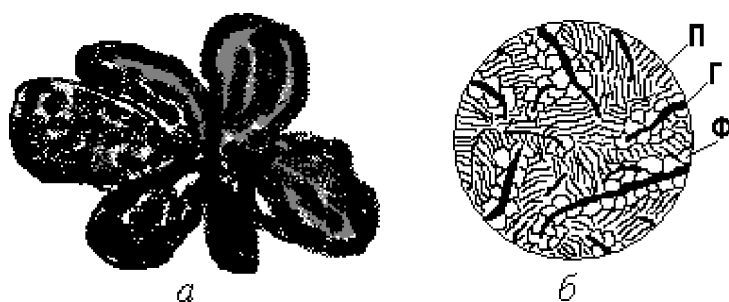


Рис. 14 Графитное включение в сером чугуне (а); микроструктура серого феррито-перлитного чугуна (б)

Механические свойства серых чугунов зависят от структуры основы и от количества, формы и размеров графитовых включений. Перлитные серые чугуны тверже и прочнее, ферритные – наименее прочные, феррито-перлитные – имеют промежуточные характеристики. Графит

играет роль надрезов, трещин в металлической основе. Прочность графита при растяжении несопоставима с прочностью металла, поэтому пластичность чугунов очень мала ($\delta \leq 0,5\%$), а предел прочности при растяжении значительно ниже, чем у стали. Но на сжатие графит работает хорошо.

Серый чугун – самый дешевый литейный сплав. Имеет высокую жидкотекучесть и малую усадку, что позволяет получать тонкостенные фасонные отливки. Хорошо обрабатывается резанием: дает мелкую сыпучую стружку, графит является твердой смазкой и уменьшает тем самым износ инструмента. Благодаря графиту, в сером чугуне быстро затухают механические колебания, в том числе звуковые, что позволяет

уменьшить шум при работе оборудования. Чугун нечувствителен к надрезам на поверхности деталей (в отличие от стали).

Детали из чугуна изготавливают литьем с последующей обработкой резанием. Для получения структуры серого чугуна в отливке сплав должен содержать много кремния и углерода, но мало марганца, чтобы не образовался цементит.

ГОСТ 1412-85 включает 6 основных марок серого чугуна. Чугун – единственный сплав, в марке которого зашифрован не химический состав, а механические свойства. Например, марка СЧ12 означает: серый чугун с пределом прочности при растяжении 120 МПа (12 кг/мм²).

Серые чугуны применяют для изготовления деталей, работающих с небольшими нагрузками, в основном, на сжатие. Это могут быть колонны, опоры, корпуса, станины, крышки, суппорты, зубчатые колеса, канализационные трубы, ванны, батареи.

Высокопрочные чугуны. В высокопрочных чугунах графит имеет шаровидную форму. Они содержат 2,7-3,5 % углерода. Их модифицируют в ковше магнием (0,02-0,08 %). Модификатор не позволяет растущему кристаллу графита принять естественную форму розетки. Атомы магния образуют тонкий слой на поверхности зародыша графита, увеличивая его поверхностную энергию. Стремление системы к минимальной свободной энергии приводит к тому, что графит кристаллизуется в виде шариков (у шара поверхность при заданном объеме минимальна). Металлическая основа может быть такой же, как у серых чугунов (рис. 15).

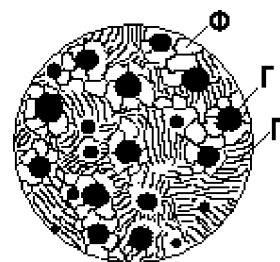


Рис.15 . Микроструктура высокопрочного феррито-перлитного чугуна

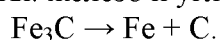
Такой вид чугунов был создан с целью повышения механических свойства чугуна, сохранив его преимущества перед сталью. Предел прочности при растяжении σ_B и относительное удлинение δ у высокопрочных чугунов выше, чем у серых, так как шаровидные включения графита – более мягкие концентраторы напряжения, чем пластинчатые (см. рис.).

Маркировка высокопрочных чугунов по ГОСТ 7293-85 аналогична маркировке серых. Например, ВЧ90 означает: высокопрочный чугун с пределом прочности при растяжении 900 МПа (90 кг/мм²).

Такие чугуны выдерживают значительные растягивающие нагрузки, поэтому применяются для более ответственных деталей: кузнечно-прессового оборудования, станин прокатных станов, коленчатых валов автомобилей, поршней, вентилях, крыльчаток, распределительных валов. Отливки из высокопрочного чугуна широко используются в автомобиле- и тракторостроении вместо более дорогих стальных поковок. Их можно подвергать упрочняющей термообработке. Есть смысл выплавлять легированные высокопрочные чугуны для особых условий эксплуатации – с повышенной вязкостью при отрицательных температурах, жаропрочные, коррозионно-стойкие.

Ковкие чугуны. В ковких чугунах графит имеет хлопьевидную форму. Такой графит получается при отжиге белого доэвтектического чугуна с содержанием углерода 2,5-3 %. Его еще называют углеродом отжига.

При нагреве до температур, близких к солидусу, цементит в белом чугуне распадается на исходные компоненты: железо и углерод.



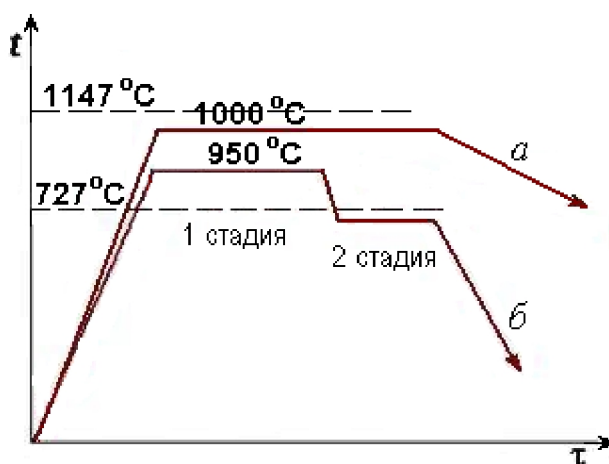


Рис. 16. Режимы отжига на перлитный (а) и ферритный (б) ковкий чугун

часов. Поэтому ковкий чугун самый дорогой.

Режим отжига может быть различным. Во время выдержки при температуре 1000 °С распадается цементит эвтектики и получается перлитный ковкий чугун (рис. 16, режим а). Если сделать отжиг в две стадии, с выдержкой вначале немного ниже 1147 °С, а затем чуть ниже температуры перлитного превращения, то на первой стадии распадется цементит эвтектики, а на второй – цементит, входящий в перлит (рис.16, режим б). При таком режиме получается ферритный ковкий чугун, самый мягкий и пластичный (рис. 17, а). Отжиг на ковкий чугун – длительная процедура, он занимает до 70-80

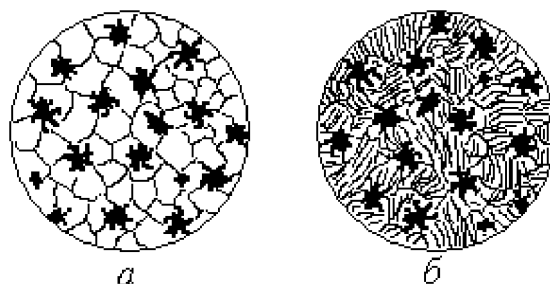


Рис. 17. Ферритный (а) и перлитный (б) ковкий чугун

Маркировка ковких чугунов по ГОСТ 1215-92 включает характеристику не только прочности, но и пластичности. Например, КЧ45-7 означает ковкий чугун с пределом прочности при растяжении 450МПа (45 кг/мм²) и относительным удлинением 7%. Но несмотря на повышенную пластичность материала, название «ковкий» – условное, ковать его нельзя.

Ковкие чугуны применяют для мелких деталей, работающих с вибрациями, ударами: крюков, скоб, картеров, ступиц и т.д.

2. Основы теории термической обработки

2.1 Виды термической обработки металлов.

Свойства сплава зависят от его структуры. Основным способом, позволяющим изменять структуру, а, следовательно, и свойства является термическая обработка.

Основы термической обработки разработал Чернов Д.К.. В дальнейшем они развивались в работах Бочвара А.А., Курдюмова Г.В., Гуляева А.П.

Термической обработкой называют совокупность операций нагрева металла до определенной температуры, выдержки при этой температуре и охлаждения с определенной скоростью. Целью термической обработки является придание металлу

необходимых механических и физических свойств в результате изменения внутреннего строения (структуры) металла.

Термической обработке подвергают большинство заготовок (полуфабрикатов) и изделий из стали и цветных сплавов. Именно термическая обработка позволяет изменять структуру металла в нужном направлении и позволяет получать необходимый уровень твердости, прочности, пластичности и других свойств.

Режим термической обработки характеризуют следующие основные параметры: скорость и режим нагрева, максимальная температура нагрева, время выдержки в печи при температуре нагрева, и скорость и режим охлаждения.

Термическая обработка является одним из наиболее распространенных в современной технике способов получения заданных свойств металла. Термическую обработку используют либо в качестве промежуточной операции для улучшения обрабатываемости полуфабриката давлением, резанием и др., либо как окончательную операцию технологического процесса, обеспечивающую заданный уровень физико-механических свойств детали.

Термическая обработка включает в себя нагрев, выдержку и охлаждение металла, выполняемые в определенной последовательности при определенных режимах, с целью изменения внутреннего строения сплава и получения нужных свойств. Обычно ее схематично можно представить в виде графика в осях температура – время, (рис. 18).

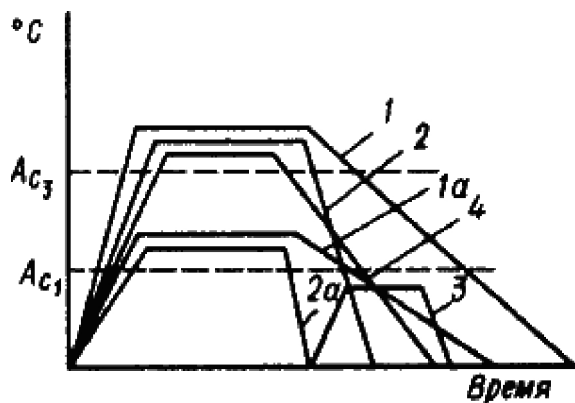


Рис.18 Графики различных видов термообработки: отжига (1, 1a), закалки (2, 2a), отпуска (3), нормализации (4)

Термическая обработка подразделяется на собственно термическую, химико-термическую и термомеханическую (или деформационно-термическую).

Собственно термическая обработка заключается только в термическом воздействии на металл или сплав, химико-термическая — в сочетании термического и химического воздействия, термомеханическая — в сочетании термического воздействия и пластической деформации.

Собственно термическая обработка включает следующие основные виды:

- отжиг 1-го рода
- отжиг 2-го рода
- закалку с полиморфным превращением
- закалку без полиморфного превращения
- отпуск
- старение

Эти виды термической обработки относятся и к сталям, и к цветным металлам.

2.2 Отжиг

Отжиг – термическая обработка, заключающаяся в нагреве металла до определенной температуры, выдержки и охлаждении с отключенной печью (т.е. с минимально возможной скоростью, порядка 50-100 град/час).

Отжиг I рода – применяется для любых металлов и сплавов. Его проведение не обусловлено фазовыми превращениями в твердом состоянии. Нагрев, при отжиге первого рода, повышая подвижность атомов, частично или полностью устраняет химическую неоднородность, уменьшает внутренние напряжения. Основное значение имеет температура нагрева и время выдержки. Характерным является медленное охлаждение

Разновидностями отжига первого рода являются:

- гомогенизационный (диффузионный)
- рекристаллизационный;
- отжиг для снятия внутреннего напряжения послековки, сварки, литья.

Гомогенизационный (диффузионный) отжиг – это термическая обработка, при которой главным процессом является устранение последствий дендритной ликвации (химической неоднородности) в отливках и слитках. Он представляет собой длительную выдержку при высоких температурах, при которых протекают диффузионные процессы, не успевшие завершиться при кристаллизации. Ориентировочная температура для сталей – 1100-1300^оС в течение 20-50 ч, для алюминиевых сплавов 420-450^оС.

Рекристаллизационный отжиг – это термическая обработка деформированного металла, при которой главным процессом является рекристаллизация металла. Этот вид отжига устраняет отклонения в структуре от равновесного состояния, возникающие при пластической деформации. При обработке давлением, особенно холодной, металл наклепывается, его прочность возрастает, а пластичность снижается из-за повышения плотности дислокаций в кристаллитах. При нагреве наклепанного металла выше некоторой температуры развивается первичная, и затем собирательная рекристаллизация, при которой плотность дислокаций резко снижается. В результате металл разупрочняется и становится пластичнее. Такой отжиг используют для улучшения обрабатываемости давлением и придания металлу необходимого сочетания твердости, прочности и пластичности. Как правило, при рекристаллизационном отжиге стремятся получить безтекстурный материал, в котором отсутствует анизотропия свойств. В производстве листов из трансформаторной стали рекристаллизационный отжиг применяют для получения желательной текстуры металла, возникающей при рекристаллизации.

Отжиг для снятия внутренних напряжений – это термическая обработка, при которой главным процессом является полная или частичная релаксация остаточных напряжений при нагреве и охлаждении. Отжиг, уменьшающий напряжения, применяют к изделиям, в которых при обработке давлением, литье, сварке, термообработке и др. технологических процессах возникли недопустимо большие остаточные напряжения, взаимно уравновешивающиеся внутри тела без участия внешних нагрузок. Остаточные напряжения могут вызвать искажение формы и размеров изделия во время его обработки, эксплуатации или хранения на складе. При нагревании изделия предел текучести снижается и, когда он становится меньше остаточных напряжений, происходит быстрая их разрядка путем пластического течения в разных слоях металла.

Отжиг II рода – отжиг металлов и сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии. Этот вид отжига проводится для сплавов, в которых имеются полиморфные или эвтектические превращения, а также переменная растворимость компонентов в твердом состоянии. Отжиг второго рода проводят с целью получения равновесной структуры и подготовки ее к дальнейшей обработке. В результате отжига измельчается зерно, повышаются пластичность и вязкость, снижаются прочность и твердость, улучшается обрабатываемость резанием. Он

характеризуется нагревом до температур выше критических и очень медленным охлаждением, как правило, вместе с печью или на воздухе. В последнем случае процесс называется нормализацией. Отжиг 2-го рода применяют чаще всего к стали для общего измельчения структуры, смягчения и улучшения обрабатываемости резанием.

2.3 Закалка

Закалка – термообработка, которая проводится для сплавов, испытывающих фазовые превращения в твердом состоянии при нагреве и охлаждении, с целью повышения твердости и прочности путем образования неравновесных структур. Она характеризуется нагревом до температур выше критических и высокими скоростями охлаждения.

Закалка без полиморфного превращения применима к любым сплавам, в которых при нагревании избыточная фаза полностью или частично растворяется в основной фазе. Важнейшие параметры процесса — температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения. Скорость охлаждения должна быть настолько большой, чтобы избыточная фаза не успела выделиться (процесс выделения фазы обеспечивается диффузионным перераспределением компонентов в твёрдом растворе). Это условие выполняется, если дуралюмин и медные сплавы закалывают в воде; магниевые же сплавы и некоторые аустенитные стали можно закалывать с охлаждением на воздухе. В результате закалки образуется пересыщенный твёрдый раствор. Закалка без полиморфного превращения может, как упрочнять, так и разупрочнять сплав (в зависимости от фазового состава и особенностей структуры в исходном и закалённом состояниях). Алюминиевые сплавы с магнием закалывают для повышения прочности; у бериллиевой бронзы же после закалки прочность оказывается ниже, а пластичность выше, чем после отжига, и закалку этой бронзы можно использовать для повышения пластичности перед холодной деформацией. Основное назначение закалки без полиморфного превращения — подготовка сплава к старению.

Закалка с полиморфным превращением применима к любым металлам и сплавам, в которых при охлаждении перестраивается кристаллическая решётка. Основные параметры процесса — температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения. Нагрев производят до температуры выше критической точки так, чтобы образовалась высокотемпературная фаза. Охлаждение должно идти с такой скоростью, чтобы не происходило "нормального" диффузионного превращения и перестройка решётки протекала по механизму бездиффузионного мартенситного превращения. При закалке с полиморфным превращением образуется мартенсит, и поэтому такую термообработку называют закалкой на мартенсит. Углеродистые стали закалывают на мартенсит в воде, а многие легированные, в которых диффузионные процессы протекают замедленно, можно закалывать на мартенсит с охлаждением в масле и даже на воздухе. Основная цель закалки на мартенсит — повышение твёрдости и прочности, а также подготовка к отпуску. Сильное упрочнение сталей при закалке на мартенсит обусловлено образованием пересыщенного углеродом раствора внедрения на базе α -железа, появлением большего числа двойниковых прослоек и повышением плотности дислокаций при мартенситном превращении, закреплением дислокаций атомами углерода и дисперсными частицами карбида, которые могут выделяться на дислокациях в местах сегрегации углерода. Углеродистые стали при закалке на мартенсит резко охрупчиваются. Основная причина этого — малая подвижность дислокаций в мартенсите. Безуглеродистые железные сплавы после закалки на мартенсит остаются пластичными.

2.4 Отпуск

Отпуск – термообработка, которой подвергают сплавы, главным образом стали, закалённые на мартенсит. Основные параметры процесса — температура нагрева и время выдержки, а в некоторых случаях и скорость охлаждения (для предотвращения отпускной хрупкости). В сталях мартенсит является пересыщенным раствором, и сущность структурных изменений при отпуске — распад термодинамически неустойчивого пересыщенного твердого раствора. Для мартенсита характерно большое число дефектов кристаллического строения (дислокаций и др.). Атомы углерода быстро диффундируют в решётке мартенсита и образуют на дислокациях сегрегации, а возможно и дисперсные частицы карбида сразу после закалки или даже в период закалочного охлаждения. В результате закалённая сталь оказывается в состоянии максимального дисперсного твердения или в близком к нему состоянии. Поэтому при выделении из мартенсита дисперсных частиц карбида во время отпуска прочность и твёрдость стали или вообще не повышаются, или достигается лишь незначительное ее упрочнение. Уменьшение же концентрации углерода в мартенсите при выделении из него карбида является причиной разупрочнения мартенсита. В итоге отпуск сталей, как правило, приводит к снижению твёрдости и прочности с одновременным ростом пластичности и ударной вязкости. Отпуск без углеродистых железных сплавов, закалённых на мартенсит, может приводить к сильному дисперсионному твердению из-за выделения из пересыщенного раствора дисперсных частиц интерметаллических соединений.

2.5 Старение

Старение - термообработка, которая применяется к сплавам, которые были подвергнуты закалке без полиморфного превращения. Пересыщенный твёрдый раствор в таких сплавах термодинамически неустойчив и склонен к самопроизвольному распаду. Старение заключается в образовании путём диффузии внутри зерен твердого раствора участков, обогащенных растворённым элементом (зон Гинье — Престона) и (или) дисперсных частиц избыточных фаз, чаще всего химических соединений. Зоны Гинье Престона (зоны ГП), образующиеся на первой стадии процесса старения (стадия зонного старения), представляют собой весьма малые (субмикронные) объёмы твердого раствора с резко повышенной концентрацией растворенного компонента, сохраняющие решетку растворителя. Скопление растворенных атомов вызывает местное изменение периода решетки твердого раствора. При значительной разнице в размерах атомов компонентов сплава, как например, наблюдается в сплавах Al-Cu, зоны ГП имеют форму дисков, толщина которых (учитывая искажения решетки) составляет несколько межатомных расстояний, диаметр 10-50 нм. Диски закономерно ориентированы относительно пространственной решетки растворителя. Многочисленные зоны ГП затрудняют движение дислокаций через зону и окружающую область с искаженной решеткой, требуется приложить более высокое напряжение. Следовательно, прочность сплава повышается.

Метастабильные фазы, образующиеся на второй стадии процесса старения (стадия фазового старения) имеют отличающуюся кристаллическую решетку от решетки твердого раствора, однако существует сходство в расположении атомов в определенных атомных плоскостях, что вызывает образование когерентной (или полукogerентной) границы раздела. Когерентная граница при некотором различии кристаллической структуры приводит к появлению переходной зоны с искаженной решеткой. Для метастабильных фаз характерна высокая дисперсность, что значительно повышает сопротивление движению дислокаций и приводит к дальнейшему упрочнению сплава.

Стабильная фаза, образующаяся на третьей стадии процесса старения (стадия коагуляционного старения) имеет сложную пространственную решетку с пониженным числом элементов симметрии и с большим числом атомов в элементарной ячейке.

Вторичные кристаллы со стабильной структурой в большинстве сплавов выделяются в виде достаточно крупных частиц. Значительное различие кристаллической структуры твердого раствора и стабильных кристаллов приводит к образованию некогерентной межфазной границы раздела и к минимальным искажениям решетки твердого раствора вблизи границы. Упрочнение сплава стабильными кристаллами меньше, чем при образовании зон ГП и метастабильных когерентных кристаллов.

И зоны ГП и дисперсные частицы выделившихся фаз тормозят скольжение дислокаций, чем и обусловлено упрочнение при старении. Стареющие сплавы называют поэтому дисперсионно-твердеющими. Основные параметры старения — температура и время выдержки. С повышением температуры ускоряются диффузионные процессы распада пересыщенного твердого раствора, и сплав быстрее упрочняется. Начиная с определённой выдержки, при достаточно высокой температуре происходит перестаривание — снижение прочности сплава. Причиной перестаривания является коагуляция дисперсных выделений из раствора, которая заключается в растворении более мелких и росте более крупных частиц выделившейся фазы. В результате коагуляции расстояние между этими частицами возрастает, и торможение дислокаций в зёрнах твердого раствора уменьшается. Одни сплавы, например дуралюмины, после закалки сильно упрочняются уже во время выдержки при комнатной температуре (естественное старение). Большинство сплавов после закалки нагревают, чтобы ускорить процессы распада пересыщенного твердого раствора (искусственное старение). Иногда проводят ступенчатое старение с выдержкой вначале при одной, а затем при другой температуре. Старение применяют главным образом для повышения прочности и твердости конструкционных материалов (алюминиевых, магниевых, медных, никелевых сплавов и некоторых легированных сталей), а также для повышения коэрцитивной силы магнитно-твёрдых материалов. Время выдержки для достижения заданных свойств в зависимости от состава сплава и температуры старения колеблется от десятков мин до нескольких суток.

Степень упрочнения при старении может быть очень высокой. Так, твердость, временное сопротивление разрыву дуралюмина при оптимальных условиях старения увеличиваются в 2 раза, в бериллиевых бронзах - в 3 раза.

2.6 Химико-термическая обработка

Химико-термической обработкой называют процессы, приводящие к диффузионному насыщению поверхностного слоя различными элементами.

Химико-термическая обработка включает в себя одновременное термическое и химическое воздействие окружающей среды с целью изменения химического состава, структуры и свойств поверхности деталей. Ее применяют для повышения твердости, износостойкости, сопротивления усталости и контактной выносливости, а также для защиты поверхности от электрохимической и газовой коррозии. Она подразделяется на диффузионное насыщение металлами и неметаллами.

Диффузионное насыщение металлами включает в себя алитирование, хромирование, силицирование, насыщение другими металлами. Диффузионное насыщение неметаллами включает в себя цементацию, азотирование, цианирование (нитроцементацию), борирование, оксидирование и др.

Различают три стадии процесса химико-термической обработки.

На первой стадии протекают химические реакции в исходной (окружающей) среде и образуются активные диффундирующие элементы, в ионизированном состоянии.

На второй стадии процесса они усваиваются поверхностью металла: происходит адсорбция или хемосорбция, в результате тонкий поверхностный слой насыщается диффундирующим элементом (абсорбция), возникает градиент концентрации - движущая сила для следующей стадии процесса.

Третья стадия диффузионное проникновение элемента вглубь металла, которое сопровождается образованием твердых растворов или фазовой кристаллизацией. Первая и вторая стадии процесса ХТО протекают значительно быстрее третьей, когда формируется структура и свойства диффузионной зоны.

Существует множество способов химико-термической обработки, однако наибольшее распространение в промышленности получили процессы диффузионного насыщения из активных жидких и газовых сред.

Диффузионное насыщение стали углеродом, азотом и совместно этими элементами наиболее распространенные в промышленности процессы химико-термической обработки. Углерод и азот легко усваиваются поверхностью сталей, образуют с железом твердые растворы внедрения и сравнительно быстро диффундируют в сталь, образуя слои значительной толщины.

2.7 Термомеханическая обработка

Термомеханическая обработка – вид термической обработки, включающий в себя операцию пластической деформации, которая создавая повышенную плотность дефектов кристаллического строения, влияет тем самым на фазовые превращения, происходящие при термообработке.

Термомеханическая обработка подразделяется на ТМО стареющих сплавов и ТМО сталей, закаливаемых на мартенсит. Различают низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО), высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО), комбинацию ВТМО и НТМО - высоко-низкотемпературную термомеханическую обработку (ВНТМО), а также предварительную термомеханическую обработку (ПТМО).

ТМО стареющих сплавов применяют для сплавов алюминия и магния. Пластическая деформация в этом случае, как холодная, так и горячая влияет главным образом на распад пересыщенного твердого раствора при старении. Так, например, при НТМО сплав первоначально подвергают закалке, а затем перед старением проводят холодную деформацию. Это создает в сплаве наклеп и увеличение прочности при старении начинается с более высокого начального уровня. Кроме того повышенная концентрация дефектов стимулирует образование большого количества мелких выделений упрочняющей фазы, что дополнительно увеличивает прочность и твердость.

ТМО сталей включает обычно горячую пластическую деформацию и последующую закалку. Горячая деформация проводится таким образом, чтобы создать и сохранить наклеп высокотемпературной фазы, т.е. аустенита. Затем при быстром охлаждении повышенная плотность дефектов кристаллического строения переходит в низкотемпературную фазу – мартенсит. Это позволяет повысить прочность стали, сохраняя при этом вязкость и пластичность. Таким способом можно получить, например высокопрочную канатную проволоку.

3. Термическая обработка стали

3.1 Основные фазовые превращения при термообработке стали

Основой для изучения термической обработки стали является диаграмма железо – углерод (область сталей).

При рассмотрении разных видов термообработки железо-углеродистых сплавов (стали, чугуны) используются следующие условные обозначения критических точек этих сплавов (рис. 19).

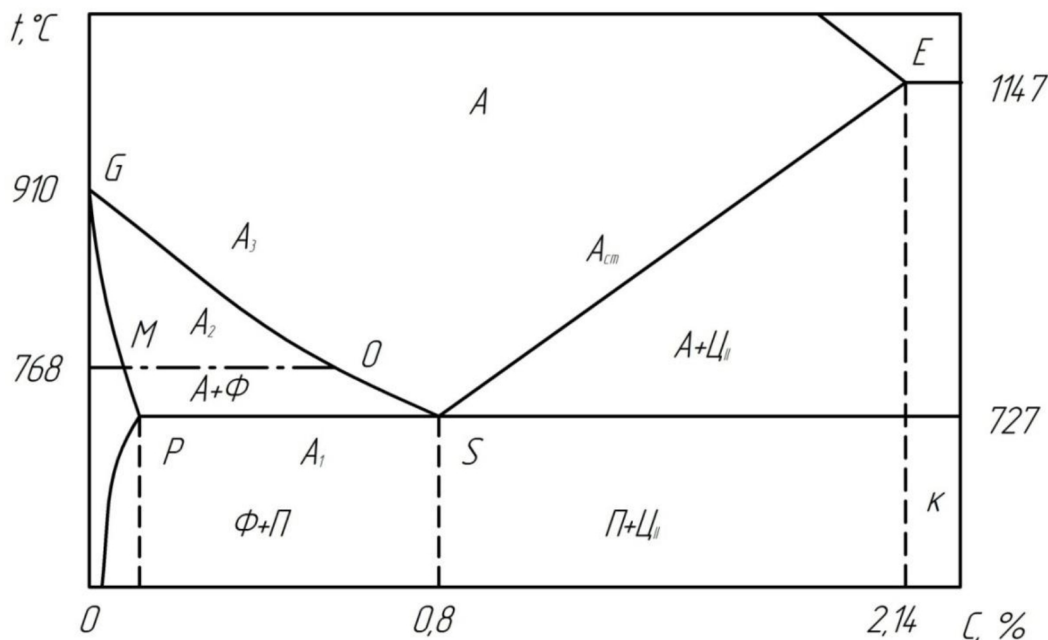


Рис. 19. Обозначение критических точек стали

Температуры равновесных превращений (критические точки) принято обозначать буквой A с соответствующим индексом:

Эвтектоидную температуру (линия PSK) обозначают A_1 (727°C), температуру магнитного превращения A_2 (точка Кюри 768°C), температуру линии GS – A_3 , температуру полиморфного превращения $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\delta$ – A_4 , температуру линии SE – A_{cm} .

Вследствие гистерезиса температуры превращений при нагреве всегда выше соответствующих температур при охлаждении, поэтому введена дополнительная индексация – при нагреве – индекс c , при охлаждении – индекс r .

Четыре основных превращения при термической обработке в стали

При термической обработке стали наблюдаются следующие превращения:

1. Превращение **перлита в аустенит**, протекающее выше точки A_1 .
 $\alpha + Fe_3C \rightarrow \gamma$
2. Превращение **аустенита в перлит**, протекающее ниже A_1
 $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$
3. Превращение **аустенита в мартенсит**:
 $\gamma \rightarrow M$

4. Превращение **мартенсита в перлит** (в феррито-карбидную смесь):
 $M \rightarrow \alpha + Fe_3C$

3.2 Превращения в стали при нагреве. Образование аустенита.

При достижении температуры A_{c1} в сталях начинается превращение перлита в аустенит. Кристаллы аустенита зарождаются преимущественно на межфазных поверхностях раздела феррита с цементитом:

Превращение состоит из двух параллельно идущих процессов: полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ - перехода и растворения в аустените кристаллов цементита.

Если эвтектоидную сталь, содержащую 0,8% углерода и имеющую структуру перлит нагреть выше A_{c1} ($727^{\circ}C$), то перлит превратится в аустенит с тем же содержанием углерода 0,8% (рис.20).

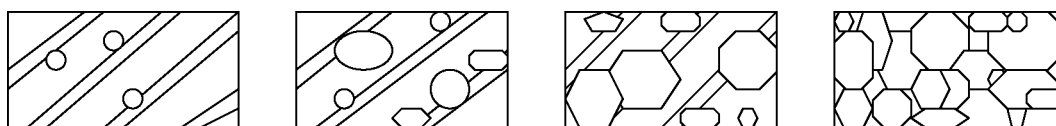


Рис. 20 Схема превращения перлита в аустенит

Если доэвтектоидную сталь, содержащую, например, 0,4% углерода и имеющую структуру феррит + перлит, нагреть выше A_{c1} , то перлит превратится в аустенит. Феррит никаких изменений не претерпевает. Аустенит содержит 0,8% углерода, а феррит - 0,02% (точка P). По мере повышения температуры в интервале A_{c1} - A_{c3} , феррит будет растворяться в аустените и как бы "разбавлять" его по углероду и в момент достижения температуры A_{c3} аустенит будет содержать 0,4% углерода, то есть столько, сколько углерода в стали.

Если заэвтектоидную сталь, содержащую, например, 1% углерода и имеющую структуру перлит + цементит, нагреть выше A_{c1} , то перлит превратится в аустенит с содержанием 0,8% углерода. Цементит никаких изменений не претерпевает и содержит 6,67% углерода. Дальнейший нагрев в интервале A_{c1} - A_{c3} приводит к тому, что цементит будет растворяться в аустените и дополнительно насыщать аустенит углеродом. В момент достижения температуры A_{cm} аустенит будет содержать 1% углерода, то есть то количество углерода, которое находится в стали.

В зависимости от условий нагрева можно получить зерно аустенита различного размера. От размера зерна аустенита в большой мере зависят свойства продукта превращения.

Продукты превращения мелкозернистого аустенита имеют более высокие пластичность и вязкость, и меньшую чувствительность к концентраторам напряжений, чем соответствующие продукты превращения крупнозернистого аустенита.

Превращение при температуре A_{c1} сопровождается измельчением зерна стали. Эта очень важная особенность фазовой перекристаллизации широко используется в практике термической обработки стали – отжиге, закалке и других видах обработки, связанных с нагревом стали до аустенитного состояния.

Чем выше дисперсность перлита и выше скорость нагрева, тем больше число центров кристаллизации аустенита. При высокоскоростном нагреве (например, при нагреве ТВЧ) можно получить чрезвычайно мелкие зерна аустенита.

В эвтектоидных сталях перекристаллизация заканчивается после превращения перлита в аустенит.

В доэвтектоидных сталях при нагреве от A_{c1} до A_{c3} происходит превращение избыточного феррита в аустенит.

В заэвтектоидных сталях при нагреве от A_{C1} до A_{Cm} происходит растворение избыточного цементита (вторичного) в аустените. Оба процесса сопровождаются диффузией углерода, приводящей к выравниванию концентрации и небольшому укрупнению зерен аустенита. Дальнейший нагрев стали в аустенитной области приводит к росту зерен аустенита.

В момент превращения перлита в аустенит образуется большое количество мелких зерен аустенита. При дальнейшем повышении температуры зерно аустенита начинает расти. Это обусловлено стремлением системы к уменьшению свободной энергии.

Различают наследственно мелкозернистые и наследственно крупнозернистые стали. Под наследственной зернистостью понимают склонность аустенитного зерна к росту, отсюда мелкозернистые стали обладают меньшей склонностью аустенитного зерна к росту в отличие от крупнозернистых сталей. Однако при достижении температур $900-950^{\circ}\text{C}$ барьеры, предшествующие росту зерна в наследственно мелкозернистых сталях устраняются, и происходит более интенсивный рост зерна по сравнению с крупнозернистыми сталями. При превращении перлита в аустенит выделяют:

- начальное зерно – размер зерна в момент превращения перлита в аустенит;
- наследственное зерно – склонность аустенитного зерна к росту;
- действительное зерно – размер зерна, полученный при конкретных условиях.

На свойства стали оказывает влияние величина действительного зерна. С увеличением размера зерна характеристики прочности, и особенно ударная вязкость снижается, а увеличиваются магнитные и электрические свойства.

Если сталь выдерживать длительное время при высоких температурах, происходит интенсивный рост зерна. Это явление получило название – перегрев. Перегрев можно устранить дополнительной термической обработкой, заключающейся в повторном нагреве стали выше A_1 . В результате зерно измельчается, свойства стали возрастают. Если сталь длительное время выдерживать при температуре A_{C3} в окислительной атмосфере, то происходит образование окислов железа по границам зерна. Это явление неисправимый дефект стали называют пережог.

Величину зерна определяют по ГОСТ 5639–82 сравнением микроструктуры стали при увеличении в 100 раз с эталонными шкалами, приведенными на рис. 21.

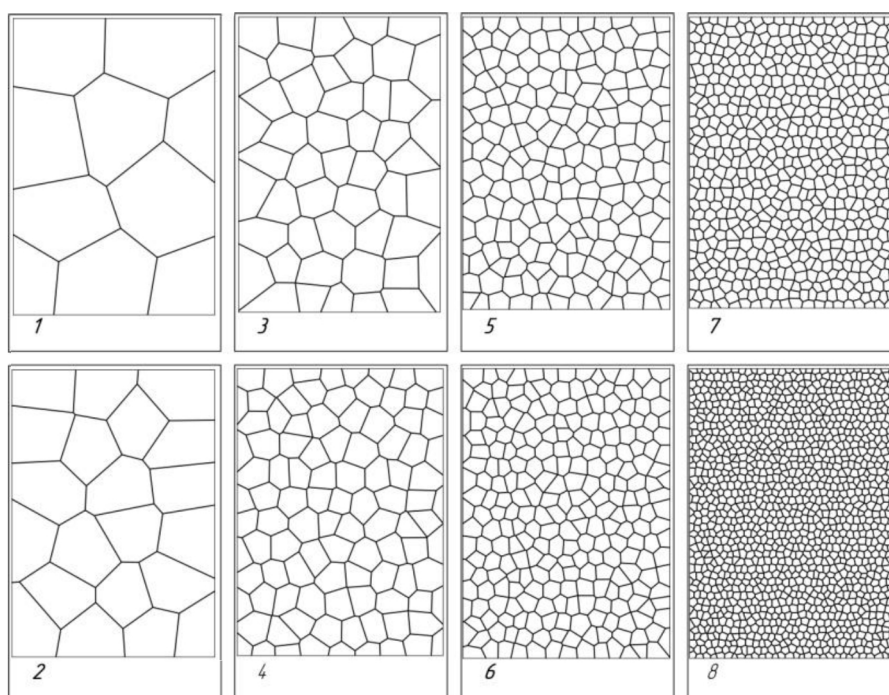


Рис. 21. Эталонная шкала баллов для оценки размера зерна стали

Размер зерна оценивается баллами. Балл зерна прямо пропорционален числу зерен, помещающихся на 1 мм^2 шлифа, и обратно пропорционален среднему диаметру зерна. Условно принято считать, что стали с зерном от 1 до 5 балла относятся к крупнозернистым сталям, а с более высоким баллом зерна (№ 6–15) — к мелкозернистым.

3.3 Превращение аустенита в перлит

При охлаждении стали с содержанием углерода 0,8% ниже A_1 происходит распад аустенита с содержанием углерода 0,8% на феррит с содержанием 0,01%С и цементит с содержанием углерода 6,67%. В виду такой разницы содержание углерода в исходной и образующейся фазе процесс распада носит диффузионный характер.

Для изучения кинетики и механизма превращения аустенита при охлаждении стали с большей скоростью проводят специальные эксперименты.

Рассмотрим превращения переохлажденного аустенита эвтектоидной стали (0,8%С). Образцы нагревают до $t \approx 770^\circ\text{C}$, при которой ее структура состоит из однородного аустенита. Затем образцы быстро переносят в термостаты с заданной температурой — ниже A_1 (интервал между изотермами $25\text{--}300^\circ\text{C}$), и в процессе изотермической выдержки наблюдают за происходящими в аустените превращениями.

Процесс превращения аустенита в перлит можно изобразить в виде кинетической кривой превращения в координатах степень превращения — время (рис.22 а).

В точке а обнаруживается начало превращения $\approx 1\%$ перлита. Отрезок до точки а — инкубационный период. В точке b — превращение заканчивается. Отрезок до точки b — время превращения. Максимум скорости превращения соответствует примерно тому времени, когда превратилось $\approx 50\%$ аустенита.

При высокой температуре t_1 (малая степень переохлаждения) превращение развивается медленно — продолжительность инкубационного периода и время превращения велики. При увеличении степени переохлаждения (снижении температуры превращения) скорость превращения возрастает. Максимум скорости превращения соответствует температуре t_4 . Дальнейшее снижение температуры приведет уже к уменьшению скорости превращения.

Максимальная скорость превращения достигается предварительным охлаждением аустенита до $500\text{--}550^\circ\text{C}$.

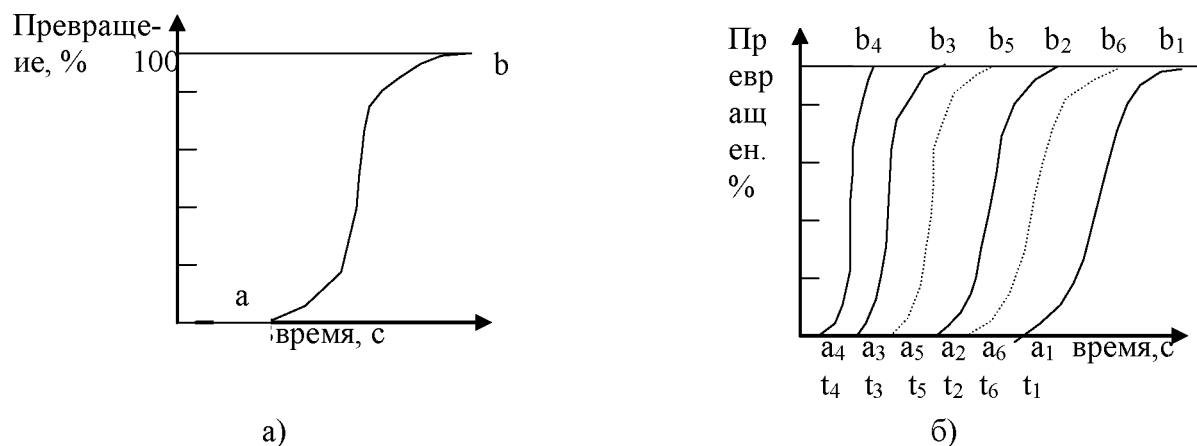


Рис.22 Кинетика превращения аустенита в перлит

По полученным данным строят диаграмму изотермического превращения переохлажденного аустенита в координатах «температура – логарифм времени»

С-образная диаграмма для эвтектоидной стали будет иметь следующий вид (рис.23).

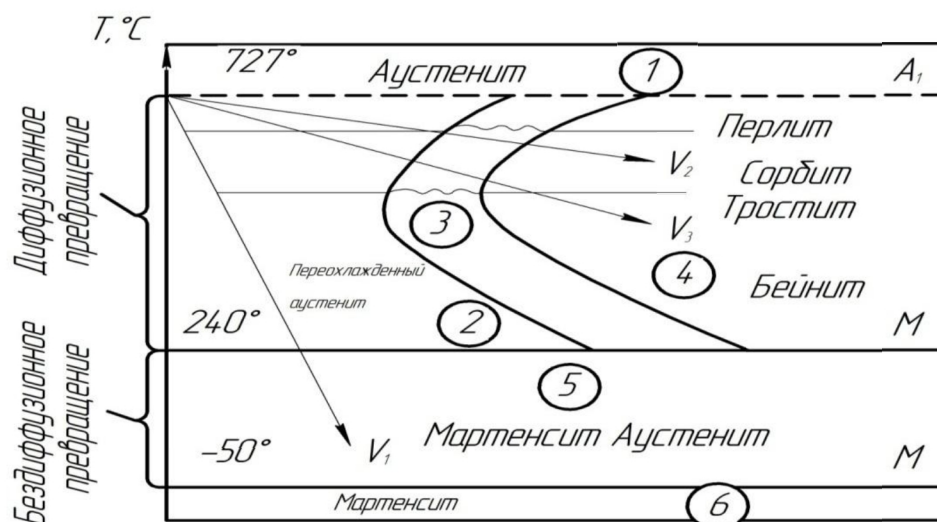


Рис.23. Диаграмма изотермического превращения аустенита

В верхней части диаграммы (выше 550°C) происходит перлитное превращение. Это превращение носит диффузионный характер, так как оно сопровождается перераспределением углерода между ферритом и цементитом.

С увеличением степени переохлаждать (т.е. чем ниже температура изотермической выдержки) растет число зародышей новых зерен, число феррито-цементитных пластинок увеличивается, а их размеры и расстояния между ними сильно сокращаются. Таким образом, дисперсность образующихся фаз растет.

При медленном охлаждении со скоростью V_1 (вместе с печью) образуется сравнительно грубая пластинчатая смесь – обычный **перлит**. Твердость по Роквеллу HRC=10; $\sigma_B=600$ МПа.

При охлаждении на воздухе со скоростью V_2 образуется **сорбит**, который отличается от перлита более тонкодисперсным строением $HRC = 20$; $\sigma_B = 850$ МПа.

При охлаждении в масле со скоростью V_3 образуется еще более высокодисперсный **троостит**, $HRC = 30$; $\sigma_B = 1100$ МПа.

Лучшую пластичность и вязкость, а вместе с тем и прочность, имеет структура сорбита. Стали с сорбитной структурой более износостойкие. Они используются для изготовления нагруженных изделий.

Стали со структурой троостита обладают значительной упругостью и используются для изготовления пружин, рессор.

3.4 Превращение аустенита в мартенсит

При переохлаждении до температуры 200°C скорость диффузии атомов железа и углерода практически равна нулю, следовательно, при этой температуре скорость превращения переохлажденного аустенита в перлит также равна нулю.

При охлаждении образцов со скоростью выше критической при температуре 240° (линия МН) начинается $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. Так как при этих температурах скорость диффузии мала, превращение носит бездиффузионный характер и весь углерод, растворенный в решетке аустенита, остается в решетке феррита. В результате образуется пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в α -железе – мартенсит. При этом ОЦК-решетка сильно искажается, превращаясь из кубической в тетрагональную (рис.24.).

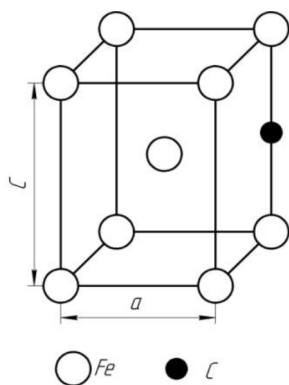


Рис.24. Тетрагональная кристаллическая ячейка

Наименьшая скорость охлаждения, необходимая для образования структуры мартенсита называется **критической скоростью закалки** – $V_{кр}$.

Отношение c/a - называется степенью тетрагональности, ($c/a \neq 1$).

Мартенсит образуется при резком переохлаждении аустенита ниже температуры начала мартенситного превращения практически мгновенно. Кристаллы имеют форму пластин, в плоскости шлифа под микроскопом структура мартенсита выглядит как отдельные иглы, ориентированные под определенными углами друг к другу (рис.25).

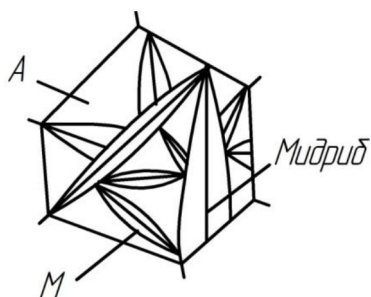


Рис.25. Схема образования игольчатого мартенсита

Количество превращенного в мартенсит аустенита зависит от процентного содержания углерода в стали. С увеличением процентного содержания углерода, положение точек начала и конца мартенситного превращения снижается область более низких температур, а при содержании углерода более 0,5%, точка конца мартенситного превращения снижается в область отрицательных температур (рис.26). Поэтому, в структуре стали более 0,5% углерода, после закалки, наряду с мартенситом, присутствует некоторое количество аустенита, который не превратился в мартенсит. Этот аустенит называется аустенит остаточный.

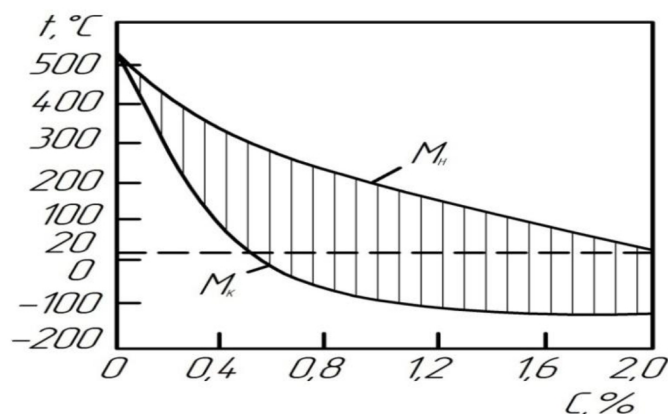


Рис.26. Влияние содержания углерода на температуру начала и конца мартенситного превращения

Твердость мартенсита зависит от содержания углерода, его кристаллической решетки и составляет величину порядка 60-65 HRC

Твердость стали, зависит от скорости охлаждения из аустенитной области, определяющей тип структуры. Если проводить охлаждение со скоростью V_1 (рис.23), то аустенит будет распадаться на феррито-цементитную смесь пластического строения, которая называется собственно-перлитной. Для стали У8 твердость собственного перлита составляет 250 НВ. С увеличением скорости охлаждения (V_2, V_3) происходит распад аустенита с образованием более дисперсных выделений феррита и цементита так же пластичного строения. При скорости охлаждения V_2 - образуется структура – сорбит с твердостью 200НВ. А при V_3 - тростит, с твердостью 250НВ.

Если аустенит переохлаждать до температуры начала мартенситного превращения со скоростью V_4 то, никакого распада на феррито-цементитную смесь не происходит. Аустенит по бездиффузионному механизму превращается в мартенсит. Скорость охлаждения V_5 является касательной к перегибу с-образной кривой. Она называется критической скоростью закалки. Это минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит переохлаждается без распада до начала мартенситного превращения. Следовательно, при закалке сплавы необходимо охлаждать со скоростью выше критической.

Прямая **Mn** является границей между верхней и нижней частями диаграммы. Эта прямая характеризует начало мартенситного превращения аустенита

Нижняя часть диаграммы показывает, что для перевода всего остаточного аустенита в мартенсит необходимо понижать температуру стали до линии **Mk** (конец мартенситного превращения).

Положение точек **Мн** и **Мк** зависит от содержания в стали углерода и присутствия легирующих элементов. Оно не зависит от скорости охлаждения. Поэтому на С-образной диаграмме эти линии горизонтальные.

Все легирующие элементы, кроме кобальта, увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита. По этому С-образные кривые сдвигаются вправо, в сторону больших времен выдержки. Вместе с тем снижается критическая скорость заковки.

Температурный интервал Мн – Мк (мартенситное превращение) снижается вплоть до отрицательных температур. То же самое наблюдается в присутствии большого количества углерода. При содержании углерода свыше 0,6% Мк находится в области отрицательных температур. Например, превращение всего аустенита в мартенсит для эвтектоидной углеродистой стали наступит лишь при температуре -50°.

Малейшая изотермическая выдержка в интервале температур Мн – Мк приводит к стабилизации аустенита, то есть превращение не доходит до конца, и кроме мартенсита в структуре наблюдается т.н. остаточный аустенит.

Мартенсит – очень твердая и хрупкая структура. Свойства зависят от количества углерода: HRC =55-65, $\sigma_B = 1600 - 2200$ МПа.

В интервале температур между перлитным и мартенситным превращениями происходит промежуточное превращение - **бейнитное**. В отличие от перлитного превращения, протекающего по диффузионному механизму, бейнитное превращение протекает как по диффузионному, так и по бездиффузионному (мартенситному) механизму. Поэтому бейнитное превращение иначе называют промежуточным. При таких степенях переохлаждения диффузия атомов возможна, а диффузия атомов железа практически проходить не может. Результатом распада аустенита в бейнитной области является структура бейнита – пересыщенного углеродом феррита, имеющего игольчатое строение. Поэтому бейнит иначе называют игольчатый тростит. В отличие от перлитных структур в бейните повышенное содержание углерода, т.к. при этих температурах диффузионные процессы сильно замедляются, и перераспределение углерода не происходит в полной мере. Различают верхний и нижний бейнит. Верхний бейнит имеет так называемую перистую структуру близкую к троститной, образующейся при переохлаждении несколько ниже перегиба С-образной кривой. Нижний бейнит имеет игольчатое строение близкое к мартенситу. Он образуется при температуре на 50-100°С выше Мн обладает благоприятным сочетанием свойств прочности ($\sigma_B = 1350$ МПа), твердости (HRC =40) и пластичности.

3.5 Превращения мартенсита в перлит при отпуске

Отпуском называют термическую операцию, заключающуюся в нагреве закаленной стали до температуры ниже A_{c1} , с последующей выдержкой и охлаждением с заданной скоростью. В процессе нагрева происходят объемные и структурные изменения в стали.

Мартенсит заковки – неравновесная структура, сохраняющаяся при низких температурах. При заковке возникают большие внутренние напряжения в результате объемных изменений: мартенсит имеет больший объем, чем аустенит. Для получения более равновесного состояния после заковки изделия подвергают отпуску, нагревая их до температур ниже A_{c1} .

Различают четыре основных превращения, происходящих при нагреве закаленной стали.

I превращение. В интервале температур 80 –200°С в отдельных участках исходного мартенсита происходит выделение тончайших пластин карбида железа, так называемый *ε-карбид*, по составу близкий к Fe_2C . В результате образуется структура отпущенный мартенсит.

II превращение. В интервале температур $200-300^{\circ}\text{C}$ остаточный аустенит переходит в отпущенный мартенсит. При этом происходит уменьшение тетрагональности мартенсита и при температурах ближе к 300°C начинается обособление и рост частичек карбида.

III превращение. В интервале температур $300-400^{\circ}\text{C}$ карбидные частицы полностью обособляются, приобретают строение Fe_3C и начинают расти. Образующаяся высокодисперсная смесь феррита и цементита называется трооститом отпуска.

IV превращение. Выше 400°C происходит рост частиц карбида. При $550-600^{\circ}\text{C}$ образуется сорбит отпуска. В отличие от сорбита закалки сорбит отпуска имеет округлую форму.

При нагреве стали до $650-700^{\circ}\text{C}$ получают перлит отпуска (зернистый перлит).

Сорбит отпуска, отличается от аналогичных структур, полученных при непрерывном охлаждении. Выделения цементита в нем имеют зернистую форму, тогда как после непрерывного охлаждения из аустенитной области они имеют пластинчатую форму. При одинаковой твердости тростит и сорбит отпуска по сравнению с троститом и сорбитом, полученным при непрерывном охлаждении, имеют более высокие значения пределов текучести и ударной вязкости.

4. Основы технологии термической обработки стали

Основными видами термической обработки стали являются отжиг, закалка и отпуск.

4.1 Отжиг стали

Отжиг стали – термическая обработка, заключающаяся в нагреве металла до определенной температуры, выдержки и **охлаждении с отключенной печью** (т.е. с минимально возможной скоростью, порядка 50-100 град/час). Цели отжига — снижение твердости и улучшение обрабатываемости стали, изменение формы и величины зерна, выравнивание химического состава, снятие внутренних напряжений. Для стали применяют различные виды отжига: полный, неполный, диффузионный, рекристаллизационный, низкий, отжиг на зернистый перлит, нормализация. Температуры нагрева стали для ряда видов отжига связаны с положением линий диаграммы $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ (рис.27). Низкая скорость охлаждения обычно достигается при остывании стали вместе с печью.

Отжиг, при котором нагрев и выдержку металла производят с целью приведения его в более устойчивое состояние за счет снятия напряжений, уменьшения искажений кристаллической решетки, рекристаллизации, называют отжигом первого рода, так как он не связан с превращениями в твердом состоянии. Такой отжиг возможен для любых металлов и сплавов.

Если в сплаве при нагреве происходит фазовое превращение (полиморфное или растворение второй фазы), то нагрев выше некоторой критической температуры сопровождается изменением в строении сплава. При последующем охлаждении произойдет обратное превращение. Если охлаждение достаточно медленное, то превращение будет полным, а фазовый состав будет соответствовать равновесному состоянию. Такой отжиг называют отжигом второго рода или фазовой перекристаллизацией.

Для стали можно применять как отжиг первого рода, так и отжиг второго рода.

К отжигу первого рода относят:

- диффузионный (отжиг на гомогенизацию);
- рекристаллизационный;
- отжиг для снятия внутренних напряжений.

Диффузионный отжиг (гомогенизация) заключается в нагреве стали до 1000-1100°C, длительной выдержке (10-15 часов) при этой температуре и последующем медленном охлаждении. В результате диффузионного отжига происходит выравнивание неоднородности стали по химическому составу. Благодаря высокой температуре нагрева и продолжительной выдержке получается крупнозернистая структура, которая может быть устранена последующим полным отжигом. Этот вид отжига применяют в основном для легированных сталей.

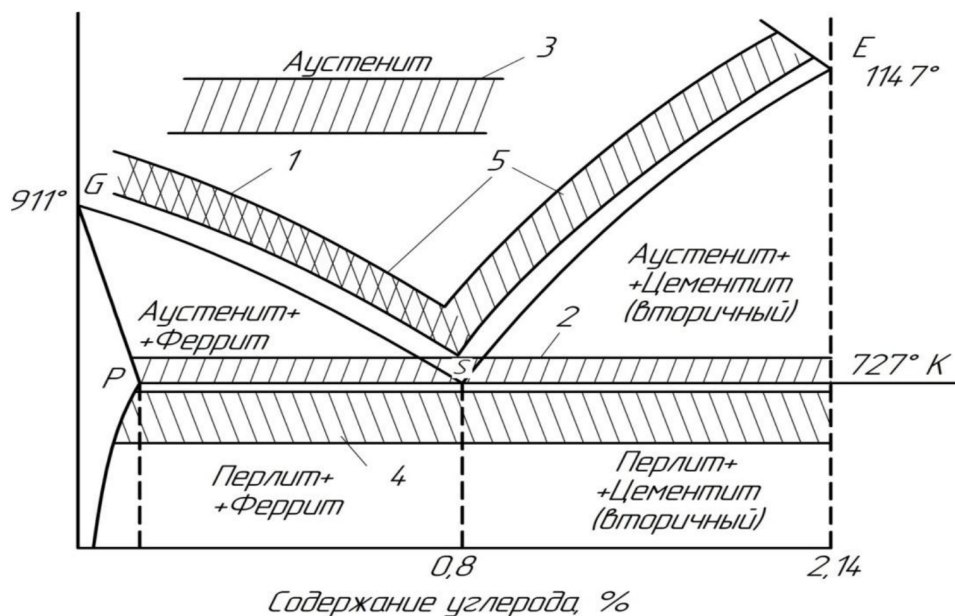


Рис. 27. Области температур нагрева для различных видов отжига:

- 1 - полный отжиг; 2 - неполный отжиг; 3 -диффузионный отжиг;
- 4 - рекристаллизационный отжиг; 5 – нормализация

Рекристаллизационный отжиг предназначен для снятия наклепа и внутренних напряжений после холодной деформации и подготовки структуры к дальнейшему деформированию. Нагрев необходимо осуществлять выше температуры рекристаллизации, которая для железа составляет 450°C. Обычно, для повышения скорости рекристаллизационных процессов применяют значительно более высокие температуры, которые, однако, должны быть ниже линии PSK диаграммы Fe-Fe₃C. Поэтому температура нагрева для рекристаллизационного отжига составляет 650-700°C.

В результате рекристаллизационного отжига образуется однородная мелкозернистая структура с небольшой твердостью и значительной вязкостью. Этот вид отжига применяют в основном для малоуглеродистых сталей, предназначенных для холодной деформации.

Отжиг для снятия внутренних напряжений применяется в тех случаях, когда структура стали удовлетворительна и необходимо только снять внутренние напряжения, возникающие при кристаллизации, сварке или после механической обработки. В этом случае сталь нагревают значительно ниже линии PSK диаграммы Fe-Fe₃C (200-600°C).

Наиболее часто для стали применяют отжиг второго рода, который в зависимости от химического состава углеродистой стали может быть полным и неполным.

Полный отжиг применяется для доэвтектоидных сталей. Нагрев стали для полного отжига осуществляется на 30-50° выше линии GS диаграммы Fe-Fe₃C (рис. 27). При этом происходит полная перекристаллизация стали и уменьшение величины зерна. Исходная структура из крупных зерен феррита и перлита при нагреве превращается в

аустенитную, а затем при медленном охлаждении в структуру из мелких зерен феррита и перлита. Повышение температуры нагрева может привести к росту зерна. При полном отжиге снижается твердость и прочность стали, а пластичность повышается.

При неполном отжиге нагрев производится на 30-50°C выше линии PSK диаграммы Fe-Fe₃C (рис. 27). Он производится, если исходная структура не очень крупнозернистая или не надо изменить расположение ферритной (в доэвтектоидных сталях) или цементитной (в заэвтектоидных сталях) составляющей. При этом происходит лишь частичная перекристаллизация — только перлитной составляющей стали.

Отжиг доэвтектоидной стали.

Для доэвтектоидной стали применяют следующие виды отжига:

- полный;
- изотермический;
- нормализация;
- патентирование.

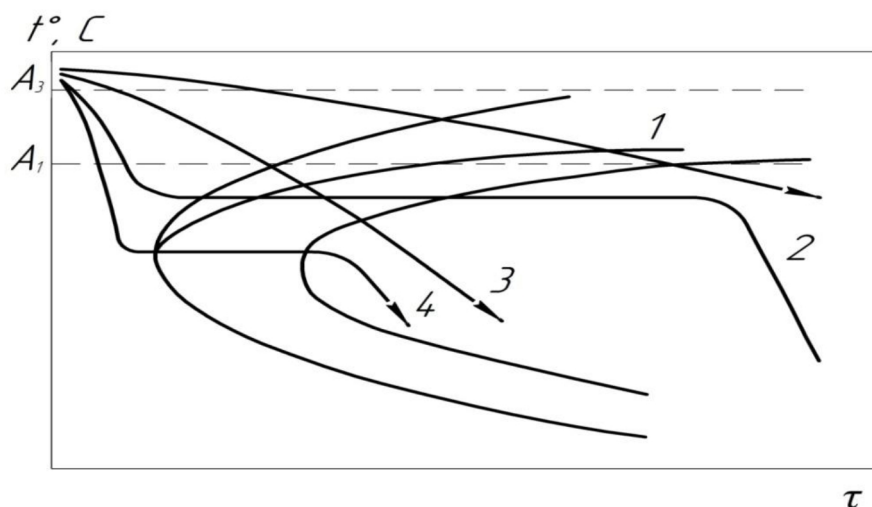


Рис. 28 Основные виды отжига доэвтектоидной стали:
1- полный; 2- изотермический; 3 -нормализация;4 - патентирование.

Полный отжиг проводится с нагревом стали в область аустенита. Полному отжигу подвергают доэвтектоидные стали (со структурой перлит + феррит). При нагреве выше критической точки $A_{с3}$ происходит полная перекристаллизация стали и соответственно образование структуры аустенита. Температура нагрева должна превышать точку $A_{с3}$ на 30-50 град. В этом случае мы получим структуру мелкозернистого аустенита. При несоблюдении такого интервала перегрева может сохраниться часть феррита (при недогреве), а при перегреве произойдет рост зерна аустенита. При последующем медленном охлаждении в результате протекания эвтектоидного превращения происходит распад аустенита с образованием структуры перлита и феррита. Если до отжига в виду определенных причин структура была крупнозернистой (сталь с такой структурой обладает неудовлетворительными механическими свойствами), то при фазовой перекристаллизации образуется структура мелкозернистого аустенита, которая при последующем охлаждении превращается в мелкозернистую структуру перлита и феррита.

Изотермический отжиг. В заводской практике с целью экономии времени чаще проводят изотермический отжиг. Сталь нагревают выше критической точки, быстро охлаждают до температуры, лежащей на 50-100 град ниже равновесной точки A_1 и выдерживают до полного распада аустенита. Поскольку температуру контролировать легче, чем скорость охлаждения, такой отжиг дает более стабильные результаты. В настоящее время изотермический отжиг применяют чаще, чем отжиг с непрерывным

охлаждением, особенно для легированных сталей, так как это сокращает продолжительность операции.

Нормализация – это термическая операция, которая заключается в нагреве стали до аустенитного состояния (выше A_3 или выше A_{cm}) и охлаждение на воздухе.

При нормализации охлаждение проводят на спокойном воздухе. При этом скорость охлаждения составляет 200–250 град/час. Нормализация – более дешевая операция, чем отжиг, т.к. печи используют только для нагрева и выдержки при температуре нормализации. Охлаждение осуществляют на воздухе, вне печи.

Отжиг и нормализация обычно являются первоначальными операциями термической обработки, цель которых – устранить дефекты предыдущих операций горячей обработки (литья иковки), или подготовить структуру к последующим технологическим операциям (например, обработке резанием или закалке). Однако довольно часто отжиг, а особенно нормализация, являются окончательной термической обработкой. Это происходит в том случае, когда после отжига или нормализации сталь имеет свойства, удовлетворительные с точки зрения эксплуатации детали, и не требуется дальнейшего их улучшения с помощью закалки и отпуска.

Для низкоуглеродистых нелегированных сталей разница в свойствах между отожженным и нормализованным состояниями практически отсутствует. Эти стали рекомендуется подвергать не отжигу, а нормализации. Для среднеуглеродистых сталей (0,3 – 0,5%С) различие в свойствах стали после отжига и нормализации существенно. В этом случае нормализация не может заменить отжига. Но для этих сталей (если речь не идет о деталях ответственного назначения) нормализация может заменить более дорогую термическую обработку – улучшение. Нормализация в этом случае придает стали по сравнению с отожженным состоянием более высокую прочность, но по сравнению с улучшенным состоянием нормализованная сталь имеет несколько меньшую пластичность и вязкость.

Патентирование. Патентирование применяется для получения высокопрочной канатной проволоки. При этом сталь нагревают до температуры превышающей A_3 на 1050-200⁰С, а затем охлаждают до 450-550⁰С в соляной или свинцовой ванне и наматывают на барабан. После такого отжига сталь имеет структуру мелкозернистого троостита. Затем сталь подвергается волочению, что позволяет получить предел прочности до 2000-3000МПа.

Отжиг заэвтектоидной стали.

Для заэвтектоидной стали применяют неполный отжиг и нормализацию.

Неполный отжиг. Заэвтектоидные стали подвергают неполному отжигу, так как полный отжиг приводит к появлению цементитной сетки по границам зерен пластинчатого перлита, что приводит к резкому снижению пластичности стали. Неполный отжиг, то есть нагрев стали выше температуры A_{c1} на 30-50 град – основной способ получения структуры зернистого перлита. Неполный отжиг заэвтектоидных сталей называют также **сфероидизацией**. Такой отжиг осуществляют маятниковым способом (температуру несколько раз изменяют вблизи линии PSK, то перегревая выше нее на 30-50⁰С, то охлаждая ниже на 30-50⁰С) или путем длительной выдержки (5-6 часов) при температуре несколько выше линии PSK и последующего медленного охлаждения. После такого отжига цементит, обычно присутствующий в структуре в виде пластин, приобретает зернистую форму. Сталь со структурой зернистого перлита обладает большей пластичностью, меньшей твердостью и прочностью по сравнению с пластинчатым перлитом. Отжиг на зернистый перлит применяется для подготовки сталей к закалке или для улучшения их обрабатываемости резанием. Структурой зернистого перлита должны обладать инструментальные стали.

Нормализация состоит из нагрева стали на 30-50⁰С выше линии SE диаграммы Fe-Fe₃C (рис.27), выдержки при этой температуре и последующего охлаждения на воздухе. Более быстрое охлаждение по сравнению с обычным отжигом приводит к

более мелкозернистой структуре и удалению сетки цементита вторичного, который может образовываться в стали при медленном охлаждении. С этой целью нормализацию применяют, например, после цементации.

4.2 Закалка стали

Закалка – это термическая операция, которая заключается в нагреве сплава до температуры выше критических точек и охлаждении с высокой скоростью. В зависимости от того происходит ли в сплаве полиморфное превращение, цель закалки различна. Если в сплаве не протекает полиморфного превращения, закалкой можно зафиксировать при комнатной температуре высокотемпературное структурное состояние. Если в сплаве протекает полиморфное превращение, что происходит, например, в углеродистой стали, закалку применяют для получения другой структуры – мартенсита.

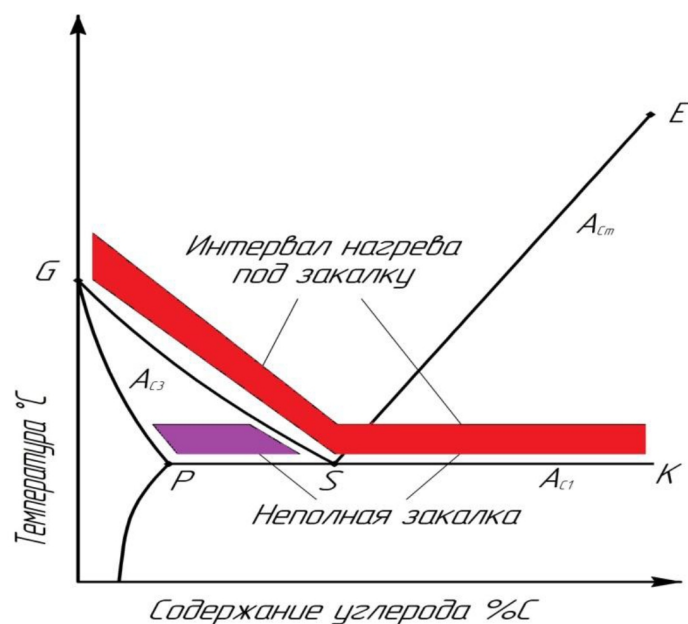


Рис. 29 Температурный интервал нагрева под закалку

Закалка углеродистой стали – это термическая операция, которая заключается в нагреве стали выше температуры фазового превращения, выдержке при этой температуре и охлаждении с высокой скоростью, выше некоторой критической.

Критическая скорость охлаждения – это минимальная скорость, охлаждая с которой в стали не происходит диффузионного распада аустенита с образованием структур перлитного типа, таких как перлит, сорбит, тростит, а также бейнит. При охлаждении со скоростью выше критической в стали происходит бездиффузионное (сдвиговое) превращение. Образовавшаяся в результате такого превращения структура названа в честь ученого-металлурга Мартенса - **мартенсит**.

Мартенсит - это пересыщенный твердый раствор углерода в феррите. Это неравновесная (метастабильная) структура, которая характеризуется максимальной твердостью и прочностью, но пластичность при этом практически равна нулю.

Закалку сталей подразделяют на объемную и поверхностную.

Объемная закалка направлена на получение максимально неравновесной структуры по всему объему детали. В зависимости от температуры нагрева закалку подразделяют на полную и неполную (рис.29). Для доэвтектоидной стали обычно

применяют полную закалку с нагревом выше точки A_3 ($A_{c3} + 0 - 50^\circ\text{C}$). А для заэвтектоидной – неполную с нагревом выше точки A_1 ($A_{c1} + 30 - 50^\circ\text{C}$).

Нагрев $> A_{c3}$ на $(30 - 50^\circ\text{C})$ при полной закалке позволяет получить мелкозернистый аустенит и, соответственно, после охлаждения – мелкокристаллический мартенсит (рис.30).

Нагрев $> A_{c1}$ на $(30 - 50^\circ\text{C})$ при неполной закалке приводит к сохранению в структуре кристаллов доэвтектоидного феррита, что снижает твердость и прочность стали.

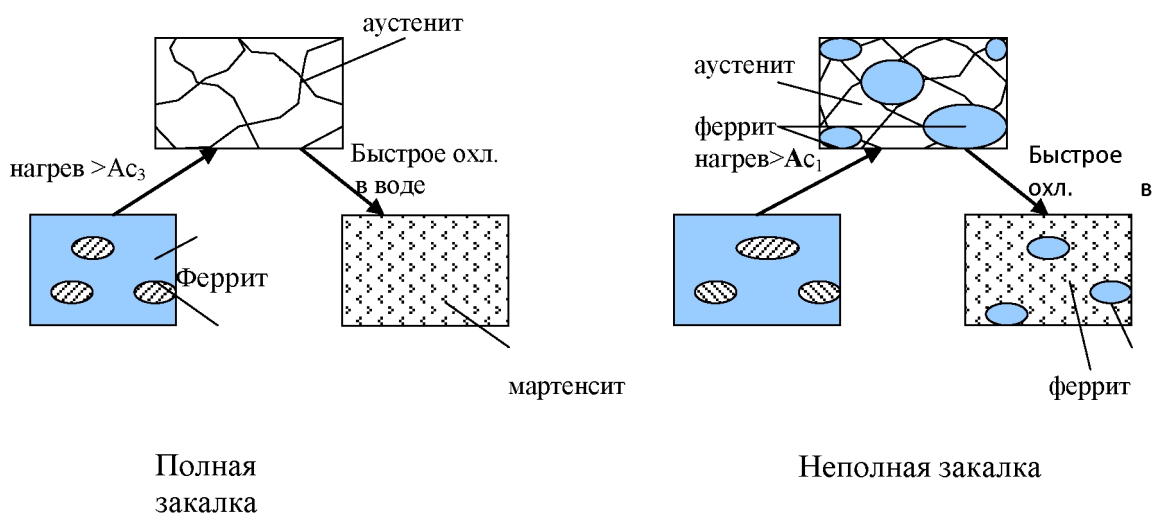


Рис. 30 Схема структурных превращений в доэвтектоидной стали при закалке

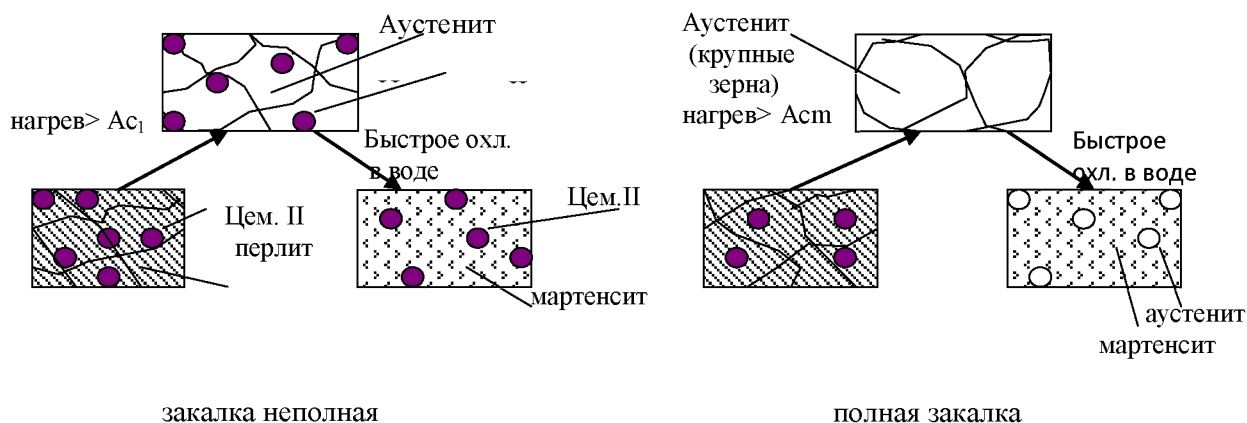


Рис.31 Схема структурных превращений в заэвтектоидной стали при закалке

Нагрев заэвтектоидной стали $> A_{c1}$ на $(30 - 50^\circ\text{C})$ при неполной закалке приводит к образованию структуры мартенсита с включениями вторичного цементита. Кристаллы цементита тверже кристаллов мартенсита, поэтому твердость стали выше, чем при полной закалке (рис.31).

Заэвтектоидные стали предварительно подвергают сфероидизации, поэтому избыточный Fe_3C_{II} округлой формы не вызывает снижения вязкости.

Нагрев $> A_{cm}$ при полной закалке приводит к укрупнению зерна аустенита, а в результате быстрого охлаждения - к образованию крупно игольчатого мартенсита с

повышенным количеством остаточного аустенита. В этом случае твердость и прочность стали будут ниже, чем при неполной закалке.

Для получения мартенситной структуры необходимо переохладить аустенит до M_n , следовательно скорость охлаждения должна превышать критическую скорость закали $V_{кр}$

Для углеродистых сталей необходимо очень резкое охлаждение ($\approx 1000^\circ\text{C}/\text{сек}$), поэтому в качестве охлаждающей среды используют холодную воду или воду с добавлением соли или едкого натра.

Многие легированные стали приобретают мартенситную структуру при охлаждении в холодных или подогретых **маслах** ($\approx 100^\circ\text{C}/\text{сек}$), а высоколегированные – на воздухе ($\approx 10^\circ\text{C}/\text{сек}$).

4.3 Отпуск стали.

Закаленная сталь очень твердая, но она хрупкая, у нее низкая пластичность и большие внутренние напряжения. В таком состоянии изделие не работоспособно, не надежно в эксплуатации. Поэтому для уменьшения внутренних напряжений и повышения пластичности после закалки всегда следует еще одна операция термической обработки, которая называется отпуск.

Отпуск – заключительная термическая операция, состоящая в нагреве закаленного сплава ниже температуры фазового превращения (для углеродистой стали это ниже температуры A_{c1}), выдержке и охлаждении на воздухе. Целью отпуска является получение более равновесной структуры, снятие внутренних напряжений, повышение вязкости и пластичности, создание требуемого комплекса эксплуатационных свойств стали.

Различают три вида отпуска.

1. Низкий отпуск углеродистой стали проводят при температуре $150-200^\circ\text{C}$. При этом из мартенсита выделяется часть избыточного углерода с образованием мельчайших карбидных частиц. Но поскольку скорость диффузии здесь еще мала, некоторая часть углерода в мартенсите остается.

Целью низкого отпуска является снижение внутренних напряжений и некоторое уменьшение хрупкости при сохранении высокой твердости, прочности и износостойкости изделий. Структура стали в результате низкого отпуска представляет собой мартенсит отпуска или мартенсит отпуска и вторичный цементит. Закалке и низкому отпуску подвергают режущий и мерительный инструмент, а так же изделия, которые должны обладать высокой твердостью и износостойкостью (например, штампы для холодной штамповки или валки прокатных станов). Закалке и низкому отпуску подвергают стали с $0,7 - 1,3\% \text{C}$.

2. Средний отпуск проводят при температуре $350 - 450^\circ\text{C}$. При этом из мартенсита уже выделяется весь избыточный углерод с образованием цементитных частиц. Тетрагональные искажения кристаллической решетки железа снимаются, она становится кубической. Мартенсит превращается в феррито-цементитную смесь с очень мелкими, в виде иголок, частицами цементита, которая называется трооститом отпуска.

При этом происходит некоторое снижение твердости при значительном увеличении предела упругости и улучшения сопротивляемости действию ударных нагрузок. Закалку и средний отпуск проводят для пружин, рессор, ударного инструмента. Средний отпуск применяют для стали с содержанием углерода $0,5-0,65\%$.

3. Высокий отпуск проводят для среднеуглеродистых сталей с содержанием углерода $0,3 - 0,45\%$. Он заключается в нагреве закаленной стали до температуры $550 - 650^\circ\text{C}$. Цель высокого отпуск – достижение оптимального сочетания прочности, пластичности и вязкости. Структура стали после закалки и высокого отпуска – сорбит отпуска (мелкая смесь феррита и зернистого цементита, более крупного по сравнению с

цементитом тростита отпуска). Термическая обработка, состоящая из закалки и последующего высокого отпуска, является основным видом термической обработки изделий из конструкционных сталей, подвергающихся в процессе эксплуатации действию высоких напряжений и ударных, часто знакопеременных нагрузок. Закалку с последующим высоким отпуском называют **улучшением**.

Время выдержки при низком отпуске составляет от 1 до 10-15 часов, так как при таких низких температурах диффузия углерода идет медленно. Для среднего и высокого отпуска обычно достаточно 1-2 часа. Для дисков газовых и паровых турбин, валов, цельнокованых роторов в теплоэнергетике требуется до 8 часов, потому что их структура должна быть максимально стабильной.

Изменение механических характеристик углеродистой стали при отпуске показано на рис. 32.

Таким образом, с повышением температуры и продолжительности отпуска увеличиваются пластические свойства стали, но снижаются ее твердость и прочность. В практике термической обработки стали режим отпуска назначают в соответствии с требуемыми свойствами, которые определяются условиями работы детали.

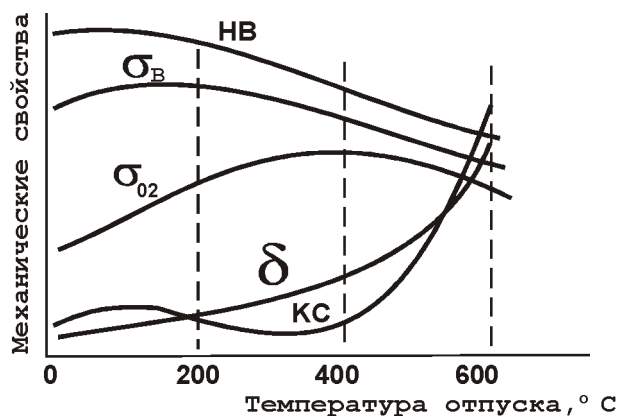


Рис. 32. Зависимость механических свойств стали от температуры отпуска

4.4 Отпускная хрупкость.

Отпускной хрупкостью называют резкое падение ударной вязкости при отпуске при определенных температурах.

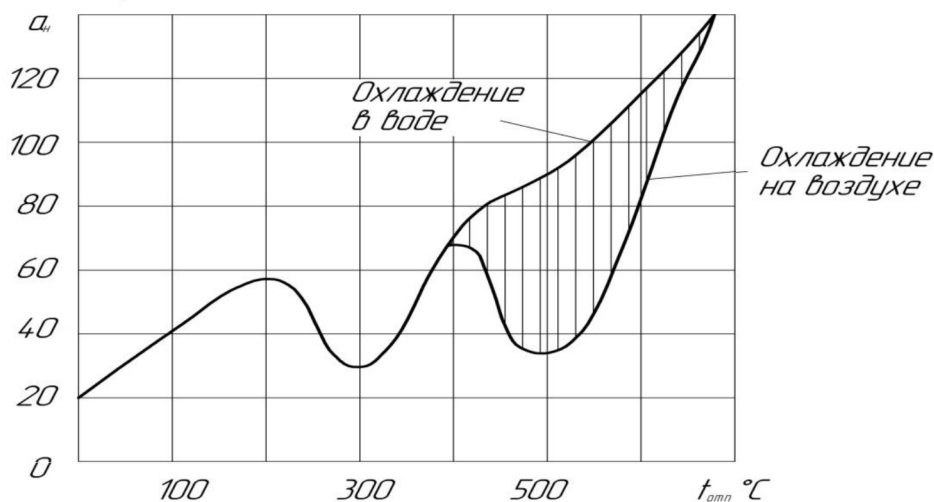


Рис. 33 Зависимость ударной вязкости от температуры отпуска

Различают два вида отпускной хрупкости — низкотемпературную и высокотемпературную. Первая развивается в температурном интервале 250-400⁰С. Ее называют необратимой или отпускной хрупкостью первого рода. Ударная вязкость

закаленной стали после отпуска в этом интервале меньше, чем после отпуска ниже 250°C (рис. 33).

Если охрупченную сталь, отпущенную при $250\text{--}400^{\circ}\text{C}$, отпустить при более высоких температурах для перевода в вязкое состояние, то повторный отпуск в интервале $250\text{--}400^{\circ}\text{C}$ не возвращает сталь в хрупкое состояние. Поэтому такую отпускную хрупкость называют необратимой.

Необратимая отпускная хрупкость в большей или меньшей степени свойственна всем сталям и не зависит от скорости охлаждения с температур отпуска. Ее причину связывают с неоднородным выделением карбидов по границам зерен при распаде мартенсита.

Второй провал на кривой ударной вязкости приходится на интервал температур отпуска примерно $450\text{--}600^{\circ}\text{C}$ при медленном охлаждении (рис.33). При этом быстрое охлаждение с температур высокого отпуска, например в воде, предотвращает развитие отпускной хрупкости. Если же сталь вновь нагреть в этот интервал и медленно охладить, то отпускная хрупкость возвращается. Новый нагрев выше 600°C с быстрым охлаждением устраняет хрупкость и т.д. Поэтому это явление называют обратимой или отпускной хрупкостью второго рода.

Развитие отпускной хрупкости второго рода связывают с повышенной концентрацией фосфора на границах зерен. Наиболее широко используемые легирующие элементы – хром, никель, марганец усиливают эффект обратимой хрупкости, а введение молибдена и вольфрама уменьшают его. Особенно сильно на снижение склонности к отпускной хрупкости влияет молибден при введении его в сталь более $0,2\%$.

4.5. Способы закалки стали.

Выбор того или иного способа охлаждения при закалке определяется во-первых получением наибольшей прокаливаемости и во-вторых минимальным уровнем остаточных внутренних напряжений, чтобы уменьшить коробление деталей.

Используются несколько способов закалки, которые классифицируются по методу охлаждения:

- 1-закалка в одном охладителе;
- 2-закалка в двух охладителях;
- 3-ступенчатая закалка;
- 4-изотермическая закалка.

Все рассмотренные способы закалки показаны на диаграмме распада переохлажденного аустенита на рис.34.

Закалка в одном охладителе (воде или масле). Это наиболее простой и распространенный способ. Однако, некоторые стали при охлаждении в воде склонны к возникновению трещин. При охлаждении в масле скорость охлаждения меньше, но многие стали при таком охлаждении не закаливаются (скорость охлаждения меньше $V_{\text{кр}}$ и мартенсит не образуется).

Примером такой закалки может быть процесс с охлаждением вначале в воде, а затем в масле.

Твердость после такой закалки такая же, как и в предыдущих способах, но напряжения и вероятность образования трещин еще меньше. В качестве жидких сред для ступенчатой закалки используют расплавы щелочей, селитры, легкоплавких металлов.

Для легированных сталей, обладающих высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, такую закалку применять нецелесообразно, так как они обычно хорошо закаливаются в масле, которое достаточно медленно охлаждает при температурах образования мартенсита.

Обработка стали холодом.

Обработку холодом проводят непосредственно после закалки путем погружения изделий в смесь авиационного бензина с жидким азотом на 1-1,5 часа.

1. Для инструмента из быстрорежущих сталей и деталей шарикоподшипников с целью повышения твердости;
2. Для улучшения свойств постоянных магнитов;

3. Для стабилизации размеров точного измерительного инструмента (например, калибров)

Закалка с самоотпуском.

При сквозной прокаливаемости все точки детали имеют практически одинаковую твердость. Однако, для ударного инструмента типа зубил, долот, штампов необходимо иметь высокую твердость рабочей поверхности и напротив высокую ударную вязкость хвостовой части. Этого можно добиться специальными способами охлаждения.

1. Охладить в воде только рабочую поверхность, вынуть деталь из воды и контролировать ее разогрев до нужной температуры по цветам побежалости.

2. Закалить всю деталь, а затем разогревать ее хвостовую часть, контролируя разогрев рабочей поверхности.

4.6 Поверхностная закалка

Для некоторых деталей при эксплуатации необходима высокая твердость и износостойкость поверхности в сочетании с хорошей вязкостью в сердцевине. Это касается деталей, работающих в условиях износа с одновременным действием динамических нагрузок (например, шестерни, пальцы, скрепляющие звенья трака гусеничных машин).

В таких случаях подвергают упрочнению не всю деталь, а только тонкий (несколько мм) поверхностный слой.

Поверхностная закалка – это нагрев до закалочных температур только поверхностного слоя детали с последующим быстрым охлаждением и образованием мартенситной структуры только в этом слое.

Осуществляют такую закалку быстрым нагревом поверхности, при котором сердцевина не успевает прогреваться за счет теплопроводности. При таком нагреве температура по сечению детали резко падает от поверхности к центру.

После охлаждения в сечении детали получаются три характерных зоны с разной структурой и свойствами (рис. 35).

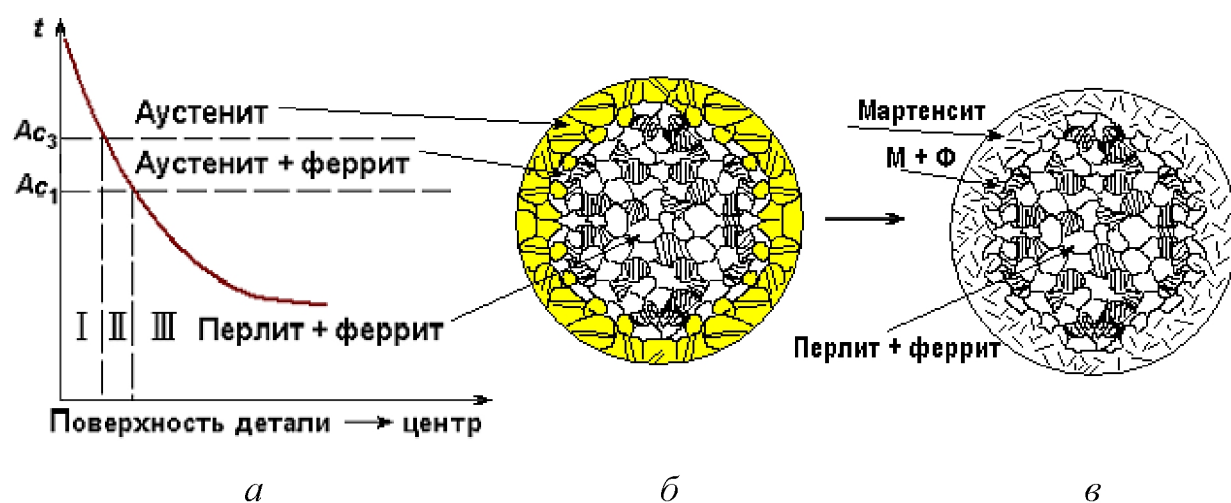


Рис. 35. Поверхностная закалка стали:

a – распределение температур по сечению; $б$ – структура при поверхностном нагреве;
 $в$ – структура после закалки

В зоне I после закалки получается мартенситная структура с максимальной твердостью, так как эта зона нагревалась выше критической температуры A_{c3} .

В зоне II после закалки в структуре, кроме мартенсита, будет присутствовать и феррит. Следовательно, твердость там будет ниже.

В зоне III нагрев и охлаждение не приводят к каким-либо изменениям структуры. Значит, здесь сохраняется исходная феррито-перлитная структура с низкой твердостью, но высокими пластическими свойствами.

После поверхностной закалки деталь может сопротивляться динамическим нагрузкам за счет вязкой сердцевины и хорошо работать в условиях износа благодаря твердой поверхности.

Быстрый нагрев поверхности, необходимый при такой технологии, осуществляется чаще всего индукционным способом (закалка ТВЧ). Деталь помещается в индуктор, подключенный к генератору тока высокой частоты. Переменное магнитное поле высокой частоты наводит в тонком поверхностном слое металла вихревые токи, и нагрев осуществляется за счет сопротивления металла протеканию этих токов. Немедленно после нагрева, который длится секунды, деталь помещают в спрейер для охлаждения.

Поверхностная закалка должна сопровождаться низким отпуском.

Чем выше частота внешнего переменного магнитного поля, тем тоньше слой, в котором сосредоточены вихревые токи. Поэтому глубина закаленного слоя может легко регулироваться и составляет от десятых долей миллиметра до 3–5 мм. Операцию закалки ТВЧ можно полностью автоматизировать. Способ очень производительный; коробление и окисление поверхности детали при этом минимально.

Иногда, для поверхностной закалки используют и другие способы нагрева - газопламенный, лазерный, а также нагрев краткосрочным погружением в расплав солей.

Для такого способа термообработки созданы специально стали пониженной прокаливаемости, например, 55ПП (0,55 % С и не более 0,5 % примесей).

4.7. Прокаливаемость и закаливаемость стали.

Прокаливаемость важнейшая характеристика стали, определяющая выбор марки стали в зависимости от размеров закаливаемой заготовки.

Закаливаемость стали характеризует твердость правильно закаленной стали и измеряется в единицах твердости. Чем больше содержание в стали углерода, тем больше искажения решетки мартенсита и выше твердость. Легирующие элементы на закаливаемость влияют слабо.

Прокаливаемость – это способность стали получать закаленный слой определенной глубины. Скорость охлаждения уменьшается от поверхности детали к центру, поэтому при большой толщине детали может оказаться, что в ее сердцевине скорость охлаждения меньше критической (рис.36). В этом случае на мартенсит закалится только поверхностный слой детали, а сердцевина будет незакаленной, с мягкой феррито-перлитной структурой.

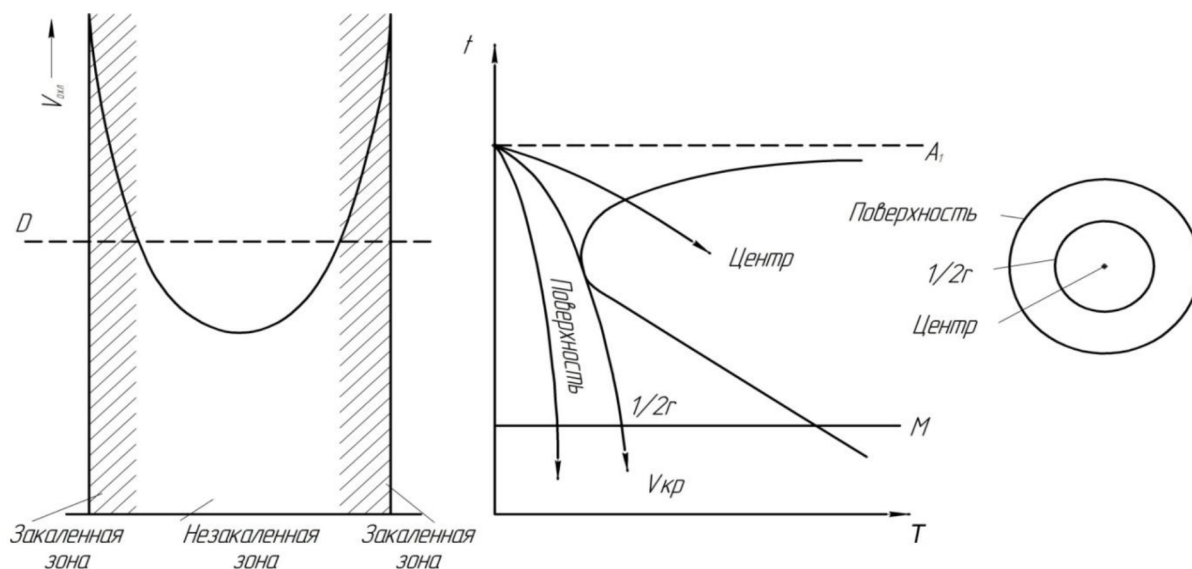


Рис. 36. Изменение скорости охлаждения по сечению детали

Прокаливаемость - расстояние от поверхности до того места, где в структуре 50% мартенсита и 50% тростита (полумартенситная зона). Твердость полумартенситной зоны зависит от содержания углерода в стали (рис.37). Прокаливаемость выражается в мм и зависит от состава стали, а точнее от величины верхней критической скорости закалки. С увеличением содержания углерода и легирующих элементов, верхняя критическая скорость закалки уменьшается, и глубина прокаливаемости увеличивается.

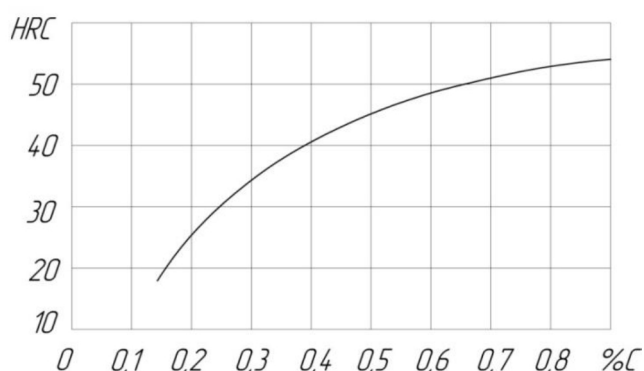


Рис. 37 Твердость полумартенситной зоны углеродистой стали.

Для характеристики прокаливаемости стали в справочниках приводят величину критического диаметра.

Критический диаметр – это максимальный диаметр цилиндрического прутка, который прокаливается насквозь в конкретной охлаждающей среде.

Чем больше прокаливаемость стали, тем лучше. Углеродистая сталь при охлаждении в воде имеет критический диаметр всего 10-15 мм. Прокаливаемость стали зависит главным образом от содержания легирующих элементов, которые затрудняют диффузионный распад аустенита, уменьшая тем самым критическую скорость охлаждения при закалке. Чем больше легирующих элементов в стали, тем выше ее прокаливаемость. Чем больше размер заготовки, тем более легированная сталь должна быть применена. Кроме того прокаливаемость больше при увеличении размера зерна аустенита и повышении его химической однородности.

Закаливаемость и прокаливаемость сталей определяют опытным путем. Значения этих характеристик для различных сталей приведены в справочниках.

Для определения прокаливаемости применяют стандартный метод торцевой закалки. Стандартный цилиндрический образец после нагрева в печи быстро переносят в специальную установку, в которой его охлаждают струей воды под напором только с торца. После полного охлаждения по его образующей производят замер твердости, начиная от торца, и строят кривую прокаливаемости. Величину прокаливаемости определяют по расстоянию от торца до полумартенситной зоны (рис.38), твердость которой известна заранее по экспериментальным данным, и определяется в основном содержанием углерода.

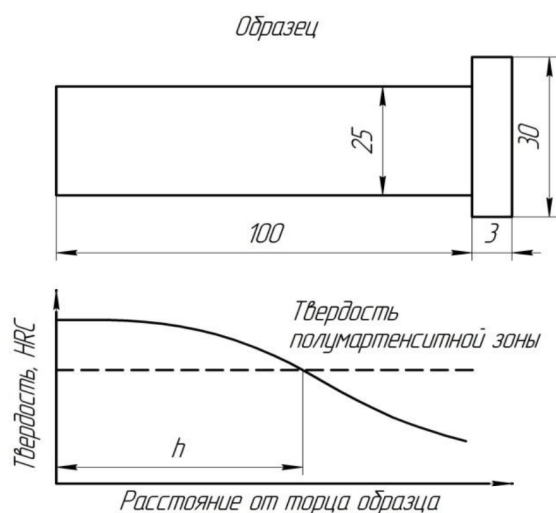
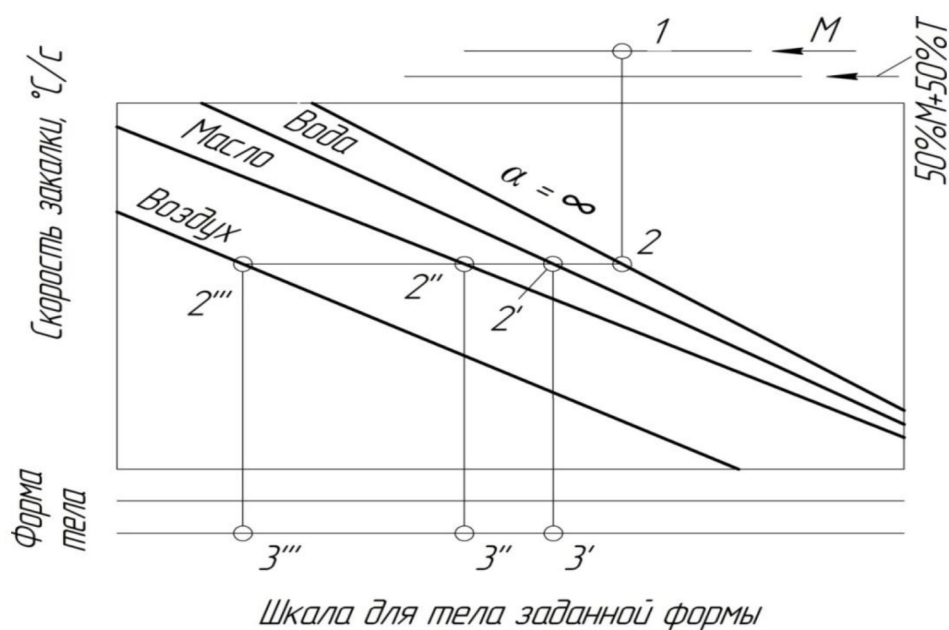


Рис. 38. Изменение твердости по длине образца после торцевой закалки.

Определение критического диаметра для изделий простой формы (шар, цилиндр, параллелепипед) может быть проведено с достаточно высокой точностью с помощью специальной номограммы. Исходной физической характеристикой является расстояние до полумартенситной зоны, полученное экспериментально в результате торцевой закалки. Эта величина откладывается на шкале сверху номограммы. Из этой точки опускаем перпендикуляр до линии идеального охлаждения. Из этой точки проводим горизонтальную линию до пересечения с линией охлаждения в воде, в масле, или на воздухе. А из этих точек опускаем перпендикуляры до шкалы тела определенной формы расположенной внизу номограммы (рис.39).



5. Термомеханическая обработка стали.

Термомеханическая обработка включает в себя пластическую деформацию, которая влияет на формирование структуры во время термического воздействия на металл. Пластическая деформация изменяет характер распределения и увеличивает плотность дефектов кристаллической решетки, что в свою очередь сильно влияет на характер формирования структуры при фазовых превращениях. Таким образом, после ТМО в сплаве образуется структура с повышенной плотностью дефектов кристаллического строения, что ведет к получению новых механических свойств.

Для стали применяют в основном два вида термомеханической обработки: низкотемпературную и высокотемпературную.

При НТМО переохлажденный аустенит деформируется в области его повышенной устойчивости, но обязательно ниже температуры начала рекристаллизации. После этого он превращается в мартенсит (рис. 40). После этого проводят низкий отпуск.

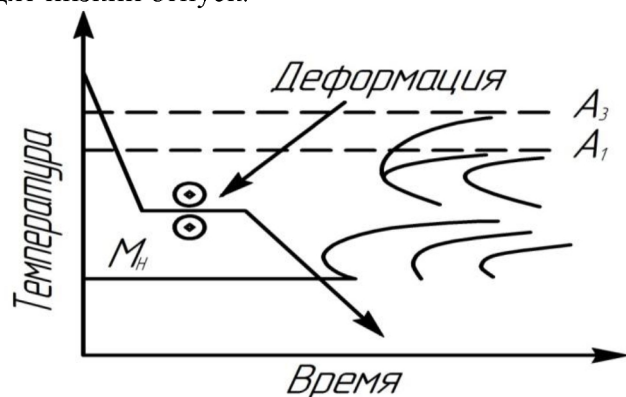


Рис. 40 Схема низкотемпературной (НТМО) термомеханической обработки стали

Причина упрочнения стали при НТМО – наследование мартенситом дислокационной структура деформированного аустенита. Дислокации при образовании мартенсита не исчезают, а передаются от исходной фазы к новой, т.е. мартенсит наследует субструктуру деформированного аустенита. Высокая плотность дислокаций, закрепленных атомами углерода и включениями карбидов, обуславливает получение высокой прочности с приемлемым уровнем пластичности.

НТМО применима только для легированных сталей, обладающих достаточным уровнем устойчивости переохлажденного аустенита. Кроме того, для проведения НТМО требуется наличие мощного деформирующего оборудования.

При ВТМО аустенит деформируют в области его высокотемпературной устойчивости, а затем проводят закалку на мартенсит (рис. 41). После закалки следует низкий отпуск.

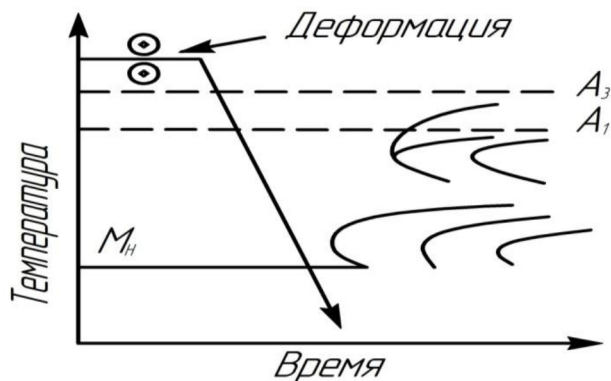


Рис. 41 Схема высокотемпературной (ВТМО) термомеханической обработки стали.

Режим ВТМО выбирают так, чтобы к началу мартенситного превращения аустенит имел развитую полигонизованную структуру. Степень деформации не должна быть слишком большой, чтобы не вызвать рекристаллизацию снижающую упрочнение. После окончания деформирования необходима немедленная закалка, чтобы предотвратить статическую рекристаллизацию и сохранить деформированную структуру к началу мартенситного превращения. Мартенситные кристаллы не выходят за пределы субзерен аустенита, что обуславливает их значительное измельчение и получение высокого комплекса свойств.

Важнейшее преимущество ВТМО – способность одновременно повышать и показатели прочности, и вязкость разрушения. Кроме того для проведения ВТМО не требуется мощное специализированное оборудование.

6.Химико-термическая обработка стали

6.1. Общая характеристика химико-термической обработки стали

Химико-термической обработкой (ХТО) называют поверхностное насыщение стали некоторыми химическими элементами, а именно неметаллами и металлами (например, углеродом, азотом, алюминием, хромом и др.) путем их диффузии в атомарном состоянии из внешней среды при высокой температуре. В ходе данных процессов обязательно изменяется химический состав, микроструктура и свойства поверхностных слоев изделий. При ХТО обрабатываемые детали нагревают в каких-либо химически активных средах. Основные параметры обработки - температура нагрева и продолжительность выдержки. ХТО обычно осуществляется за длительное время. Температуру процесса выбирают конкретно для каждого вида обработки.

Первостепенными процессами любого вида ХТО являются диссоциация, абсорбция и диффузия.

Диссоциация - разложение химического соединения для получения химических элементов в более активном, атомарном состоянии. Абсорбция – поглощение поверхностью детали атомов указанных неметаллов. Диффузия - перемещение абсорбированного элемента вглубь изделия. Скорости всех трех процессов обязательно должны согласовываться друг с другом. Для абсорбции и диффузии необходимо, чтобы насыщающий элемент взаимодействовал с основным металлом с образованием либо твердого раствора, либо химического соединения, так как при отсутствии этого химико-термическая обработка невозможна.

Основными видами химико-термической обработки стали являются цементация, азотирование, нитроцементация, цианирование и диффузионная металлизация.

Скорость диффузии атомов в решетку железа неодинакова и зависит от состава и строения образующихся фаз. При насыщении углеродом или азотом, составляющими с железом твердые растворы внедрения, диффузия протекает быстрее, чем при насыщении металлами, образующими твердые растворы замещения. Поэтому в данном случае, используют более высокие температуры и длительное время обработки, но, несмотря на это, получают меньшую толщину слоя, чем при азотировании и особенно науглероживании.

При определении толщины диффузионного слоя, полученного при насыщении стали тем или иным элементом, обычно указывается не полная его величина с измененным составом, а только глубина до определенной твердости или структуры (эффективная толщина).

6.2. Цементация

Цементацией называется процесс насыщения поверхностного слоя стали углеродом с целью повышения работоспособности деталей металлургических машин (всевозможные шестерни, зубчатые муфты и втулки, пальцы), испытывающих в процессе эксплуатации статические, динамические и переменные нагрузки и подверженных изнашиванию. При этом изделия, состоящие из низкоуглеродистых сталей (0,10 - 0,25% С), нагревают в среде, содержащей углерод. Выбор таких сталей необходим для того, чтобы сердцевина изделия, не насыщающаяся углеродом при цементации, сохраняла высокую вязкость после закалки.

На цементацию детали поступают после механической обработки нередко с припуском на шлифование 0,05 - 0,10 мм. Во многих случаях науглероживанию подвергается только часть детали, тогда участки, не подлежащие упрочнению, защищают тонким слоем меди (0,02 - 0,04 мм), которую наносят электролитическим способом или изолируют специальными обмазками, состоящими из смеси огнеупорной глины, песка и асбеста, замешанных на жидком стекле, и др.

Цементацию проводят в твердом, газообразном и жидком карбюризаторах.

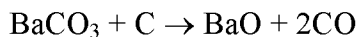
При науглероживании твердым карбюризатором в данном качестве применяется древесный уголь (дубовый или березовый) в зернах 3,5 – 10,0 мм. Для ускорения процесса цементации добавляют активирующие добавки - углекислый барий (BaCO_3) и кальцинированную соду – углекислый натрий (Na_2CO_3) в количестве 10 – 40 % от массы угля. Широко применяемый карбюризатор состоит из древесного угля, 20 – 25 % BaCO_3 и до 3,5 % CaCO_3 . Рабочую смесь для цементации составляют из 25 – 35 % свежего карбюризатора и 65 – 75 % отработанного; содержание карбоната бария в такой смеси колеблется в интервале 5 – 7 %.

Изделия, подлежащие цементации, после предварительной очистки укладывают в ящики: сварные стальные или реже литые чугунные прямоугольной или цилиндрической формы. При упаковке на дно ящика насыпают и утрамбовывают слой карбюризатора толщиной 20 – 30 мм, на который укладывают первый ряд деталей, выдерживая расстояния между ними и до боковых стенок ящика 10 – 15 мм. Слой изделий засыпают карбюризатором, который хорошо трамбуют. Так поступают по всей высоте ящика. Последний (верхний) ряд деталей засыпают слоем карбюризатора толщиной 35 – 40 мм с тем, чтобы компенсировать возможную его усадку. Ящик накрывают крышкой, кромки которой обмазывают огнеупорной глиной или смесью глины и речного песка разведенных на воде до тестообразного состояния. После этого ящик помещают в печь. Смесь нагревают до 900 – 950°C. Продолжительность выдержки при рабочей температуре зависит от требуемой толщины слоя и размеров ящика. Для получения пласта глубиной 0,7 - 1,5 мм выдержка составляет 6 – 15 ч. После цементации ящики охлаждают на воздухе до 400 – 500°C и затем раскрывают.

В основе данного процесса лежат следующие химические превращения. В цементационном ящике имеется воздух, кислород которого при высокой температуре взаимодействует с углеродом карбюризатора, образуя CO. При этом угарный газ в присутствии железа разлагается по уравнению



Углерод, выделяющийся в результате этой реакции, в момент его образования является атомарным и диффундирует в аустенит: $\text{C}_{\text{ат}} \rightarrow \text{F}_\gamma \rightarrow \text{F}_\gamma(\text{C})$ - аустенит. Добавление углекислых солей сильно активизирует карбюризатор, обогащая атмосферу в цементационном ящике оксидом углерода (CO), при протекания реакции:



Процесс твердого науглероживания имеет ряд недостатков: большое время (много вспомогательных операций), трудно поддается автоматизации и контролю; требуется большое количество обслуживающего персонала; оборудование очень громоздкое.

Наиболее распространенным способом является газовое науглероживание, имеющее ряд преимуществ. В ходе него можно точно получить заданную концентрацию углерода в слое; сокращается длительность процесса, так как отпадает необходимость прогрева ящиков, наполненных малотеплопроводным карбюризатором; обеспечивается возможность полной механизации и автоматизации процессов и значительно упрощается последующая термическая обработка изделий. При нем детали нагревают в атмосфере углеродсодержащих газов. Для этого используют природные или искусственные газы. Метан - более активный карбюризатор.

Основной реакцией, обеспечивающей науглероживание при газовой цементации, является диссоциация оксида углерода, образующегося в процессе окисления углеводородных газов, и диффузия формирующегося атомарного углерода в аустенит по вышеуказанным реакциям.

Газовую цементацию часто выполняют в безмуфельных или муфельных печах непрерывного действия, а также в шахтных печах периодического действия. При проведении процесса в них для науглероживания применяют керосин, спирты и т. д., каплями подаваемые в печь. Высокая термическая устойчивость и хорошая испаряемость жидких углеводородов позволяют в одном рабочем пространстве совместить получение газа и процесс цементации.

В печах непрерывного действия применяют эндотермическую контролируемую атмосферу, в которую добавляют до 5 % природного газа. Основное ее преимущество - возможность автоматически регулировать углеродный потенциал. Под ним понимают науглероживающую способность атмосферы, обеспечивающую определенную концентрацию углерода на поверхности цементованного слоя.

Для сокращения длительности процесса широко используют газовую цементацию, при которой углеродный потенциал эндотермической атмосферы вначале поддерживают высоким, обеспечивающим получение в поверхностной зоне стали 1,2 - 1,3 % C, а затем его снижают до 0,8 % C.

Процессы выполняют при 930 – 950°C. При этом сталь имеет структуру аустенита растворяющего до 2% C. Глубина цементованного слоя зависит не только от температуры, но и времени выдержки. Обычно для получения слоя толщиной 1,0 - 1,5 мм, процесс осуществляют за 8 - 12 часов.

Цементованный слой имеет переменную концентрацию углерода по глубине, убывающую от поверхности к сердцевине детали (рис.42).

За эффективную толщину цементованного слоя обычно принимают сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины переходной (доэвтектоидной) областей - до 0,40 - 0,45 % C или после закалки толщину до твердости HRC 50 или HV 500 - 600.

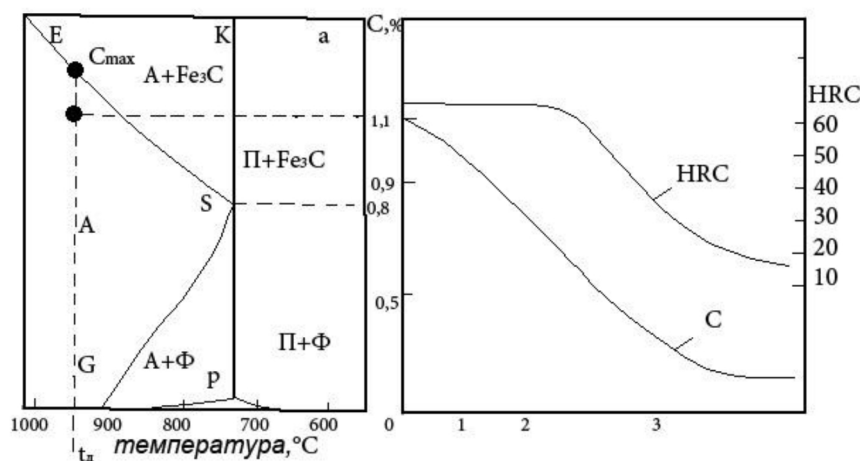


Рис. 42 Изменение концентрации углерода и твердости поверхности стали

Глубиной цементации условно считают расстояние от поверхности изделия до половины зоны, где в структуре наряду с перлитом имеется примерно такое же количество феррита. Толщина цементованного слоя составляет 1 - 2 мм, но может быть и больше. Степень цементации - это среднее содержание углерода в поверхностном слое (обычно не более 1,2 % C).

В связи с этим после медленного охлаждения в структуре науглероженного слоя можно различить (от поверхности к сердцевине) три зоны (рис.43): заэвтектоидную (а), состоящую из перлита и вторичного цементита, образующего сетку по бывшему зерну аустенита; эвтектоидную (б) из одного пластинчатого перлита и доэвтектоидную (в) из перлита и феррита.

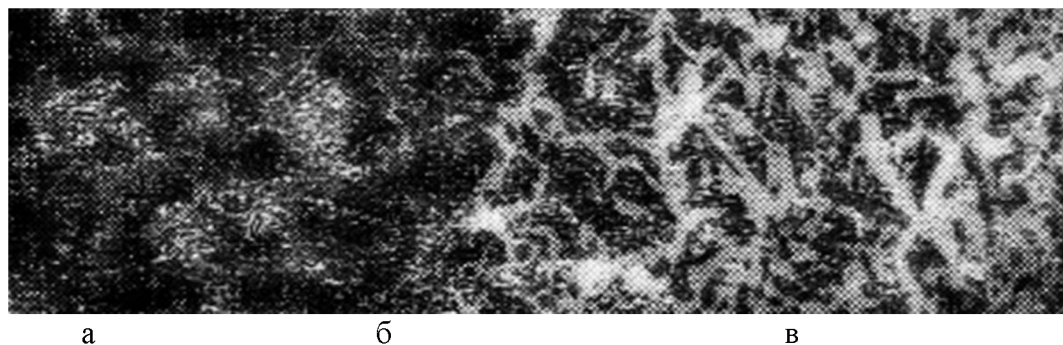


Рис. 43 Микроструктура поверхности детали поле цементации

После цементации изделия приобретают мелкозернистую структуру заэвтектоидной стали, состоящей из перлита и вторичного цементита. Однако непосредственно по окончании процесса науглероживания детали не получают требуемых свойств. Это достигается термической обработкой. Схемы различных вариантов термообработки приведены на рис.44.

После цементации изделия подвергают закалке с отпуском. Это обеспечивает получение в поверхностном слое изделий высокой твердости при сохранении мягкой вязкой сердцевины, возникновение напряжений сжатия, увеличивающих предел выносливости и долговечность деталей.

В ходе последующей ТО можно исправить структуру и измельчить зерно сердцевины и цементованного слоя, неизбежно увеличивающееся во время длительной

выдержки при высокой температуре цементации. Можно также получить большую твердость в науглероженной поверхности и хорошие механические свойства сердцевины; устранить карбидную сетку в цементованном слое, которая может возникнуть при насыщении его углеродом до заэвтектоидной концентрации.

По окончании газовой цементации используют закалку без повторного нагрева, а непосредственно из печи после подстуживания изделий до $840 - 860^{\circ}\text{C}$. Такая обработка не исправляет структуры науглероженного слоя и сердцевины и не приводит к измельчению зерна. Поэтому она применима только к наследственно мелкозернистой стали. Для уменьшения деформации цементованных изделий используют ступенчатую закалку в горячем масле $160 - 180^{\circ}\text{C}$.

Иногда термическая обработка состоит из двойной закали и отпуска. Первую закалку (или нормализацию) с нагревом до $880 - 900^{\circ}\text{C}$ назначают для исправления структуры сердцевины. Кроме того, при нагреве в поверхностном слое в аустените растворяется цементитная сетка, которая при быстром охлаждении вновь не образуется. Вторую закалку проводят с разогревом до $760 - 780^{\circ}\text{C}$ для устранения перегрева цементованного слоя и придания ему высокой твердости. Недостаток такой термической обработки заключается в большом объеме технологического процесса, повышенном короблении, возникающем в изделиях сложной формы, и возможности окисления и обезуглероживания.

Заключительной операцией термической обработки цементованных изделий во всех случаях является низкий отпуск при $160 - 180^{\circ}\text{C}$, переводящий мартенсит закали в отпущенный мартенсит.

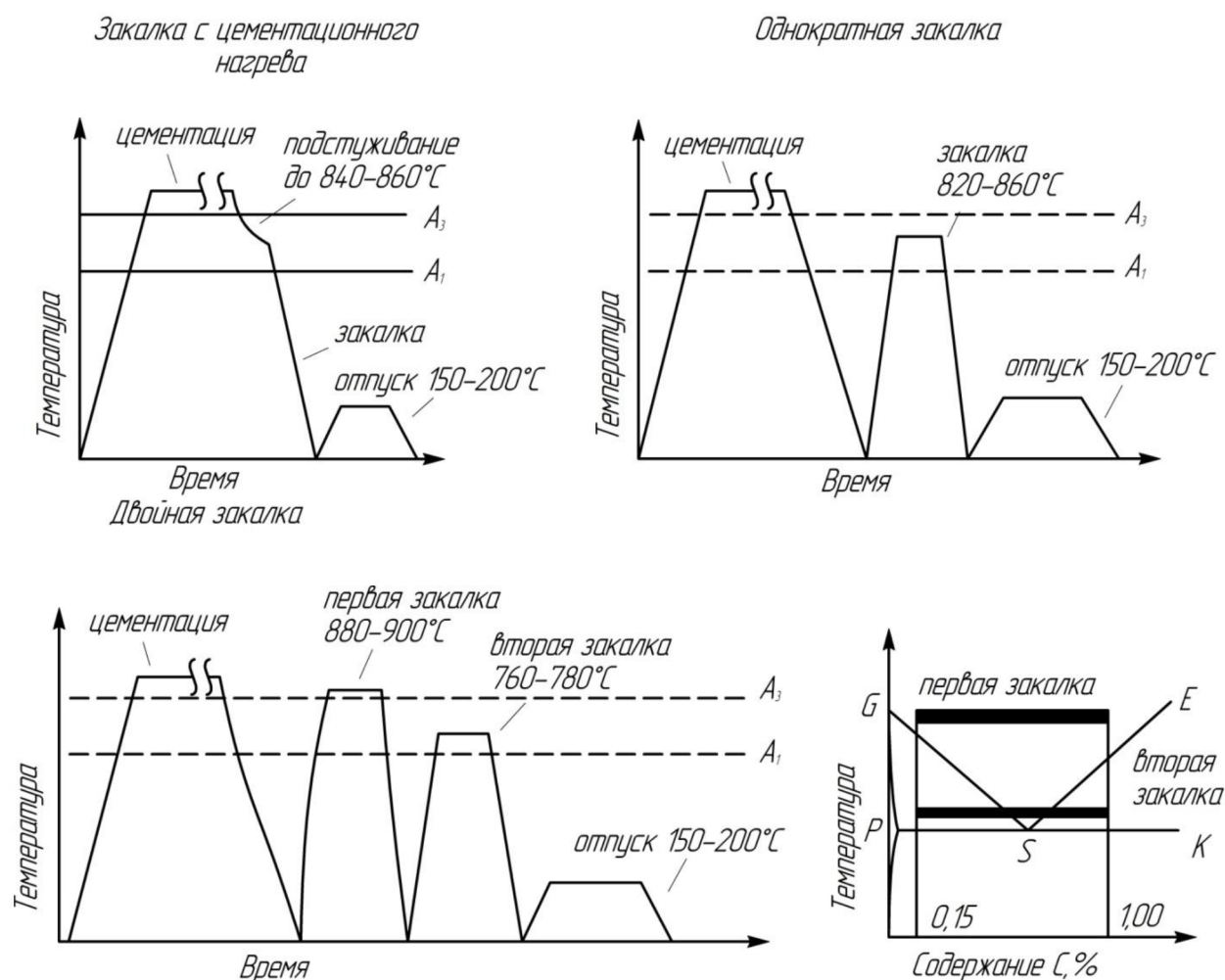


Рис. 44 Схемы возможных вариантов термообработки после цементации

Твердость поверхностного слоя для углеродистой стали составляет HRC 60 - 64, а для легированной HRC 58 - 61; снижение твердости объясняется образованием повышенного количества остаточного аустенита.

В результате термической обработки поверхностный слой приобретает структуру мартенсита или мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита и избыточных карбидов (рис.45).

Сердцевина деталей из углеродистой стали имеет структуру сорбита, а из легированных – бейнита или низкоуглеродистого мартенсита. Низкоуглеродистый мартенсит обеспечивает повышенную прочность и достаточную вязкость сердцевины. Твердость сердцевины обычно составляет HRC 30 - 40.



Рис. 45 Микроструктура поверхности детали после цементации и термообработки

6.3. Азотирование

Азотированием называется ХТО, при которой поверхностный слой детали насыщается азотом. Процесс осуществляется в атмосфере аммиака, который при нагревании разлагается. При этом увеличиваются не только твердость и износостойкость, а также предел выносливости и коррозионная стойкость в таких средах, как воздух, вода, пар и т. д.

Азотирование широко применяется для зубчатых колес, цилиндров мощных двигателей, многих деталей станков и других изделий.

В зависимости от условий работы деталей различают две разновидности процесса: для повышения поверхностной твердости и износостойкости, а также для улучшения коррозионной стойкости (антикоррозионное).

Продолжительность процесса в обоих случаях зависит от требуемой толщины азотированного слоя. Чем выше температура насыщения, тем ниже твердость и больше его глубина. Снижение твердости насыщаемого слоя связано с коагуляцией частиц нитридов легирующих элементов.

В первом случае детали насыщают азотом при 500 – 520°C, процесс продолжается от 24 до 90 ч (скорость составляет около 0,01 мм/ч). Содержание азота в поверхностном слое достигает 10 – 12 %, толщина - порядка 0,3 - 0,6 мм, твердость доходит до 1000 – 1200 единиц HV. Для ускорения процесса его проводят двух ступенчато: вначале при 500 – 520°C, а затем при 560 – 600°C. Последующее охлаждение осуществляют вместе с печью в потоке аммиака.

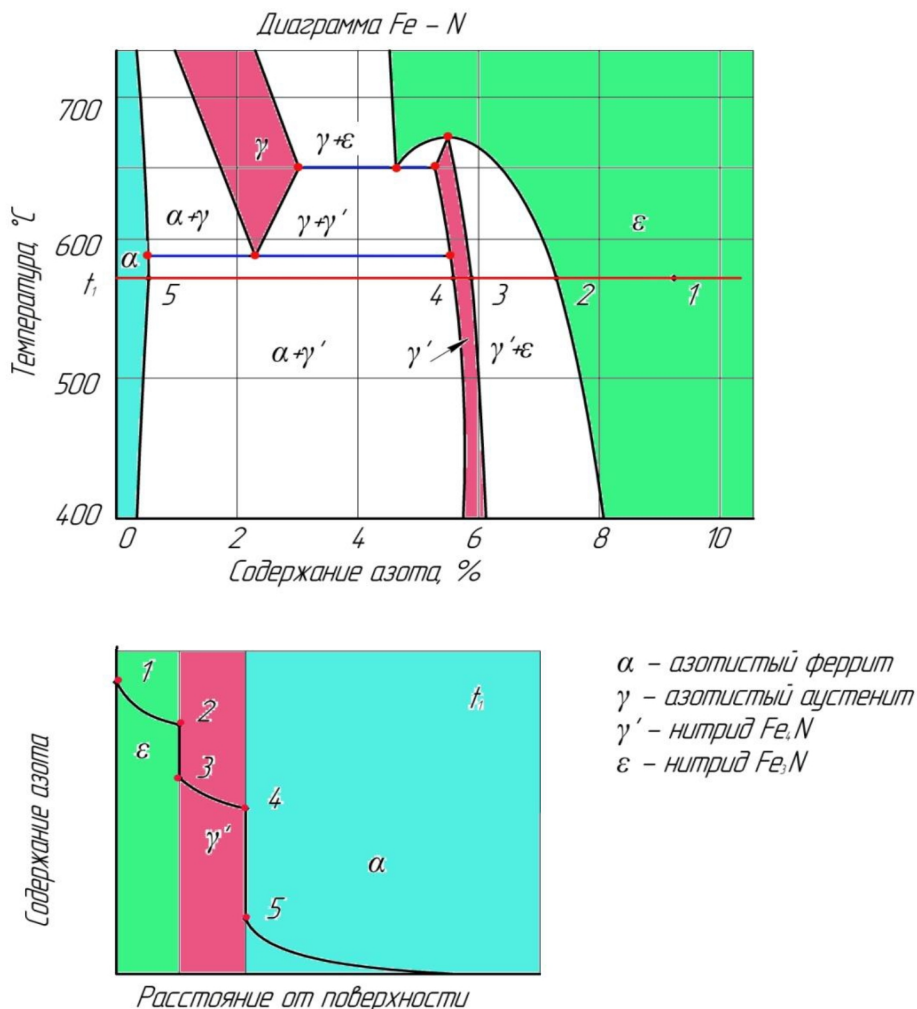
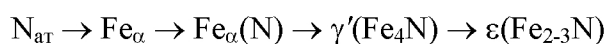
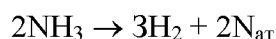


Рис. 46 Диаграмма состояния Fe-N и строение азотированного слоя.

Во втором случае азотирование проводят при 650 – 700 °С. Скорость диффузии увеличивается, продолжительность процесса сокращается до нескольких часов. На поверхности изделий образуется слой толщиной 0,01 - 0,03 мм, который обладает высокой коррозионной стойкостью. Для сокращения длительности процесса применяют азотирование в плазме тлеющего разряда.

Механизм процесса в обоих способах описывается следующими превращениями, включающими диссоциацию аммиака и поглощение атомарного азота железом:



Азотированный слой на железе (рис.46) состоит из нитридной зоны, представляющей собой смесь твердых растворов на основе нитридов железа Fe_{2-3}N (ε , 8,0 - 11,2 % N_2) и Fe_4N (γ' , 5,60 - 5,95 % N_2), и подслоя азотистого феррита (α), в котором при охлаждении выделяется нитрид железа Fe_4N . При азотировании выше 600 °С между нитридным слоем и α -фазой образуется слой азотистого аустенита (γ).

Насыщению азотом подвергают среднеуглеродистые легированные стали, содержащие хром (Cr), молибден (Mo), ванадий (V), вольфрам (W) и алюминий (Al) и приобретающие особо высокую твердость и износостойкость. При этом образуются нитриды Cr_2N , Mo_2N , VN и др., которые, выделяясь в α -фазе (азотистом феррите) в

дисперсном виде, препятствуют движению дислокаций и тем самым повышают твердость азотированного слоя. Наиболее сильно это делают нитриды ванадия, хрома, молибдена, а также алюминий, который растворяется в γ' -фазе.

Если главными требованиями, предъявляемыми к азотированному слою, является высокая твердость на поверхности до HV 1200 и износостойкость, то применяют сталь 38Х2МЮА (0,35 - 0,42%С, 1,35 - 1,65 % Сг, 0,70 - 1,10 % А1 и 0,15 - 0,25 % Мо). Молибден устраняет отпускную хрупкость в сплаве. В настоящее время для азотирования широко используют и другие конструкционные легированные стали.

В процессе насыщения азотом немного изменяются размеры изделия из-за увеличения объема поверхностного слоя. Деформация возрастает при повышении температуры азотирования и увеличении трещины слоя.

В последние годы получило распространение азотирование при 570°C в атмосфере, содержащей 50 % объемн. эндогаза и 50 % NH_3 или 50 % CH_4 и 50 % NH_3 , а также в расплавленных солях (55 % NH_2CO + 45 % Na_2CO_3), через которые пропускается сухой воздух (соли расплавляют в титановых тиглях). В результате такой обработки на поверхности образуется тонкий слой карбонитрида $\text{Fe}_{2-3}(\text{N}, \text{C})$, обладающий высокой твердостью (HV 600 - 1200) и износостойкостью. Такая обработка повышает предел выносливости.

Азотирование – завершающая операция при изготовлении деталей. Они подвергаются ей после окончательной механической и термической обработок – закалки с высоким отпуском. После этого в изделиях формируется структура сорбита, которая сохранится в его сердцевине и после насыщения и обеспечит ему повышенную прочность и вязкость. Такие детали имеют серый цвет.

Сравнивая цементацию и азотирование, можно отметить следующее: продолжительность первого вида обработки меньше; упрочненный слой получается более глубоким и допускает большие удельные давления при эксплуатации; твердость науглероженного слоя в 1,5 - 2,0 раза меньше и сохраняется при нагреве только до 180 – 125°C, в то время как азотированный удерживает твердость до 600 – 650°C.

6.4. Нитроцементация

Нитроцементацией называют процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали одновременно углеродом и азотом при 840 – 860°C в газовой среде, состоящей из науглероживающего газа и аммиака. Продолжительность процесса 4 – 10 ч. Основное назначение нитроцементации - повышение твердости, износостойкости и предела выносливости стальных деталей.

Для нитроцементации легированных сталей рекомендуется использовать контролируемую эндотермическую атмосферу, к которой добавляют от 1,5 до 5,5 % объемн. необработанного природного газа и 1,0 - 3,5 % объемн. NH_3 .

После нитроцементации следует закалка непосредственно из печи, реже вслед за повторным нагревом, применяют и ступенчатую закалку. Далее за закалкой проводят отпуск при 160 – 180 °C.

При оптимальных условиях насыщения структура нитроцементованного слоя должна состоять из мелкокристаллического мартенсита, небольшого количества мелких равномерно распределенных карбонитридов и 25 – 30 % остаточного аустенита.

Твердость поверхности после закалки и низкого отпуска HRC 58 - 60, HV 5700 – 6900 МПа. Высокое содержание остаточного аустенита обеспечивает хорошую прирабатываемость.

6.5. Цианирование

Цианированием называют также совместное насыщение поверхности стали углеродом и азотом вследствие окисления расплавленных цианистых солей при нагревании до 820 – 960 °С.

Для получения слоя небольшой толщины (0,15 - 0,35 мм) процесс проводят при 820 – 860°С в ваннах, содержащих 20 – 25% цианистого натрия - NaCN, 25 – 50% хлорида натрия - NaCl и 25 – 50% кальцинированной соды – Na₂CO₃. Продолжительность насыщения определяется требуемой глубиной слоя и составляет 30 - 90 минут. Вслед за цианированием закалку выполняют непосредственно из цианистой ванны и дают низкотемпературный отпуск (180 – 200°С). Твердость цианированного слоя после термической обработки - HRC 58 - 62; толщина 0,15 - 0,30 мм. Этот вид цианирования применяют для мелких деталей.

Для получения слоя большой глубины (0,5 - 2,0 мм) цианирование проводят при 930 – 960°С в ванне, содержащей 8% NaCN, 82% BaC₄ и 10% NaCl. Зеркало ванны покрывают графитом для предупреждения больших потерь тепла и угара цианистых солей. Продолжительность выдержки изделий в ванне составляет 1,5 - 6,0 ч. При высоких температурах сталь с поверхности в большей степени насыщается углеродом (до 0,8 - 1,2% С) и в меньшей степени - азотом (0,2 - 0,3% N). После цианирования детали охлаждают на воздухе, а затем закаливают с нагревом в соляной ванне или печи и подвергают низкотемпературному отпуску. Структура цианированного слоя после закалки такая же, как цементованного. Глубокое цианирование применяют на некоторых заводах вместо цементации.

6.6 Сульфазотирование

Сульфазотирование применяют для улучшения приработки, повышения износостойкости и противозадирных свойств, особенно при «сухом» и «полусухом» трении, применяют сульфазотирование, т. е. одновременное насыщение поверхности изделий азотом, углеродом и серой. Сульфазотированный слой имеет строение аналогичное азотированному слою, но на поверхности образуется тонкая окисульфидная пленка. Процесс осуществляется при 560-620°С в атмосфере аммиака и эндогаза с добавками серосодержащих веществ H₂S, CS₂ и SO₂.

6.7 Борирование

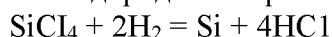
Борирование стали - химико-термическая обработка насыщением поверхностных слоев стальных изделий бором при температурах 900...950°С. Цель борирования - повышение твердости, износостойкости и некоторых других свойств стальных изделий. Диффузионный слой толщиной 0,05...0,15 мм, состоящий из боридов FeB и Fe₂B, обладает весьма высокой твердостью, стойкостью к абразивному изнашиванию и коррозионной стойкостью. Борирование применяют также для повышения износостойкости поверхностного слоя стального изделия при повышенных температурах. Изделия, подвергшиеся борированию, обладают повышенной до 800°С окалиностойкостью и теплостойкостью до 900–950°С. Твердость борированного слоя в сталях перлитного класса составляет 15 000–20 000 МПа. Борирование особенно эффективно для повышения стойкости (в 2...10 раз) штампового инструмента.

Борирование может осуществляться в твердых, жидких (электролизное и безэлектролизное борирование) и газообразных средах. При борировании в твердых средах, обрабатываемые детали помещаются в герметически закрываемые контейнеры, называемые боризаторами. Процесс твердофазного борирования, или борирования в порошковых средах, осуществляется в вакууме или водородных средах. Жидкофазное (безэлектролизное) борирование применяют только в случае обработки деталей сложной конфигурации. Углерод в процессе борирования оттесняется от поверхности стали и в насыщаемой зоне образуется зона сплошных боридов, химический состав форма и структура которых напрямую зависит от химического состава стали. Углерод

и легирующие элементы уменьшают глубину насыщаемого слоя, чем выше их содержание, тем меньше глубина борирования.

6.8 Силицирование

Силицирование - поверхностное или объёмное насыщение материала кремнием. Силицирование производится обработкой материала в парах кремния, образующихся при высокой температуре над кремниевой засыпкой, или в газовой среде, содержащей хлорсиланы, восстанавливающиеся водородом по реакции:



Температура процесса насыщения 1100-1200° С. Глубина слоя достигает 0,8 мм, но продолжительность около суток. При насыщении из газовой фазы используют газ SiH_4 – моносилан. Силицирование чаще проводят одновременно с насыщением детали Al, этот процесс называют алюмосилицированием. В результате на поверхности образуется FeAl интерметаллидная фаза и Al_2O_3 . Силицирование применяют для деталей, работающих при повышенных температурах. Внедрение Si в поверхность позволяет повысить жаростойкость, т.е. сопротивление поверхности окислению при высоких температурах. После силицирования на поверхности образуется окислы кремния, либо двойные окислы - шпинели FeSi_2O_4 , FeAl_2O_4 .

6.9 Диффузионное насыщение металлами

Насыщение поверхности стали металлами в ходе их высокотемпературной химико-термической обработки в соответствующих насыщающих средах называется диффузионной металлизацией. Целью такого вида химико-термической обработки является изменение состава, структуры и свойств поверхностного слоя стали путем введения в него таких металлов, как хром, алюминий, титан, цинк, вольфрам, ванадий, ниобий. Диффузионная металлизация, в зависимости от насыщающего элемента, может проводиться в диапазоне температур от 400 до 1700 °С. Техническое исполнение этого вида химико-термической обработки может быть выполнено рядом способов, например, погружением обрабатываемой детали в ванну с расплавленным металлом. Такой метод применим в том случае, когда температура плавления насыщающего металла оказывается значительно ниже температуры плавления стали. В случае необходимости насыщения поверхности стальной детали тугоплавкими металлами возможно использование погружения детали в расплавы солей насыщающего металла, насыщения поверхности детали из газовой фазы, состоящей галогенидов диффундирующего металла, диффузии насыщающего металла путем его испарения из сублимированной фазы, метода циркуляционного газового насыщения и т. п.

Подобная химико-термическая обработка может включать в себя как насыщение только одним элементом, например, насыщение поверхности детали хромом — хромирование, насыщение алюминием — алитирование, так и насыщение группой металлов — хромоалитирование (одновременное насыщение хромом и алюминием), одновременное насыщение поверхности детали металлами и неметаллами — карбохромирование (насыщение поверхности углеродом и хромом). Совместное насыщение поверхности детали рядом элементов может проводиться как одновременно, так и последовательно.

В результате диффузионной металлизации в поверхности стали возникают слои высоколегированных твердых растворов диффундирующих элементов в железе, создавая принципиально иные физико-химические свойства поверхностных, защитных слоев изделия. Изделие, поверхность которого обогащена этими элементами, приобретает ценные свойства, к числу которых относятся высокая жаростойкость, коррозионная стойкость, повышенная износостойкость и твердость.

Алитирование - насыщение поверхности стали алюминием. В результате алитирования сталь приобретает высокую окислительную стойкость (до 850 - 900 °С), так как в

процессе нагрева на поверхности алитированных изделий образуется плотная пленка окиси алюминия Al_2O_3 , предохраняющая металл от окисления.

Алитирование проводят в порошкообразных смесях (50% Al или ферроалюминия, 49% Al_2O_3 и 1% NH_4Cl или 99% ферроалюминия и 1% NH_4Cl) при температуре 1000°C и выдержке в течение 8ч. В результате образуется слой в 0,4—0,5 мм, насыщенный алюминием. Алитирование выполняется также металлизацией в расплаве алюминия (с 6—8% железа) при 700—800°C с последующей выдержкой и др. методами.

Структура алитированного слоя представляет собой твердый раствор алюминия в α -железе. Твердость алитированного слоя (на поверхности) до 500 HV, износостойкость низкая. Алитирование поверхности стальных и др. металлических деталей проводится с целью повышения окалиностойкости до температуры 1100°C и сопротивления атмосферной коррозии. Чаще всего алитируются детали из малоуглеродистых аустенитных сталей. При алитировании в течение 12 ч при 1100°C у стали с 0,06 % углерода толщина слоя составляет 1 мм, у стали с 0,38 % углерода — менее 0,9 мм, при температуре 850 °C — 0,17 и 0,14 мм соответственно). Содержание алюминия в насыщенном слое может достигать 40–50 %, однако при превышении его концентрации 30% отмечается повышенная хрупкость слоя и для выравнивания его концентрации по сечению поверхностного слоя обычно выполняется термическая обработка жаропрочных сплавов.

Алитирование применяют также при изготовлении клапанов автомобильных двигателей, лопаток и сопел газовых турбин, деталей аппаратуры для крекинга нефти и газа, труб пароперегревателей, печной арматуры и т. п. Алитирование в расплавленном алюминии широко пользуются вместо горячего цинкования (листы, проволока, трубы, строит, детали).

Хромирование — способ химико-термической обработки, состоящий в высокотемпературном (900–1300 °C) диффузионном насыщении поверхности обрабатываемой детали хромом в насыщающих средах с целью придания ей жаростойкости (до 800 °C), коррозионной стойкости в пресной и морской воде, растворах солей и кислот, эрозионной стойкости. Диффузионное насыщение поверхности стали хромом, также уменьшает скорость ползучести материала, повышает его сопротивление термическим ударам. Хромирование также повышает предел выносливости стали при комнатных и повышенных температурах, что связано с возникновением в слое сжимающих напряжений.

Хромирование сталей, содержащих свыше 0,3 - 0,4% C, повышает также твердость и износостойкость. Диффузионный слой, получаемый при хромировании технического железа, состоит из твердого раствора хрома в α -железе. Карбидный слой обладает высокой твердостью. Твердость слоя, полученного хромирования железа, 250 - 300 HV, а хромированием стали - 1200 - 1300 HV.

Хромированию подвергаются стали различных классов — ферритных, перлитных и аустенитных, сталей различного назначения.

Структура хромированного слоя напрямую зависит от содержания в стали углерода. Если в малоуглеродистых сталях этот слой обычно состоит из твердого раствора замещения хрома в α -железе, то в случае высокоуглеродистых материалов может образовываться слой карбидов, состоящий, например, для сталей с 0,8–1,0 % углерода из карбидов $Cr_{23}C_6$, расположенных в верхних слоях насыщенной хромом поверхности и карбида Cr_7C_3 лежащего ниже. Под карбидными слоями располагается эвтектоидный слой, состоящий из троостита и карбида Cr_7C_3 . Кроме углерода на параметры хромированного слоя влияет легирующий комплекс стали. Все карбидообразующие элементы - вольфрам, молибден, титан, ванадий и т. д., увеличивают глубину хромированного слоя, элементы, расширяющие аустенитную область, — никель, кобальт — уменьшают глубину хромирования. Это связано с особенностями диффузии хрома в α -Fe и γ -Fe. С одной стороны, скорость диффузии

атомов хрома в α -железе значительно выше, чем в аустените, с другой, — при легировании вольфрамом, молибденом и другими карбидообразующими элементами содержание хрома в стали в исходном, до химико-термической обработки, состоянии превосходит его концентрацию в сталях углеродистых или легированных, например, только никелем.

Твердость насыщенной хромом поверхности у средне- и высокоуглеродистых сталей, то есть тогда, когда хром в поверхности находится в виде слоя карбидов, составляет 12 000–13 000 МПа. Твердость хромированного слоя у низкоуглеродистых сталей, когда хром находится в твердом растворе, не превышает 1500–3000 МПа.

Наиболее широко применяется метод диффузионного хромирования в порошках, содержащих хром или феррохром и активные добавки в виде галогенидов аммония (контактный метод). При этом подвергающиеся химико-термической обработке детали укладываются в специальные контейнеры (ящики) с двойными крышками для повышения герметичности и подвергаются высокотемпературным нагревам в соответствующих смесях в течение 6–12 ч. Особо широкое применение этого метода объясняется простотой применяемого оборудования, отсутствием необходимости создания специальных производств и участков.

Кроме однокомпонентного насыщения поверхности стали хромом достаточно широкое применение нашли процессы совместного насыщения: углеродом и хромом — карбохромирование, хромом и кремнием — хромосилицирование, хромом и алюминием — хромоалитирование.

Карбохромирование — это процесс последовательного насыщения поверхности детали углеродом, а затем хромом, способствующий повышению твердости, износостойкости, жаропрочности, коррозионной стойкости материала. Режимы и способы данной химико-термической обработки соответствуют режимам и способам цементации и хромирования изделий.

Хромосилицирование — это одновременное насыщение поверхности детали хромом и кремнием. Температура хромосилицирования составляет, в зависимости от состава обрабатываемого материала и способа хромосилицирования, 900–1200 °С. Детали, подвергшиеся хромосилицированию, по сравнению с хромированными деталями, обладают повышенной окалиностойкостью и кислотостойкостью, повышенным сопротивлением эрозии в области высоких температур.

Хромоалитирование — это совместное или последовательное насыщение поверхности детали хромом и алюминием. Температура процесса находится в пределах 900–1200 °С. Хромоалитирование проводится для создания в поверхности детали слоев с повышенной, по отношению к хромированным деталям, жаростойкостью, достигающей 900 °С, и эрозионной стойкостью. В зависимости от требований, предъявляемых к обрабатываемому изделию, возможно получение хромоалитированных слоев с различными соотношениями в концентрациях диффундирующих элементов.

Титанирование — процесс диффузионного насыщения поверхности сталей титаном. Насыщение осуществляется при температурах порядка 1100 °С, глубина насыщения обычно не превышает 0,3 мм. С помощью титанирования стальным деталям придается исключительно высокая коррозионная стойкость, характерная для титана главным образом в средах различных кислот. Титанирование может проводиться в твердых (порошкообразных), жидких и газообразных насыщающих средах. Процесс по технологическим и химическим особенностям близок к хромированию — так же, как при хромировании, в поверхностных слоях малоуглеродистых сталей в процессе насыщения их титаном создается α -твердый раствор титана в железе, который содержит до 30 % титана. Также возможно образование в поверхностном слое сталей интерметаллидного соединения $TiFe_2$. В сталях с высоким содержанием углерода в поверхностных слоях дополнительно образуются карбидные соединения, резко повышающие твердость насыщенного слоя.

Цинкование — процесс диффузионного насыщения поверхности детали цинком. Химико-термические методы цинкования включают в себя горячее цинкование или цинкование погружением, цинкование в порошке цинка — шерардизация, цинкование в парах цинка. Кроме этих методов используется электролитическое цинкование, металлизация напылением и нанесение цинкосодержащих красок. Цинкование — процесс, способствующий резкому повышению коррозионной стойкости. Повышение коррозионной стойкости при цинковании стальных деталей достигается за счет двух химических процессов: цинк, по отношению к железу являясь электроположительным металлом, тормозит коррозию поверхности детали. Под воздействием атмосферной влаги на цинкованной поверхности стальной детали образуется слой карбонатов и оксидов цинка, оказывающий также защитное действие. Температура цинкования зависит от способа проведения операции. Так, при цинковании в порошках температура процесса колеблется в пределах 370–430 °С, при цинковании погружением — 430–470 °С. Также широк интервал времен выдержек при цинковании. Если при цинковании в порошковых смесях слой толщиной около 0,1 мм достигается в среднем за 10 часов, то при цинковании погружением толщину слоя в 0,3 мм получают за 10 секунд процесса.

Горячее цинкование считается одним из самых надежных, экономичных и потому распространенных методов защиты железа и стали от коррозии. Для металлоконструкций горячее цинкование является бесспорно самым распространенным видом покрытия. Толщина цинкового слоя колеблется от 40 до 85 мкм, обычно - от 45 до 65 мкм.

В зависимости от режима насыщения в диффузионном слое на поверхности железа может образоваться η -фаза (твердый раствор железа в цинке), далее слой интерметаллидных фаз FeZn_{13} , FeZn_7 , $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$, а ближе к сердцевине — твердый раствор цинка в железе.

Для повышения коррозионной стойкости различных изделий (листы, трубы, проволока, посуда, аппаратура для получения спиртов, холодильников, газовых компрессоров и т. д.) чаще применяют цинкование путем погружения изделий в расплав цинка.

Недостатки диффузионного насыщения металлов

Диффузия хрома, алюминия и других металлов протекает значительно медленнее, чем углерода и азота, потому что углерод и азот образуют с железом растворы внедрения, а металлы - растворы замещения. При одинаковых температурных и временных условиях диффузионные слои при металлизации в десятки, а то и в сотни раз более тонкие, чем при цементации. Такая малая скорость диффузии препятствует широкому распространению процессов диффузионного насыщения в промышленности, так как процесс является дорогостоящим, его проводят при высоких температурах (1000–1200 °С) длительное время. Только особые свойства слоя и возможность экономии легирующих элементов при использовании процессов диффузионной металлизации обусловили некоторое их применение в промышленности.

Список рекомендуемой литературы.

Основная:

1. Материаловедение. Учебник для вузов. Под ред. Б.Н.Арзамасова. 3-изд., перераб. и дополненное. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2001. 648с.
2. Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И. Вайткун Ф. Материаловедение: Учебник для вузов. Изд. 2-е перераб. и доп. СПб.: Химиздат, 2002. – 696с.

Дополнительная ;

1. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение – М.; Машиностроение, 1990.

2. Журавлев В.В., Николаева О.И. Машиностроительные стали – справочник. – М.; Машиностроение, 1992.
3. Марочник сталей и сплавов. Под ред. Сорокина В.Г. – М.; Машиностроение, 1989.
4. Металловедение и термическая обработка. Методический практикум по лабораторным работам.