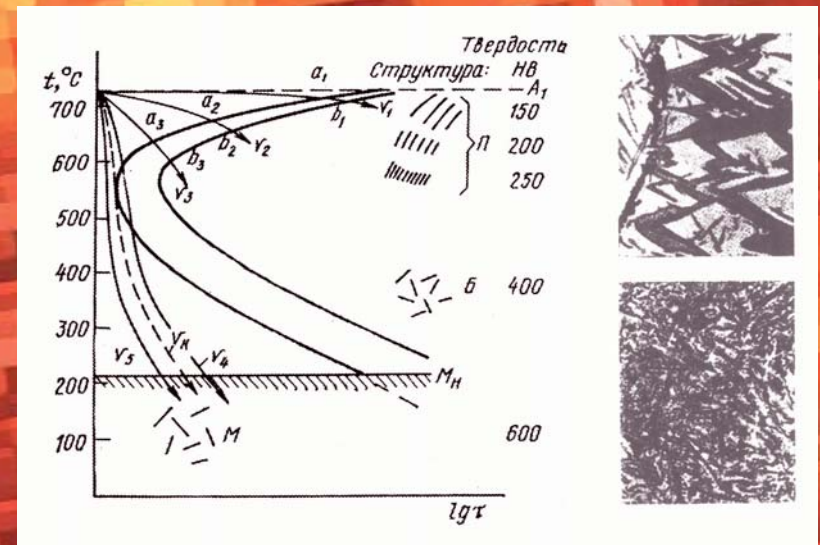


ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Учебное пособие



**МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ
КУРГАНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ**

Ю.Г.ГУРЕВИЧ

ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

УЧЕБНОЕ ПОСОБИЕ

Допущено Учебно-методическим объединением по образованию в области транспортных машин и транспортно-технологических комплексов в качестве учебного пособия для студентов-заочников, обучающихся по специальности 150100 "Автомобиле- и тракторостроение"

Издание второе

Курган 2009

УДК 621.78.621.785.5

Г95

Гуревич Ю.Г. Теория термической обработки стали: Учебное пособие.
- Курган: Изд-во Курганского гос. университета, 2009. - 96 с.

Рецензенты: кафедра общей металлургии Златоустовского филиала Южно-Уральского государственного университета (д-р техн. наук И.В. Чуманов); д-р техн. наук А.Е.Гончаров.

В учебном пособии изложены основы теории термической обработки стали. Предложена оригинальная методика изучения диаграммы железо-углерод, влияние легирующих элементов на свойства стали, классификации сталей.

При чтении пособия студентам предлагается ответить на вопросы, которые помогут закрепить учебный материал. В конце каждой главы дается резюме, в котором кратко формулируется суть изучаемого раздела.

Предназначено для студентов, обучающихся по специальности 150100 Автомобиле- и тракторостроение.

Рис. 63, библиогр. 4 назв.

Печатается по решению методического совета Курганского государственного университета.

Научный редактор - канд. техн. наук, доцент Т.А.Дудорова.

ISBN 978-5-86328-945-8

© Курганский
государственный
университет, 2009
© Гуревич Ю.Г., 2009

ВВЕДЕНИЕ

В 1905 г. будущий автомобильный король Генри Форд присутствовал на крупных автомобильных гонках во Франции. Его интерес к гонкам был не случайным. Фирма «Форд Мотор Компани» (США) производила гоночные автомобили. Неожиданно для автомобилестроителей первой все время шла машина французской фирмы «Рено».

И вдруг, неподалеку от Форда, этот автомобиль врезался в дерево. Двигатель развалился вдребезги, и к ногам Форда упала деталь выхлопного клапана. Форд обратил внимание на небольшие размеры детали. Он понял: успех автомобиля «Рено» объяснялся тем, что сталь, из которой был сделан двигатель, была более прочной и, следовательно, детали из нее имели меньшую массу, значит автомашина была более легкой.

Через некоторое время Форд добился, чтобы американские гоночные автомобили превосходили французские. Как по-вашему, что он для этого сделал?

Да, конечно, он сделал химический анализ стали и посмотрел ее микроструктуру. В стали был обнаружен *ванадий*. Французы первые применили для деталей двигателя сталь, легированную ванадием. Она имеет более высокую прочность, чем углеродистая, и это позволило уменьшить массу гоночного автомобиля.

Так вот, материаловедение - наука, изучающая строение и свойства материалов и устанавливающая связь между составом материала, его строением и свойствами.

В машиностроении используют металлические материалы на основе железа, меди и алюминия, а также неметаллические - пластмассы, резину и керамику. Большинство деталей машин сделано из сталей и чугунов.

1. СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

Металлы - химические элементы, атомы которых обладают небольшой величиной электроотрицательности и, следовательно, малой энергией ионизации, что объясняется слабой связью наружных электронов с ядром атома. Атомы большинства металлов имеют во внешнем квантовом слое 1, 2 или 3 валентных электрона. Валентные электроны способны отщепляться от атомов и находиться в

свободном состоянии, образуя электронный газ.

В жидком состоянии атомы металла не имеют постоянного места в пространстве, а упорядоченность расположения (закономерность взаимных положений) наблюдается лишь в микрообъемах.

Переход металла из жидкого состояния в твердое (кристаллическое) состояние носит название кристаллизации. При кристаллизации атомы стремятся к возможно более плотной упаковке в пространстве, которая достигается только при упорядоченном расположении. Условно соединив центры атомов прямыми линиями, можно получить кристаллическую решетку (рис. 1). Минимальная совокупность атомов, отражающая строение кристаллической решетки, называется элементарной ячейкой.

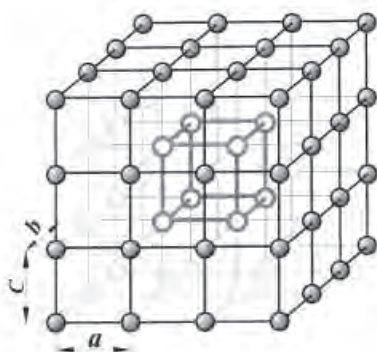


Рис. 1. Кристаллическая решетка и элементарная ячейка

В узлах решетки находятся положительно заряженные ионы металла, а электроны коллективизированы и находятся в межплоскостном пространстве кристаллической решетки в виде электронного газа. Форма кристаллической решетки зависит от массы и электронного строения ионов, находящихся в узлах решетки, а также от электронных взаимодействий ионов друг с другом и с электронным газом.

Для металлов наиболее типичны следующие элементарные кристаллические ячейки (рис.2): объемноцентрированная кубическая (ОЦК), гранецентрированная кубическая (ГЦК), гексагональная (Г) и тетрагональная (Т).

В ячейке ОЦК атомы (ионы) расположены в вершинах куба и один - в центре его. Этот тип решетки характерен для Cr, W, Fe_α и др.

В ячейке ГЦК атомы расположены в вершинах куба и в

центре каждой грани. Этот тип решетки характерен для Cu, Ni, Fe_γ и др.

В ячейке Г атомы расположены в углах и в центре шестигранных оснований призмы и три атома в средней плоскости призмы. Этот тип решетки характерен для Mg, Cd, Zn., Ti_α и др.

В ячейке Т атомы расположены в вершинах тетраэдра и один в центре его. Отношение c/a называют степенью тетрагональности.

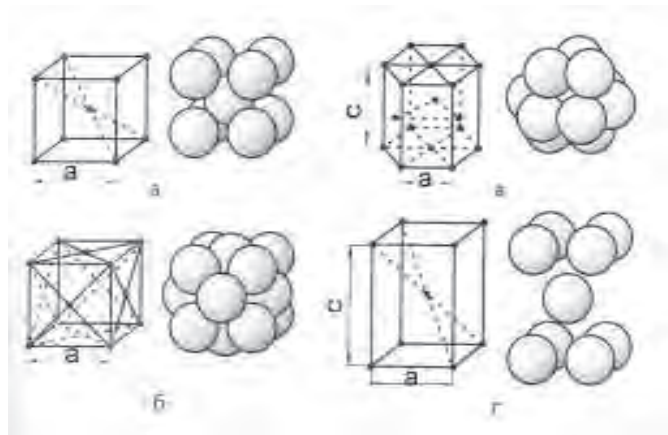


Рис.2. Кристаллические решетки металлов и схемы упаковки атомов: а - объемноцентрированная кубическая (ОЦК); б - гранецентрированная кубическая (ГЦК); в - гексагональная (Г); г - тетрагональная (Т)

Размеры кристаллических решеток характеризуются периодами. Период - расстояние между ближайшими параллельными атомными плоскостями, образующими элементарную ячейку (а, с). Период решетки измеряется в нанометрах ($1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ см} = 0,1 \text{ \AA}^\circ$) или килоиксах ($1 \text{ кх} = 1,00202 \text{ \AA}^\circ$).

Второй характеристикой кристаллической решетки является координационное число, которое показывает количество атомов, находящихся на равных и наименьших расстояниях от любого атома решетки. Чем больше координационное число (К), тем плотнее упакованы атомы в пространстве. В решетке ОЦК-К=8, в ГЦК-К=12.

Строение металлов закономерно объясняет их свойства. При перемещении атомов (ионов) в кристаллической решетке под действием внешних сил относительно друг дру-

Какая кристаллическая решетка у железа модификации

Fe_α и Fe_γ ?

га металлическая связь сохраняется. Поэтому металлы обладают высокой пластичностью.

Существование электронного газа, расположенного в межатомном пространстве, объясняет хорошую электропроводность металлов. С повышением температуры (t) колебания положительно заряженных ионов, находящихся в узлах решетки, увеличиваются (рис. 3а), и это затрудняет перемещение отрицательно заряженных электронов (e). Поэтому с повышением температуры электропроводность металлов уменьшается.

Колебание ионов при подводе тепла (Q) (рис. 3б) быстро передается по узлам решетки благодаря силам отталкивания одинаково заряженных частиц, этим объясняется хорошая теплопроводность металла.

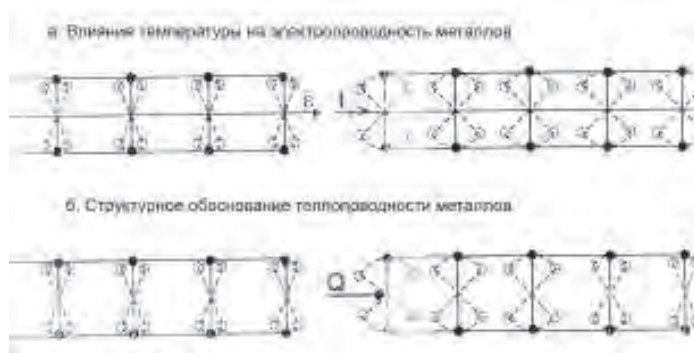


Рис.3. Влияние температуры: а - на электропроводность металлов; б - на теплопроводность металлов; \mathcal{E} - электронный газ; Q - подвод тепла; t - температура нагрева

подавляющее большинство технически важных металлов кристаллизуются в кубическую объемноцентрированную (ОЦК), кубическую гранецентрированную (ГЦК) и гексагональную (Г) решетки.

2. ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ

Строение твердых растворов на основе одного из компонентов сплава таково, что в решетку основного металла-растворителя входят атомы растворенного вещества. Наиболее важны два принципиально различных случая:

1) **твердые растворы замещения.** Растворение металла В в металле А происходит путем частичного замещения

атомов А атомами В в решетке основного металла (рис. 4б);

2) **твердые растворы внедрения.** Атомы растворенного компонента С располагаются между атомами А (рис. 4 в).

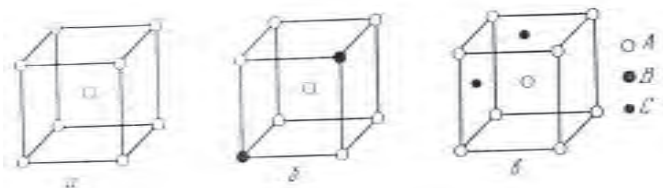


Рис. 4. Твердые растворы: а - кристаллическая решетка ОЦК; б - твердый раствор замещения; в - твердый раствор внедрения

Твердые растворы замещения могут быть с ограниченной и неограниченной растворимостью. В твердых растворах с ограниченной растворимостью возможна концентрация растворенного вещества до определенного предела. При дальнейшем повышении концентрации твердый раствор распадается и образуются механические смеси двух компонентов.

В твердых растворах с неограниченной растворимостью возможна любая концентрация (от 0 до 100%) растворенного вещества. Для образования неограниченных твердых растворов необходимы условия:

- однотипность кристаллических решеток растворителя и растворимого;
- близость атомных радиусов компонентов;
- близость физико-химических свойств.

Этим условиям отвечает твердый раствор никеля и железа. Если одно из вышеуказанных условий не выполняется, то всегда наблюдается ограниченная растворимость.

При образовании твердых растворов внедрения атомы растворенного вещества должны быть достаточно малы, т.к. они внедряются в межплоскостные пространства кристаллической решетки. Такими атомами являются атомы водорода, углерода, азота и бора, которые с переходными металлами образуют этот тип твердых растворов.

При образовании твердых растворов внедрения периоды решетки увеличиваются, растворимость компонентов составляет сотые, десятые единицы процента.

В твердых растворах замещения атомы растворимого металла замещают атомы основного металла, в растворах внедрения - атомы растворенного компонента располагаются между атомами основного металла.

3. СТРОЕНИЕ РЕАЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ

Строение металлов, близкое к идеальному, можно наблюдать лишь в небольших образцах металла, полученных путем кристаллизации из паров и называемых усамми. Металлический ус диаметром около 1 мкм и длиной несколько миллиметров во всем объеме имеет единую ориентацию кристаллических ячеек, и, следовательно, может быть назван монокристаллом.

Реальные металлические тела состоят не из монокристаллов, а из большого числа зерен (кристаллитов) неправильной формы, т.е. являются поликристаллами. Каждое зерно образовано из субзерен или фрагментов, размеры которых в десятки раз меньше зерна. Фрагменты, в свою очередь, состоят из блоков. Разориентация кристаллических решеток соседних зерен составляет десятки градусов, соседних фрагментов - несколько градусов, а блоков - несколько минут (рис. 5).

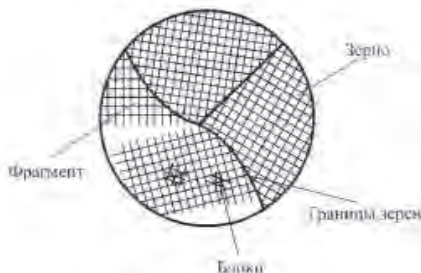


Рис. 5. Структура металла

Такое состояние металлов и сплавов не является единственным. Пластическая деформация в холодном состоянии (прокатка, волочение и т.д.) приводит к преимущественной ориентировке зерен (текстура), вплоть до такого состояния, когда все кристаллы ориентированы одинаково.

Физики подсчитали, что теоретическая прочность желе-

за должна составлять 13500 МПа (1350 кг/мм²). Между тем, прочность реального железа составляет ~ 300 Мпа (30 кг/мм²). Чем можно объяснить огромную разницу между теоретической и реальной прочностью железа?

Физики предположили, что это явление связано с дефектами кристаллической решетки реальных металлов. В первой половине прошлого века это было убедительно доказано с помощью рентгеноструктурного анализа.

Одним из видов несовершенств кристаллического строения является наличие незанятых мест в узлах кристаллической решетки и внедрение отдельных атомов в междоузлие (рис.6).



Рис. 6. Дефекты кристаллической решетки

Эти дефекты называются вакансиями («дырки») и дислоцированными атомами. Решетки около таких дефектов на расстоянии одного, двух периодов оказываются в искаженном состоянии. Такие дефекты в виду малых размеров называются точечными. Точечные дефекты вызываются также инородными атомами, количество которых в металлах и сплавах достаточно велико.

Концентрация вакансий и межузловых атомов резко повышается с повышением температуры. Так для меди концентрация вакансий с повышением температуры от 310°С до 1100°С возрастает в 10¹¹ раз, причем при 1000°С концентрация вакансий в меди в 10³⁹ больше числа межузловых атомов.

Точечные дефекты (вакансии и дислоцированные атомы) не являются закрепленными в определенных объемах

Каким типом
твердого
раствора
является
раствор Ni в

Fe_γ ?

Каким типом
твердого
раствора
является
раствор
углерода в

Fe_α ?

зерна. Они непрерывно перемещаются в результате процессов диффузии. Диффузия - это перемещение атомов, обусловленное их тепловым движением, на расстояние больше периода решетки. Элементарный акт диффузии состоит в скачкообразном перемещении атома на расстояние, соизмеримое с размерами кристаллической решетки. В чистых металлах имеет место самодиффузия - перемещение атомов основного металла.

Вопросы прочности и пластичности металлов находят свое объяснение при использовании теории дислокаций. Для объяснения природы дислокаций можно использовать сдвиговый механизм образования дислокаций.

На рис. 7а показан прямоугольный кристалл, в котором верхняя часть была сдвинута в направлении стрелки относительно нижней части по плоскости ABCD на одно межатомное расстояние. Как видно из рис. 7б, в результате такого сдвига в верхней части кристалла оказалась атомная плоскость KL которая не имеет продолжения в нижней части кристалла.

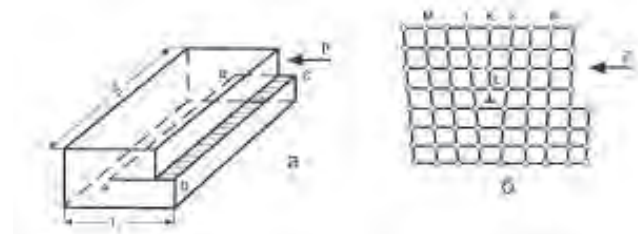


Рис. 7. Образование краевой дислокации АВ при сдвиге:
а - экстраплоскость; б - краевая дислокация

Такую «лишнюю» полуплоскость называют «экстраплоскость». Появление экстраплоскости можно представить как результат принудительного включения лишней атомной полуплоскости KL между плоскостями 1 и 2 идеального кристалла (рис. 7б). При этом наибольшие искажения в кристаллической решетке от наличия экстраплоскости имеют место вблизи ее нижнего края: выше края экстраплоскости межатомные расстояния меньше, а ниже края - больше нормальных. Следует подчеркнуть, что по длине вдоль края экстраплоскости KL искажения простираются на всю ее длину. Экстраплоскость образует линейный дефект решетки - краевую дислокацию. Краевая дислокация может простираться в длину на многие тысячи ячеек решетки,

может быть прямой, а может, как нитка, выгибаться в ту или другую сторону. В пределе она может закрутиться в спираль, образуя винтовую дислокацию.

Таким образом, можно определить, что дислокацией называется линейное несовершенство, образующее внутри кристалла границу зоны сдвига.

Дислокации оказывают значительное влияние при упрочнении металлов и сплавов в результате пластической деформации. Такая деформация происходит путем скольжения или двойникования.

При скольжении осуществляется взаимный сдвиг частей кристалла по определенным кристаллическим плоскостям. На рис. 8 показан поперечный разрез кристалла с экстраплоскостью. В равновесном состоянии, когда дислокация расположена симметрично между соседними атомными плоскостями, она неподвижна, так как силы, действующие на нее слева и справа, уравновешены. Стоит приложить внешнюю силу, вызывающую критическое напряжение τ , так соотношение сил изменяется, и экстраплоскость легко смещается от нейтрального положения, а соседняя плоскость переходит в промежуточное положение и становится экстраплоскостью.

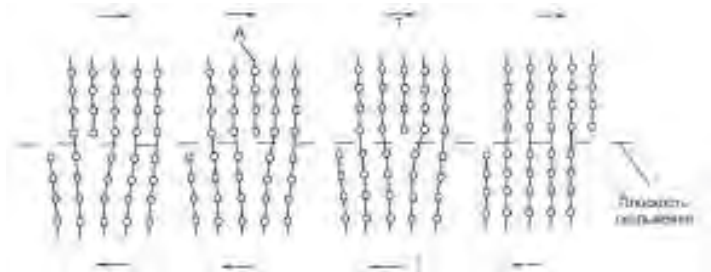


Рис.8. Схема перемещения атомов при перемещении краевой дислокации через весь кристалл. А - экстраплоскость

Таким образом, дислокации могут сравнительно легко перемещаться под действием небольших напряжений. Это значит, что реальные металлы и сплавы деформируются за счет небольших смещений атомных слоев в области дислокаций.

Пока дислокации могут беспрепятственно «перемещаться» вдоль некоторой плоскости (плоскости скольжения) деформации металла, больших усилий не потребуется. Следовательно, процесс сдвига в кристаллической решетке при пластической деформации будет происходить тем лег-

че, чем больше дислокаций будет в металле.

Дислокация, буквально – смещение. В геологии дислокацией называют нарушение первоначального залегания пластов земной коры, в результате которых образуется складка или сдвиг. В кристаллической решетке дислокация - это также смещение или сдвиг, приводящий к образованию лишнего ряда атомов.

Механизм деформации металла путем движения дислокаций подобен известному многим домохозяйкам способу передвижения большого тяжелого ковра. Представьте себе, что нужно передвинуть на полу ковер. Тащить его за край довольно тяжело. Сделайте на ковре складку, и вы значительно облегчите его продвижение (рис.9). Если ковер передвигать по полу постепенно, по мере волнообразного передвижения складки, то для его движения потребуется совсем немного усилий. Такое движение ковра, как и движение дислокаций, напоминает движение гусеницы.

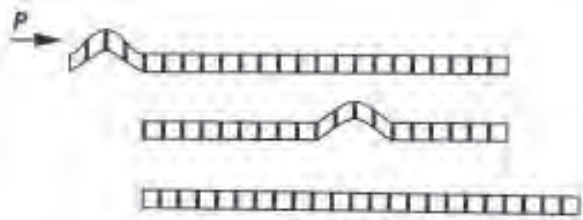


Рис.9. Модель движения дислокаций

На заключительном этапе складка выходит наружу и таким образом двигать ковер больше нельзя. Так же и сама линейная дислокация может «выйти» наружу и исчезнуть.

Из всего изложенного следует, что чем труднее будут «двигаться» дислокации, тем труднее деформировать металл, тем выше его прочность.

Механизм деформации идеального кристалла состоит в сдвиге одних атомных плоскостей относительно других. Для такого сдвига требуются значительные усилия. Этим и объясняется высокая теоретическая прочность монокристаллов по сравнению с поликристаллами реальных металлов и сплавов (рис. 10 а).

Пока под влиянием приложенной к металлу силы движутся дислокации, сопротивление металла деформации невелико (рис. 10 б). Раз так, то и прочность металла не-

большая. А если движение дислокаций затруднено, если поставленный заслон вообще мешает им передвигаться? Металлу в этом случае будет тяжелее поддаваться деформации, и прочность его возрастет.



Рис. 10. Сопротивление действующей силы F монокристалла и поликристаллов реальных металлов: а - дислокаций нет, все атомы сопротивляются действующей силе F ; б - при наличии дислокаций атомы поочередно теряют прочную связь (опору) и смещаются

Следовательно, для повышения прочности металла необходимо либо устранить дислокации вообще, либо повысить сопротивление их перемещению. Что же препятствует движению дислокаций? Прежде всего скопление самих дислокаций. Во время движения при деформации дислокации движутся подобно нитке – они способны изгибаться, цепляться за препятствия, образовывать клубки и даже уничтожать друг друга. В клубках плотность дислокаций достигает значительной величины, им становится трудно перемещаться, и они препятствуют движению других дислокаций (рис. 11 а). Неметаллические включения в стали, размеры которых соизмеримы с размерами кристаллической решетки, также являются препятствием для движения дислокаций (рис. 11 б).

Движению дислокаций препятствуют границы зерен. Крупное зерно – свободное поле для пробега дислокаций, границы мелких зерен – частые препятствия на пути движения дислокаций (рис. 12).

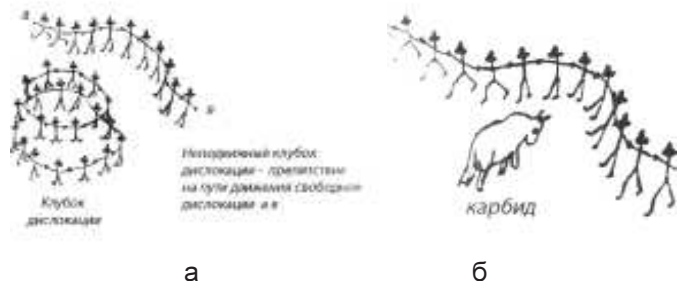


Рис. 11. а) неподвижный клубок дислокаций - препятствие на пути движения свободной дислокации "АВ"; б) Неметаллические включения в сталях, размеры которых соизмеримы с размерами кристаллической решетки, являются препятствиями для движения дислокаций

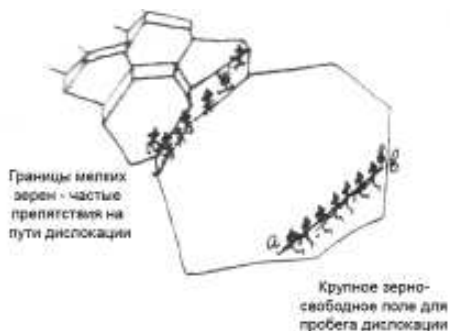


Рис. 12. Границы зерен - препятствие на пути движения дислокаций

Таким образом, на прочность металлов и сплавов должна оказывать значительное влияние плотность дислокаций, которая измеряется

$$\rho = l/V, \quad (1)$$

где ρ - плотность дислокаций, см^{-2} ; l - длина дислокаций, см ; V - объем, см^3 .

С другой стороны, если металл представляет собой монокристалл («усы»), в котором нет дислокаций, то его прочность должна быть равна теоретической.

Упрочнение металла путем увеличения плотности дислокаций имеет следующую закономерность. Вначале прочность металла с увеличением числа дислокаций падает (рис. 13). Достигнув минимального значения при накоплении плотности дислокаций (для железа $\rho_H \approx 10^6 \text{ см}^{-2}$), реальная проч-

Почему прочность металлов зависит от плотности дислокаций?

ность вновь начинает возрастать (для железа до $\rho_H \approx 10^{12}$, см^{-2}).

Однако при прочности дислокаций выше критической величины, металл разрушается (для железа до $\rho_H \approx 10^{12}$, см^{-2}).

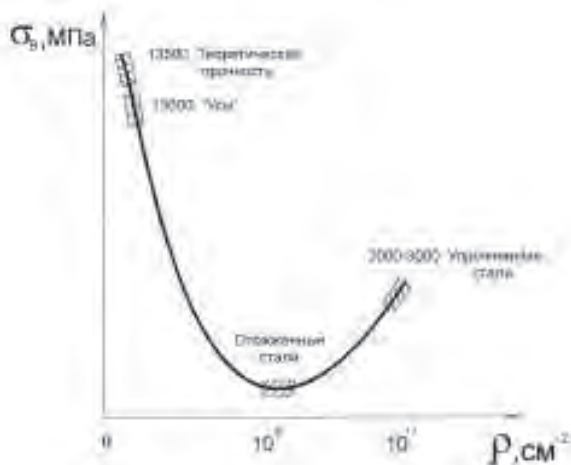


Рис. 13. Прочность железа в зависимости от плотности дислокаций

Реальный металлический кристалл содержит атомо-кристаллические (вакансии, дислокации) и структурные (фрагменты, блоки) несовершенства. При увеличении плотности дислокаций их движение затрудняется, сопротивление металла деформации увеличивается, прочность металла повышается.

4. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

Механические свойства металлов определяют поведение материала при деформации и разрушении от действия внешних нагрузок. В зависимости от условий нагружения механические свойства могут определяться при:

- статическом нагружении, когда нагрузка на образец возрастает медленно и плавно;
- динамическом нагружении, когда нагрузка возрастает с большой скоростью, имеет ударный характер;

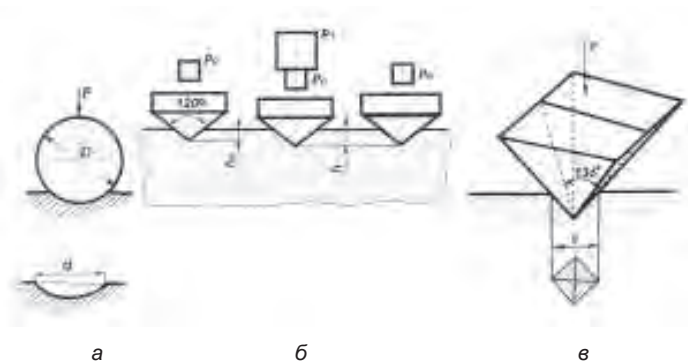
- повторно-переменном или циклическом нагружении, когда нагрузка в процессе испытания многократно изменяется только по величине или по величине и направлению.

Для получения сопоставимых результатов образцы и методика проведения механических испытаний регламентированы ГОСТами.

4.1. Свойства, определяемые при статических испытаниях

К статическим испытаниям относятся испытания на твердость, растяжение, сжатие, кручение и изгиб.

Твердость. Твердость - это характеристика сопротивления материалов давлению индентора, изготовленного из значительно более твердого материала, чем испытуемый (рис. 14).



14. Схема определения твердости: а – по Бринеллю, б – по Роквеллу, в – по Виккерсу

О величине твердости судят либо по глубине проникновения индентора (твердость по Роквеллу HRC, HRB, HRA), либо по величине отпечатка от вдавливания индентора при соответствующей нагрузке (твердость по Бринеллю HB, Виккерсу HV, микротвердость H). Во всех случаях при вдавливании индентора происходит пластическая деформация материала.

Твердость **по Бринеллю** определяется по диаметру отпечатка d , МПа (кг/мм^2).

$$HB = \frac{2P}{\pi(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (2)$$

По Бринеллю определяется твердость сравнительно мягких материалов.

Твердость по Роквеллу. За единицу твердости по Роквеллу принята величина, соответствующая осевому перемещению индентора (конуса с углом при вершине 120 °) на 0,002 мм. Твердость, HR определяется по формуле $HR=100-e$ (для шкал А и С) и $HR=130-e$ (для шкалы В). Величина e определяется по формуле

$$e = \frac{h - h_0}{0.002} \quad (3)$$

Нагрузки P_0 и R , определяющие h_0 и h для шкалы А, С и В, устанавливаются ГОСТом. При определении твердости HR нет необходимости проведения этих расчетов, так как твердость определяется по показаниям прибора.

Твердость по Виккерсу. Твердость по Виккерсу, как и микротвердость Н, определяется вдавливанием индентора в виде алмазной пирамиды и подсчитывается по формуле, МПа (кг/мм²)

$$HV(H) = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d} \quad (4)$$

В производственной практике иногда применяют косвенные методы определения твердости после термической обработки:

- по высоте отскока шарика (при большей твердости отскок шарика высокий);
- по электросопротивлению (при большей твердости электросопротивление высокое).

Испытание на твердость является высокопроизводительным процессом, не разрушающим деталь. С возрастанием твердости прочность стали в большинстве случаев пропорционально возрастает.

Испытание на растяжение. На рис. 15 приведена диаграмма растяжения, типичная для ряда металлов.

Из диаграммы определяется предел прочности, МПа (кг/мм²)

$$\sigma_B = \frac{P_0}{f_0}; \quad (5)$$

предел текучести, МПа (кг/мм²)

$$\sigma_T = \frac{P_T}{f_0}; \quad (6)$$

предел пропорциональности, МПа (кг/мм²)

Метод Бринелля не рекомендуется применять для сталей с твердостью >450НВ, твердость таких сталей измеряют по Роквеллу. По Виккерсу измеряют твердость деталей малой толщины или с тонкими поверхностными слоями.

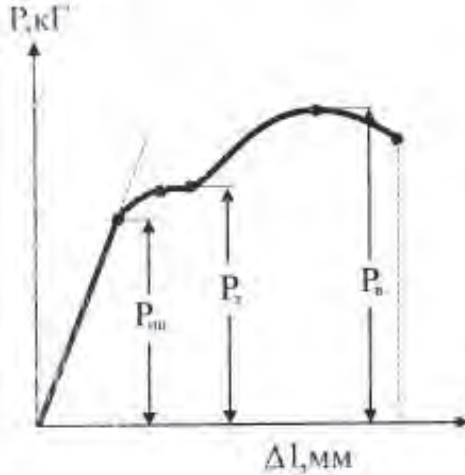


Рис. 15. Диаграмма растяжения образца

$$\sigma_{\text{пл}} = \frac{P_{\text{пл}}}{f_0}, \quad (7)$$

где f_0 - площадь поперечного сечения образца. Чаще кривые растяжения приводятся в координатах напряжения (рис. 16).

К важным механическим свойствам относятся сопротивление металла деформации (прочность) и сопротивление разрушению (пластичность, вязкость), а также способность металла не разрушаться при наличии трещин.

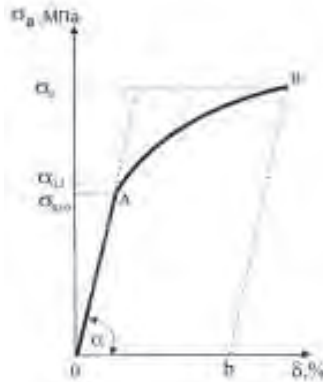


Рис. 16. Диаграмма растяжения образца в координатах (σ - относительное удлинение) (δ , %)

Как видно из рисунков, на таких диаграммах легко определить предел прочности σ_b , а определить предел про-

порциональности и предел текучести очень трудно. Поэтому условный предел текучести тот, при котором образец получает остаточное удлинение $\delta = 0,2\% - \sigma_{0,2}$, а условный предел пропорциональности - при котором образец получает остаточное удлинение $\delta = 0,05\% - \sigma_{0,5}$.

На основании кривых деформации устанавливается способность материалов к обработке давлением (пластичность) и конструкционная прочность, необходимая при работе деталей.

Характеристиками пластичности материала являются относительное удлинение (δ , %) и относительное сужение (ψ , %):

$$\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_0} 100\%, \quad (8)$$

где l_0 – длина образца до и l_1 – длина образца после пластической деформации;

$$\psi = \frac{f_0 - f_1}{f_0} 100\%, \quad (9)$$

где f_0 – площадь сечения образца до и f_1 – площадь сечения после растяжения.

4.2. Свойства, определяемые при динамическом нагружении

Основным видом этих испытаний являются испытания на ударный изгиб специальных образцов с надрезом на маятниковых копрах (ГОСТ 9454-76). При этом определяется

удельная работа разрушения $A/F, \frac{МДж}{м^2}$ (кгм/см²).

Чем острее надрез, тем меньше ударная вязкость и работа разрушения образца. Работа разрушения складывается из двух составляющих:

$$A_{\text{общ}} = A_{\text{зарожд. трещины}} + A_{\text{распрост. трещины}} \quad (10)$$

Работа зарождения трещины - работа затраченная на пластическую деформацию образца (табл. 1).


При понижении температуры ударная вязкость падает и образец, который при комнатной температуре разрушал-

Чем больше твердость стали, тем больше ее износостойкость и прочность.

ся вязко, может разрушаться хрупко (хладноломкость). Существует два порога хладноломкости при понижении температуры: верхний порог хладноломкости и нижний порог хладноломкости.

Таблица 1

Работа зарождения трещины

Форма надреза	Радиус надреза, мм	Название образца	Обозначение работы разрушения	Обозначение вязкости
	1,00	Менаже 1	KU	KCU
	0,25	Шарпи IV	KV	KCV
	0,00	Д Дроздовский	КТ	КСТ

Испытания на ударную вязкость используются для оценки материала к хрупкому разрушению. Чем больше ударная вязкость, тем менее вероятно хрупкое разрушение. Если материал разрушается вязко, то перед разрушением он «течет», деталь увеличивает размеры и предупреждает о разрушении. При хрупком разрушении никаких сигналов о наступающем разрушении деталь «не подает», она может внезапно разрушиться. Поэтому хрупкое разрушение опасно для деталей машин, особенно, если они работают при динамических нагрузках.

О пределах хладноломкости судят по виду излома после разрушения: 100% волокнистый - характеризует вязкое разрушение; 100% кристаллический (блестящий) - хрупкое разрушение; волокнисто-кристаллический - смешанное разрушение.

Взяв за основу этот критерий, определяют минимальную температуру, при которой излом является полностью волокнистым. Эта температура считается верхним порогом хладноломкости. Нижним порогом хладноломкости считают максимальную температуру, при которой излом становится полностью кристаллическим (блестящим). Иногда

определяют температуры T_{100} , T_{50} , T_0 , которые соответствуют наличию в изломе 100, 50 и 0 процентов волокнистой составляющей. В России применяется критерий ударной вязкости при минус 40° Цельсия (a^{40}).

4.3. Свойства, применяемые при циклически действующих нагрузках (усталость материалов)

Разрушение металла под действием повторных или знакопеременных нагрузок называется усталостью металла. Окончательное разрушение имеет хрупкий характер и поэтому происходит внезапно. Свойство металла сопротивляться разрушению от усталости называется выносливостью.

Предел выносливости (a_{-1}) называется наибольшее напряжение, которое может выдерживать образец, не разрушаясь при практически любом числе циклов нагружения. Предел выносливости стальных образцов определяется при $(5 \dots 100) \cdot 10^6$ циклов, для цветных металлов $20 \cdot 10^6$ циклов.

4.4. Свойства, определяемые нагружением в условиях повышенных температур

Для оценки прочности в условиях высоких температур принят предел длительности прочности (σ_D), который характеризует напряжения, вызывающие разрушение металла при заданной температуре за данный отрезок времени,

$$\text{например, } \sigma = \frac{550^0}{1000ч} = 150 \text{ МПа (15кг/мм}^2\text{)}.$$

В области высоких температур в металлах наблюдается непрерывная пластическая деформация. Такое явление называется ползучестью. Предел ползучести (σ_n) - напряжение, вызывающее при данной температуре и отрезке времени заданную деформацию (например, 0, 5%), обозначается

$$\sigma_{0,5/1000}^{700} = 150 \text{ МПа (15кг/мм}^2\text{)}.$$

Механические свойства металлов включают твердость, прочность, износостойкость, пластичность, ударную вязкость, хладноломкость, выносливость и ползучесть.

5. ДИАГРАММА СОСТОЯНИЯ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД (ЖЕЛЕЗО-ЦЕМЕНТИТ)

Компонентами называются вещества, образующие систему. Система железо-углерод также, как и железо-цементит, - двухкомпонентная система.

Температура плавления железа 1539°C . В твердом состоянии железо существует в двух полиморфных модификациях: Fe_{α} (ОЦК), которое устойчиво при температурах ниже 911°C и выше 1392°C , и Fe_{γ} (ГЦК), устойчивое в интервале температур $911-1392^{\circ}\text{C}$.

Такая закономерность в существовании разных модификаций железа объясняется изменением энергии Гиббса (ΔG , Дж) в зависимости от температуры. Чем меньше ΔG , тем вероятнее устойчивое состояние данной модификации (рис 17).

Твердый раствор углерода в Fe_{α} называется ферритом, а твердый раствор углерода в Fe_{γ} - аустенитом. Химическое соединение железа с углеродом, карбид железа Fe_3C , называется цементитом. Механическая смесь цементита (Ц) с ферритом (Ф) называется перлитом (П), а механическая смесь цементита (Ц) с аустенитом (А) - ледебуритом (Л).

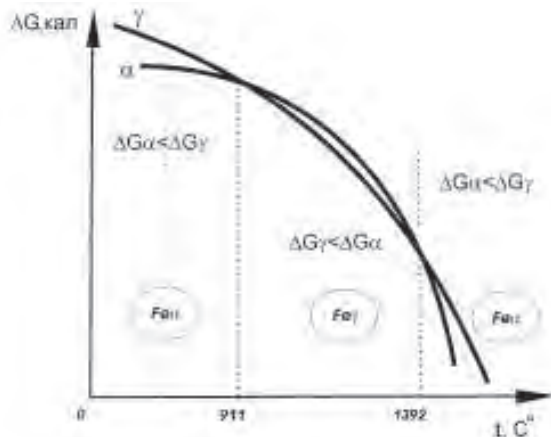


Рис. 17. Изменение энергии Гиббса (ΔG) α и γ модификаций железа при изменении температуры (схема)

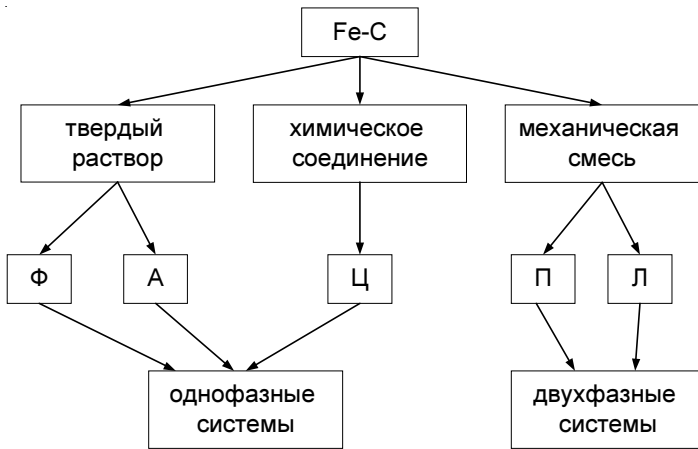


Рис. 18. Возможные состояния двухкомпонентной системы Fe-C

Таким образом, в системе Fe-C существуют твердые растворы, химическое соединение и механические смеси.

Фазой называется макрооднородная часть системы, ограниченная поверхностью раздела, при переходе через которую свойства (химический состав или структура) изменяются скачком. Следовательно, Ф, А и Ц - однофазные системы, а П и Л - двухфазные (рис19).

Структурой называется внутреннее строение материала, видимое визуально (макροструктура) или под микроскопом (микроструктура). Структура состоит из фаз, а фазы из компонентов. Например, перлит состоит из двух фаз Ф и Ц, причем и Ф, и П - двухкомпонентные системы (компоненты -железо и углерод).

Диаграмма состояния - это графическое изображение областей устойчивости фаз в зависимости от температуры и состава сплава.

На рис. 20 представлена диаграмма состояния системы Fe-C (Fe-Fe₃C).

Начало изучения диаграммы состояния железо-углерод было положено Д.К. Черновым в 1868 году открытием критических точек (температур) в стали и установлением зависимости их от содержания углерода.

Верхний левый угол диаграммы нами изучаться не будет. По оси абсцисс на диаграмме приведено содержание углерода. Количество цементита в сплаве равно 15-кратному содержанию углерода.

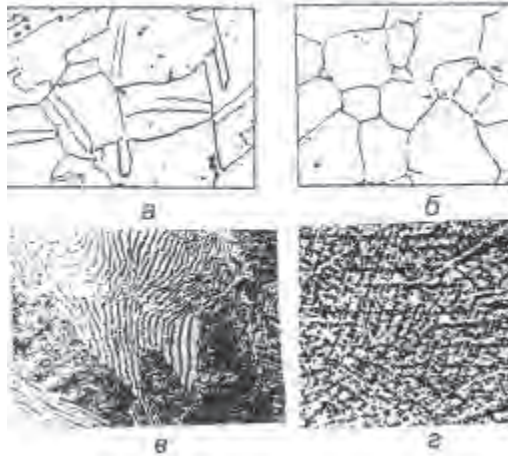
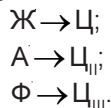


Рис.19. Структуры феррита (а), аустенита (б), перлита (в) и ледебурита (г)

Как следует из диаграммы, ниже температуры 1147°C не существует жидкого железа (цифра соответствует году образования г. Москвы), а ниже температуры 727°C не существует аустенита. Точки на кривых линиях диаграммы соответствуют равновесию двух фаз, а на прямых линиях, параллельных оси абсцисс, - трех фаз (табл. 2).

Точки, принадлежащие линии ВСД, характеризуют предельное содержание углерода в жидкости; IESG - в А; GPQ - в Ф. При концентрациях углерода в сплаве больше предельного из этих фаз будет выделяться цементит:



Цементит, выделяющийся из жидкости называют первичным; из А - вторичным, а из Ф - третичным.

На диаграмме Fe-C имеются следующие однофазные участки: при $[\text{C}, \%]=0$ (линия ординат) и $t > 1539^{\circ}\text{C}$ - жидкость - расплав (Ж); если $1392 < t < 1539^{\circ}\text{C}$ - существует Fe_{α} ; если $911 < t < 1392^{\circ}\text{C}$ - существует Fe_{γ} ; если $t < 911^{\circ}\text{C}$ - существует Fe_{α} . При концентрации углерода 6,69% - существует $Fe_3\text{C}$ (Ц). В области выше линии ВСД существует Ж; ограниченной кривой IESG - А; GPQ - Ф

На диаграмме Fe-C имеются области, ограничивающие

В каких состояниях могут находиться железо и углерод? Назовите эти структуры и определите их фазовый состав.

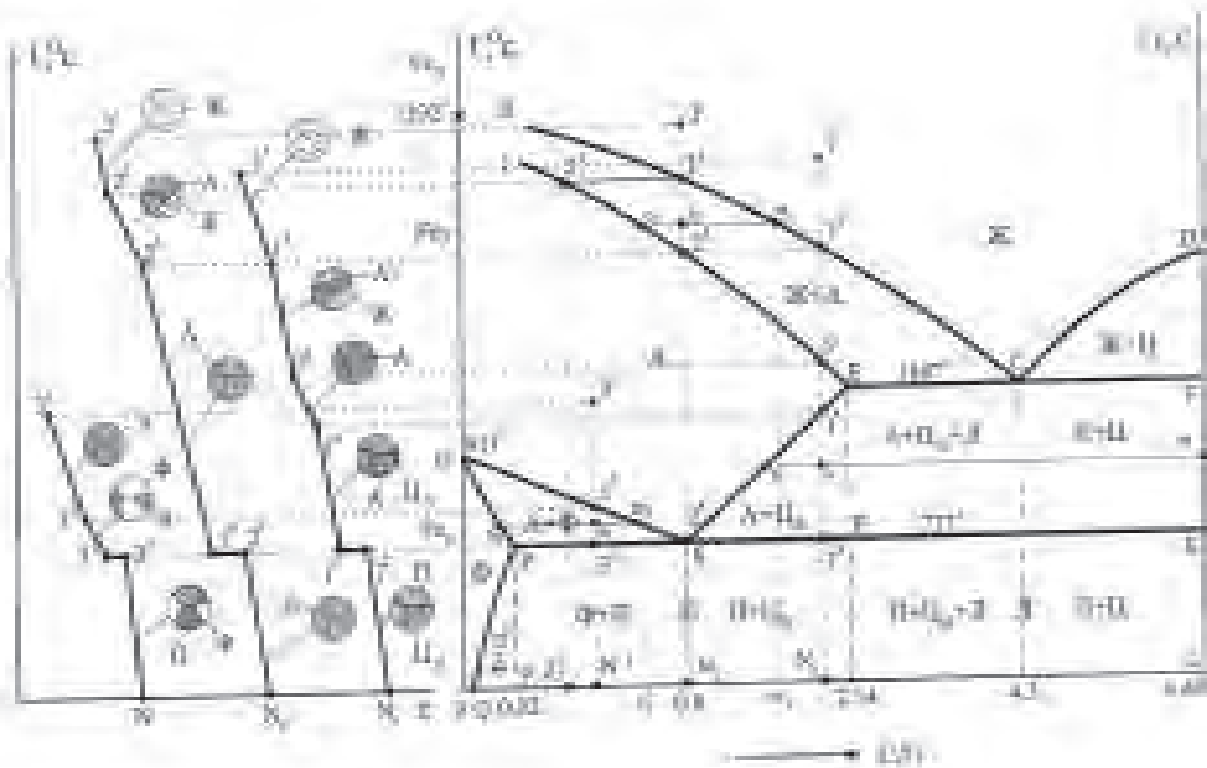


Рис.20. Диаграмма состояния системы Fe-C (Fe-Fe 3C)

существование двух однофазных структур: BCEI - (Ж+А); DCF - (Ж+Ц); GSP - (А+Ф); SEE¹ - (А+Ц_{II}); QPP¹ - (Ф+Ц_{III}). В таблице 2 приведены равновесия фаз на линиях диаграммы.

Таблица 2

Равновесие на линиях диаграммы Fe-C

Линия	Равновесная система
BC	$Ж \rightleftharpoons А$
DC	$Ж \rightleftharpoons Ц$
IE	$Ж \rightleftharpoons А$
ES	$А \rightleftharpoons Ц_{II}$
SG	$А \rightleftharpoons Ф$
PG	$А \rightleftharpoons Ф$
PQ	$Ф \rightleftharpoons Ц_{III}$
ECF	$Ж \rightleftharpoons А+Ц$
PSK	$А \rightleftharpoons Ф+ Ц_{II}$

Назовите линии диаграммы, которые определяют двухфазное равновесие.

Температуры, фиксируемые линией PSK, принято называть A_1 , температуры, фиксируемые линией GSE, принято называть A_3 .

Превращение при температуре 1147°C (линия ECF) $Ж \rightleftharpoons А+Ц$ называется эвтектическим. В результате этого превращения получается эвтектика - А+Ц. Она в системе Fe-C называется ледебуритом (Л). Следовательно, превращение $Ж \rightleftharpoons А+Ц$ можно записать $Ж \rightleftharpoons Л$.

Превращение при температуре 727°C (линия PSK) $А \rightleftharpoons Ф+Ц_{II}$ называется эвтектоидным. В результате превращения получается эвтектоид - (Ф+Ц_{II}). Он в системе Fe-C называется перлитом (П). Следовательно превращение можно записать $А \rightleftharpoons П$.

Железоуглеродистые сплавы, содержащие менее 0,02% С, называются техническим железом, 0,02% - 2,14% С - сталями, а более 2,14% С - чугунами.

Перлит является обязательной структурной составляющей во всех сталях, а ледебурит - обязательная структурная составляющая во всех чугунах. Перлит может быть с избыточным ферритом или цементитом, а ледебурит - с избыточным аустенитом или цементитом.

Различают три группы сталей: эвтектоидные (С=0,8%); структура которых состоит только из П; доэвтектоидные (0,02%<С<0,8%), структура которых состоит из Ф и П, и

заэвтектоидные ($0,8\% < C < 2,14\%$), структура которых состоит из П и Ц. Таким образом, стали характеризуются тем, что в их структуре всегда присутствует перлит.

Различают также три группы чугунов: эвтектические ($C=4,3\%$), структура которых состоит из Л; доэвтектические ($2,14\% < C < 4,3\%$), структура которых состоит из Л и А, и заэвтектические ($4,3\% < C < 6,69\%$), структура которых состоит из Л и Ц. Таким образом, чугун характеризуется тем, что в его структуре всегда присутствует ледебурит.

Любая линия на диаграмме, параллельная оси ординат, характеризует изменение состояния сплава Fe-C при изменении температуры. Например, линия 1¹-1⁶ (сплав N₁) характеризует изменения, происходящие в заэвтектоидной стали ($C > 0,8\%$) при изменении температуры (повышении или понижении).

При охлаждении Ж от точки т. 1¹ до т. 1² (рис.20) никаких превращений в сплаве не происходит. Точка 1² - показывает температуру (t₂) равновесного существования Ж и А. Чуть ниже этой температуры из жидкости выпадают кристаллы аустенита (Ж → А).

Между температурами, характеризующимися точками 1² и 1³, существует двухфазная область устойчивости Ж и А. Поскольку ниже точки 1³ Ж исчезает, между температурами, характеризующимися точками 1³ и 1⁴, существует область существования одной фазы - А.

При t₄, соответствующей точке 1⁴, предельная концентрация углерода равна его концентрации в сплаве, ниже 1⁴ (t₄) концентрация углерода в сплаве оказывается выше предельной концентрации углерода в А и поэтому из сплава начинает выделяться цементит (А → Ц_{II}). Точка 1⁵ лежит на прямой PSK, параллельной оси абсцисс (t = 727°C). Здесь находится в равновесии три фазы: А, Ф и Ц_{II}. Происходит эвтектоидное превращение: А (C=0,8%) находится в равновесии с Ф (C=0,02%) и Ц (C=6,69%) -

$$A_{0,8} \rightleftharpoons \Phi_{0,02} + C_{6,69}$$

Ниже этой температуры 1⁵(t₅) А полностью превращается в П (А → П). Таким образом, в точке N₁ в структуре сплава будут две структурных составляющих: П (двухфазная структура) и Ц_{II}, который выделился ранее (однофазная структура).

При нагревании сплава N₁, до t₅ (точка 1⁵) будет существовать (П+Ц_{II}). При t=727°C (1⁵) П находится в равнове-

Какая структурная составляющая характерна для сталей?

Какая структурная составляющая характерна для чугунов?

сии с А, а выше этой температуры будут существовать две фазы: А и Ц_{II} . По мере нагревания сплава от t_5 (1^5) до t_4 (1^4) Ц_{II} будет растворяться в А, а чуть выше t_4 (1^4) Ц_{II} полностью растворится в А и между t_4 (1^4) и t_3 (1^3) будет существовать одна фаза - А.

При t_3 (1^3) А находится в равновесии с Ж и поэтому в интервале температур t_3 - t_2 (1^3 - 1^2) будут существовать две фазы: А+Ж. Выше t_2 (1^2), А полностью расплавится и будет существовать одна фаза - расплав железа и углерода - Ж.

Рассмотрим превращения в сплаве с концентрацией углерода, соответствующей эвтектоидной стали ($C=0,8\%$) - сплав N_2 (рис. 20). Нагреем сплав до температуры t_1 (2^1) и начнем его охлаждать. При охлаждении от t_1 до t_2 (2^1 - 2^2) охлаждается Ж. При t_2 (2^2), которая определяется кривой ВС, Ж находится в равновесии с А ($\text{Ж} \rightleftharpoons \text{А}$). От t_3 (2^3) до t_4 (2^4) охлаждается А.

При t_4 (2^4), которая лежит на прямой PSK, параллельной оси абсцисс, в равновесии находятся три фазы: $\text{A}_{0,8} \rightleftharpoons \text{Ф}_{0,02} + \text{Ц}_{6,69}$. Таким образом, аустенит превращается в перлит ($\text{А} \rightarrow \text{П}$). Ниже t_4 (2^4) охлаждается перлит.

Рассмотрим превращения в доэвтектоидной стали ($0,02\% < C < 0,8\%$) - сплав N_3 (рис. 20). При комнатной температуре сплав имеет структуру П+Ф (N_3). При нагревании сплава до t_3 (3^3) структура сплава (П+Ф). При t_3 (3^3) аустенит находится в равновесии с перлитом ($\text{A}_{0,8} \rightleftharpoons \text{Ф}_{0,02} + \text{Ц}_{6,69}$). При нагревании сплава до температуры чуть выше t_3 (3^3) (727°C), П \rightarrow А, а Ф превращения не претерпевает. Таким образом, выше t_3 (3^3) существуют две фазы - А и Ф. При t_2 (3^2) феррит находится в равновесии с аустенитом. При нагревании сплава до температуры чуть выше t_2 (3^2), Ф \rightarrow А. Таким образом, выше t_2 (3^2) существует однофазная область аустенита (А).

Диаграмма позволяет определить состав и массу фаз. Допустим мы хотим сделать это при t° (точка a_2 на линии сплава N_2). Для этого через точку a_2 необходимо провести каноду (линию, параллельную оси абсцисс) и зафиксировать точки пересечения каноды с линиями диаграммы (точка n_2 и точка m_2). Проекция точки n_2 (n_2) на ось абсцисс покажет, сколько углерода в А, а точки m_2 (m_2) - в Ж.

С помощью отрезка $n_2a_2m_2$ можно определить массы $m_{\text{Ж}}$ и $m_{\text{А}}$. Пусть масса сплава m . Тогда, используя правило рычага, получим:

**Назовите
однофазные и
двухфазные
области
устойчивости
фаз на
диаграмме
Fe-C.**

$$m_{\text{ж}} + m_{\text{А}} = m; \quad (11)$$

$$\frac{m_{\text{ж}}}{m_{\text{А}}} = \frac{a_2 n_2}{a_2 m_2} \quad (12)$$

$$\text{Отсюда } m_{\text{жс}} = m \frac{a_2 n_2}{n_2 m_2}, \quad m_{\text{А}} = m \frac{a_2 m_2}{n_2 m_2} \quad (13)$$

Какую информацию дают линии диаграммы, параллельные оси абсцисс?

Представляет интерес рассмотреть двухфазное равновесие при температуре t_2 (точка 1²). Проведем каноду через точку 1², которая показывает, что в точке 1² Ж, содержащая ~2% С, находится в равновесии с А, содержащем 0,8% С. Следовательно, если поместим в условия точки 1² Ж, содержащую углерода более 2%, то из нее будет кристаллизироваться А с содержанием углерода 0,8%. Если же мы в условия точки 1² поместим А с содержанием углерода больше 0,8 %, то часть его расплавится и превратится в жидкость с содержанием углерода ~2%.

Диаграмма состояния позволяет построить кривые охлаждения сплава и его структуры при заданном составе сплава. Схемы кривых охлаждения и фазовых состояний сплавов N_1 , N_2 и N_3 приведены на рис.20. Точки пересечения линии сплавом с кривыми линиями диаграммы образуют на кривых охлаждения перегибы, а с прямыми – площадки.

Рассмотрим процессы кристаллизации сплавов, содержащих углерода более 2,14% (чугуны). В сплаве N_4 , соответствующем эвтектической концентрации углерода - 4,3% (рис. 21), происходит только эвтектическая кристаллизация: при температуре 1147°С: $\text{Ж}_{4,3} \rightleftharpoons \text{А}_{2,14} + \text{Ц}_{6,69}$ (точка С на диаграмме), т.е. Ж \rightleftharpoons Л. От температуры 1147°С охлаждается двухфазная структура - ледебурит.

При охлаждении доэвтектического сплава N_5 от температуры 5¹ до 5² - охлаждается Ж. При температуре 5² жидкость находится в равновесии с А, содержание углерода в котором определяется проекцией точке в – в¹. При охлаждении ниже температуры 5² до температуры 5³ из жидкости кристаллизуется А, содержание углерода в котором в зависимости от температуры определяется точками, лежащими на кривой IЕ. При температуре 1147°С (точка 5³) жидкость находится в равновесии с А, содержащем 2,14% углерода. При этой температуре существует трехфазное равновесие:

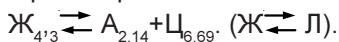
Определите структуру доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной стали.



При температуре ниже 1147°С из Ж кристаллизуется ледебурит: Ж → Л. Ниже температуры, определяемой точкой 5³, в А начинает уменьшаться предельная концентрация углерода (с 2,14% в точке 5³ до 0,8% в точке 5⁴) и из А выделяется Ц_{II}. Таким образом, между температурами, определяемыми точками 5³ и 5⁴, в сплаве существует три структурных составляющих: А, Ц_{II} и Л. Все три структурные составляющие можно сложить из двух фаз: аустенита и цементита. Ниже температуры 727°С (точка 5⁴) А → П, и конечная структура чугуна состоит из трех структурных составляющих (П+Ц_{II}+Л) и двух фаз: Ф и Ц.

Определите структуру доэвтектического, эвтектического и заэвтектического чугуна.

При концентрации углерода в сплаве больше, чем 4,3% (заэвтектический чугун), от температуры 6¹ до 6² охлаждается Ж (расплав). При температуре 6² осуществляется равновесие Ж ↔ Ц. При дальнейшем охлаждении до температуры 1147°С из жидкости выкристаллизовывается Ц, который забирает у Ж углерод. Поэтому в точке 6³ при 1147°С Ж содержит 4,3% углерода. При этой температуре осуществляется трехфазное равновесие



При охлаждении сплава до температур ниже 1147°С охлаждается сплав, включающий две структурных составляющих: Л+Ц.

Как называется температура, фиксируемая линией PSK?

Кривые охлаждения сплавов (N₄, N₅), приведенные на рис.21, позволяют определить структурные составляющие данного сплава, в зависимости от его температуры.

Рассмотрим превращение в твердом состоянии малоуглеродистых сплавов - техническое железо (левая нижняя часть диаграммы железо-углерод, рис.22).

Техническое железо, содержащее углерода менее 0,01 % (сплав N⁷), при охлаждении от температуры 7¹ до 7² имеет структуру А. При температуре 7² начинается, а при температуре 7³ заканчивается превращение А в Ф (А → Ф). Поэтому между температурами 7² и 7³ охлаждается двухфазная структура - А+Ф. Ниже температуры 7³ охлаждается однофазная структура-феррит.

Как называется температура, фиксируемая линией GSE?

Техническое железо, содержащее более 0,01% углерода (сплав N₈), отличается тем, что при температуре 8⁴ концентрация углерода в железе равна равновесной концентрации. При дальнейшем охлаждении твердый раствор становится пересыщенным и из него выпадает цементит тре-

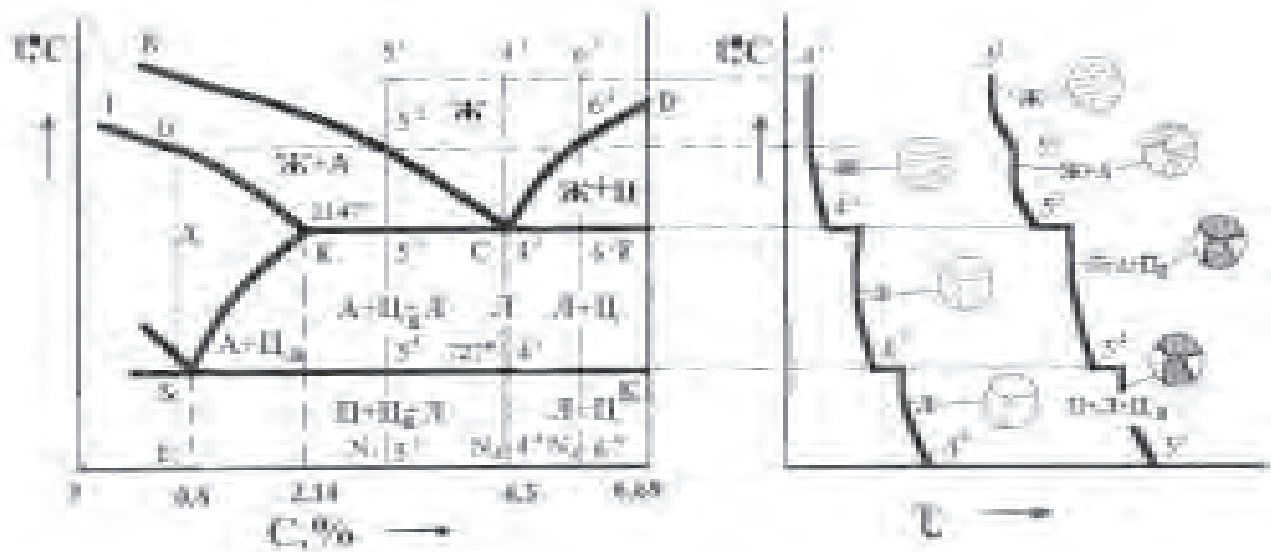


Рис. 21. Часть диаграммы Fe-C. Кристаллизация высокоуглеродистых сплавов.

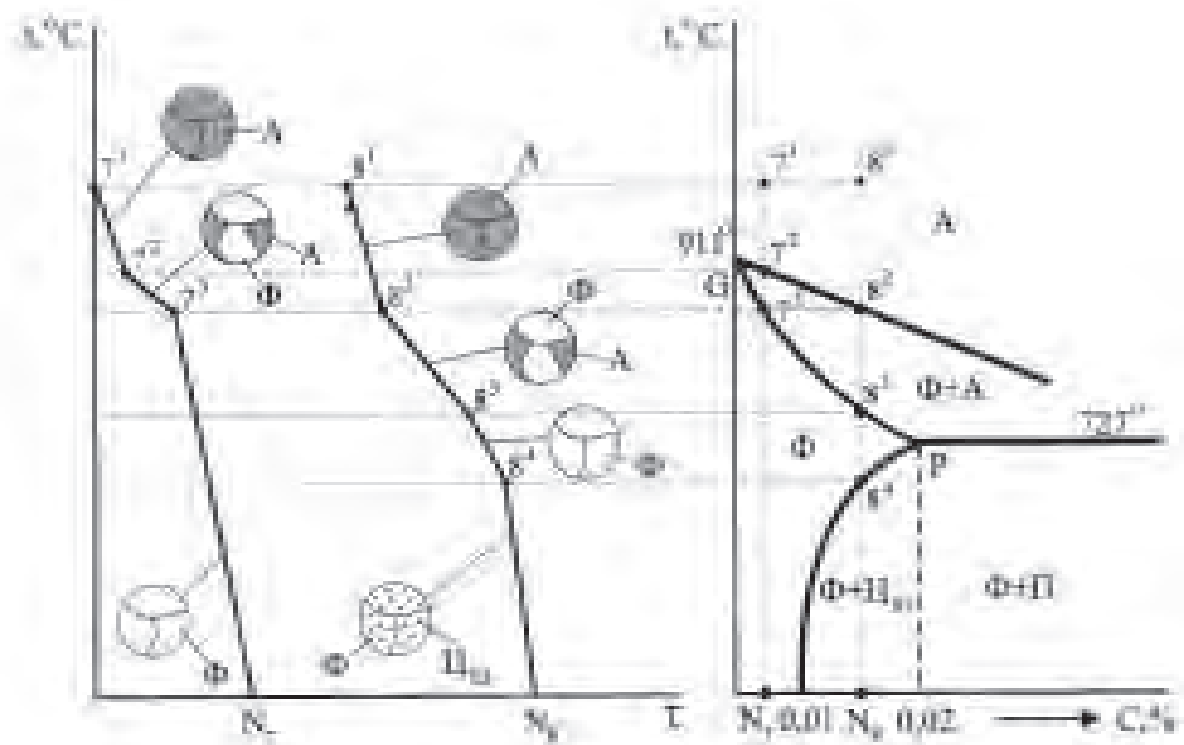


Рис. 22. Часть диаграммы состояния Fe₃C. Кристаллизация малоуглеродистых сплавов (техническое железо)

тичный (Ц_{III}). Поэтому ниже температуры 8^4 в сплаве существуют две фазы: феррит и цементит третичный ($\text{Ф} + \text{Ц}_{III}$).

Кривые охлаждения сплава N_7 ($7^1, 7^2, 7^3, \text{N}_7$) и N_8 ($8^1 - 8^2 - 8^3 - 8^4 - \text{N}^8$) фиксируют все критические точки при превращении.

Таким образом, диаграмма состояния сплавов Fe-C ($\text{Fe-Fe}_3\text{C}$) дает следующую информацию о состоянии сплава в зависимости от его состава и температуры:

- определяет области устойчивости фаз;
- определяет температуру двухфазных и трехфазных равновесий;
- определяет структурные составляющие сплава в зависимости от его состава и температуры;
- определяет состав и массу фаз сплава в зависимости от температуры;
- определяет кинетические кривые охлаждения сплава;
- показывает изменение в структуре и фазовом составе сплава при его нагревании или охлаждении.

Диаграмма состояния в зависимости от состава сплава и температуры определяет области устойчивости фаз, температуру двухфазных и трехфазных равновесий, массу структурных составляющих сплава и содержание в них углерода, изменения в структуре сплава при его нагревании или охлаждении, кинетические кривые охлаждения (нагрева) сплава.

6. ЧЕТЫРЕ ОСНОВНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ

Основными структурами стали являются аустенит (А), перлит (П) и мартенсит (М). Мартенситом называют феррит, перенасыщенный углеродом. Подробный анализ мартенситной структуры будет сделан позднее.

При термической обработке стали наблюдаются четыре основных превращения. Вероятность этих превращений характеризуется изменением энергии Гиббса (рис.23). Чем меньше изменение энергии Гиббса (ΔG), тем больше вероятность самопроизвольного процесса (превращения).

Превращение перлита в аустенит ($\text{П} \rightarrow \text{А}$) происходит при $t > A_{\Gamma}$. При этих условиях $\Delta G_{\text{А}} < \Delta G_{\text{П}}$. Чем больше разность между энергиями Гиббса А и П, тем более вероятно

превращение П в А ($P \rightarrow A$).

При $T_0 < t < A_1$, как следует из диаграммы, $\Delta G_P < \Delta G_A$, и, следовательно, будет происходить превращение А \rightarrow П. Чем больше разность между энергиями Гиббса П и А, тем вероятнее превращение А в П ($A \rightarrow P$).

При $t < T_0$ возможно превращение А \rightarrow М, поскольку $\Delta G_M < \Delta G_A$.

При всех температурах $\Delta G_P < \Delta G_M$, поэтому при всех температурах существует вероятность превращения М \rightarrow П (феррито-цементитную смесь). Таким образом, мартенсит является нестабильной фазой.

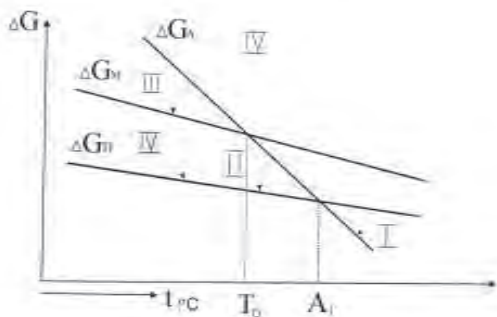


Рис. 23. Изменение энергии Гиббса аустенита (ΔG_A), перлита (ΔG_P), и мартенсита (ΔG_M) с изменением температуры

Четыре основных превращения в стали П \rightarrow А; А \rightarrow П; А \rightarrow М; М \rightarrow П.

7. ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ ПРИ НАГРЕВАНИИ. ОБРАЗОВАНИЕ АУСТЕНИТА

Превращение аустенита в перлит протекает при температурах выше температуры A_1 , так как при этих температурах большей энергией Гиббса обладает аустенит (рис. 23). С увеличением перегрева стали выше A_1 увеличивается разность энергией Гиббса $\Delta G = \Delta G_P - \Delta G_A$ и ускоряется

процесс диффузии углерода, необходимый для превращения $\Pi \rightarrow A$.

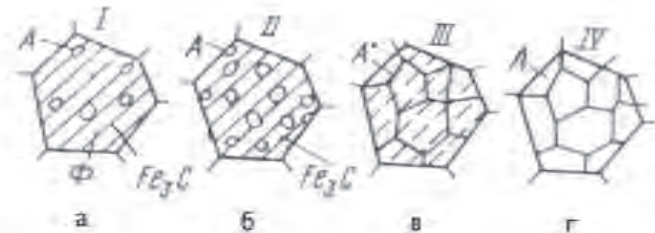
В начале превращения $\Pi \rightarrow A$ концентрация углерода в отдельных участках феррита возрастает. Такие участки феррита становятся неустойчивыми и претерпевают превращение в аустенит, стабильный при данной температуре.

Образование зародышей аустенита возможно благодаря флуктуациям (колебаниям) концентрации углерода в феррите. Центры кристаллизации аустенита возникают в тех участках кристалла феррита, где концентрационные флуктуации обеспечивают концентрацию углерода 0,8%. Однако легче всего зародышам аустенита образоваться на границе раздела феррита и цементита, где приток атомов углерода наиболее вероятен (рис. 24).

Образовавшиеся зародыши зерен аустенита имеют малый размер. При дальнейшем нагреве или увеличении времени выдержки при соответствующей температуре они начинают расти.

Интенсивность роста аустенитного зерна зависит от содержания углерода в стали и от скорости диффузии. После исчезновения границ феррита и цементита наблюдается только рост зерен аустенита за счет растворения в нем феррита и цементита. Феррит растворяется в аустените быстрее цементита, поэтому после окончания процесса образования аустенита, некоторое количество цементита остается (рис. 24 б). Для его растворения в аустените продолжительность изотермической выдержки должна быть увеличена (рис. 24 в). Образующийся после этой выдержки аустенит неоднороден по составу, и для его гомогенизации (выравнивания состава) требуется дополнительное время (рис. 24 г).

При каких температурах перлит превращается в аустенит?



Какой физический процесс играет важную роль при превращении $\Pi \rightarrow A$?

Рис. 24. Последовательные стадии превращения перлита в аустенит: а - начало образования аустенита; б - конец растворения феррита в аустените; в - полное растворение цементита; г - гомогенизация аустенита.

Для описания процесса превращения феррито-цементитной структуры (Π) в аустенит используют диаграмму изотермического образования аустенита (рис.25).

Почему процесс аустенизации нельзя проводить при высоких температурах?

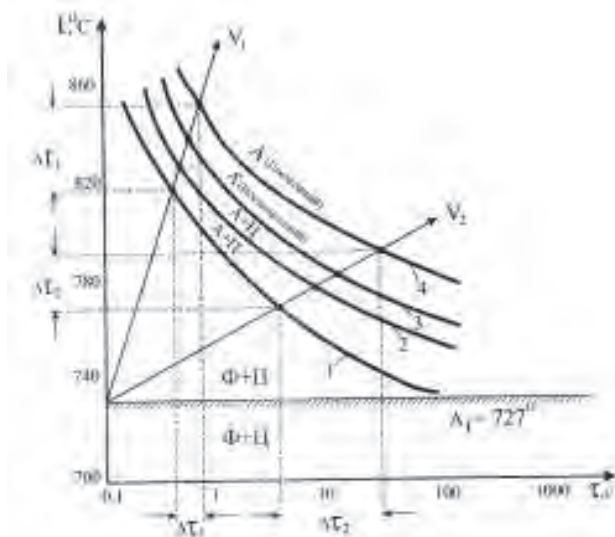


Рис. 25. Диаграмма изотермического превращения перлита в аустенит эвтектоидной стали: 1 - начало превращения $\Pi \rightarrow A$; 2 - конец превращения $\Pi \rightarrow A$; 3 - конец растворения цементита в аустените; 4 - конец гомогенизации аустенита

Как следует из диаграммы, при перегреве стали с большей скоростью ($V_1 > V_2$) время полного превращения $\Pi \rightarrow A$ сокращается, но процесс заканчивается при более высокой температуре, что приводит к росту зерна аустенита.

Чем больше в стали углерода, тем быстрее протекает процесс аустенизации. Это объясняется увеличением количества цементита, а следовательно, и ростом суммарной поверхности границ феррита и цементита. Введение в сталь карбидообразующих элементов (Cr, W, Mo, V, Ti) задерживает процесс аустенизации вследствие образования стойких карбидов, трудно растворимых в аустените.

Величина зерна аустенита имеет большое влияние на свойства стали после термической обработки. Если зерно аустенита выросло до крупных размеров, то и получающиеся продукты превращения аустенита после охлаждения будут крупнозернистыми с пониженными механическими свойствами. Особенно резко понижается удар-

ная вязкость, сопротивление отрыву и повышается температурный порог хладноломкости стали.

По склонности аустенитного зерна к росту различают наследственно крупнозернистые и наследственно мелкозернистые стали. На рис.26 показана схема изменения величины зерна аустенита в эвтектоидной стали при нагреве выше A_1 .

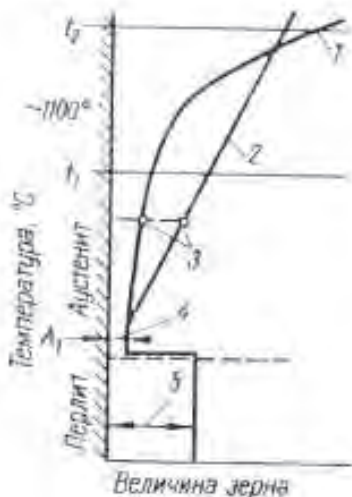


Рис. 26.Схема роста аустенитного зерна при нагреве:
1 - наследственно мелкозернистая сталь; 2 - наследственно крупнозернистая сталь; 3 - разница в размерах зерна наследственно крупнозернистой и наследственно мелкозернистой стали; 4 - первичное зерно аустенита; 5 - первичное зерно перлита

Зародыши аустенитных зерен в одних случаях начинают расти при малых перегревах, и каждой температуре нагрева соответствует своя величина аустенитного зерна. Такие стали называют наследственно крупнозернистыми (рис.26, кривая 2). В других случаях (рис.26, кривая 1) начальное мелкое зерно аустенита сохраняется до температур 950-1000°C, выше которых начинается интенсивный рост зерна. Такие стали называются наследственно мелкозернистыми.

На рост аустенитного зерна стали оказывает влияние алюминий. Стали, раскисленные алюминием, являются наследственно мелкозернистыми. Считается, что алюми-

ний образует нитриды (A/N), которые выделяются по границам зерна аустенита, задерживая его рост. Однако тормозящая роль частиц A/N заканчивается при температурах 950-1000°C, выше которых аустенитное зерно начинает интенсивно расти. Поэтому если допустить перегрев выше указанных температур наследственно мелкозернистой стали, то у нее зерно аустенита может оказаться крупнее, чем у наследственно крупнозернистой.

При увеличении скорости аустенизации процесс превращения аустенита в перлит заканчивается при более высокой температуре, что может привести к росту зерна аустенита. Чем крупнее зерно аустенита, тем хуже механические свойства стали.

8. ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА В ПЕРЛИТ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ СТАЛИ ($A \rightarrow П$)

Сущность этого превращения можно выразить схемой



или



Такое превращение протекает при температурах ниже A_1 , когда $\Delta G_{П} < \Delta G_A$ (рис.23).

При превращении аустенита протекают два процесса:

- перестройка решетки ГЦК Fe в решетку ОЦК Fe;
- выделение углерода из аустенита и образование кристаллов цементита.

Образование перлита связано с диффузией углерода и самодиффузией атомов железа. На скорость превращения ускоряюще действует рост - $\Delta G = |\Delta G_A - \Delta G_{П}|$ с увеличением степени переохлаждения (уменьшением температуры) и замедляюще действует уменьшение коэффициента диффузии D (рис.27).

В зависимости от величины переохлаждения различают три температурные области распада аустенита (рис.28):

- перлитную область;
- промежуточную область;
- мартенситную область.

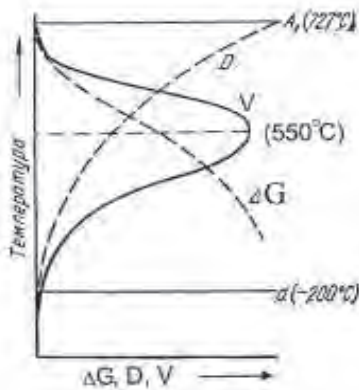


Рис. 27. Влияние температуры на скорость диффузии (D) и вероятность превращения $A \rightarrow П$ (ΔG):
 D - изменение скорости диффузии; ΔG - изменение разности $|\Delta G_{П} - \Delta G_{A}|$; V - скорость распада аустенита эвтектоидной стали

Для установления зависимости времени превращения $A \rightarrow П$ от температуры пользуются C-образными диаграммами изотермического распада аустенита.

Кинетическая кривая распада аустенита при $t = \text{constant}$ строится в координатах процент распада - время (рис.29 а).

Началу кристаллизации предшествует инкубационный период, когда кристаллизация идет очень медленно или не идет совсем. После инкубационного периода кристаллизация идет с нарастающей интенсивностью до 50% распада аустенита, и после достижения максимума скорость процесса снова уменьшается. Это наблюдается при распаде аустенита при всех температурах.

Поэтому кинетические кривые распада аустенита при температурах t_1 , t_2 и t_3 имеют одинаковую характерную особенность процесса в перлитной и переходной областях. Эта особенность состоит в том, что распад аустенита происходит полностью (100% аустенита превращается в перлитные или переходные структуры).

Для получения C-образной диаграммы изотермического превращения аустенита в координатах температура - время ($t - \tau$), при каждой температуре (t_1 , t_2 , t_3 и т.д.) фиксируются точки начала и конца изотермического распада аустенита (в соответствии с кинетическими кривыми), которые сносятся на изотермическую диаграмму.

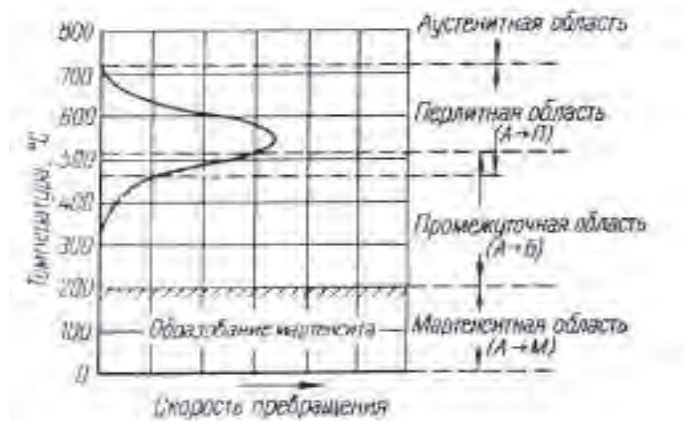


Рис. 28. Зависимость скорости превращения аустенита от температуры для стали с 0,8% С

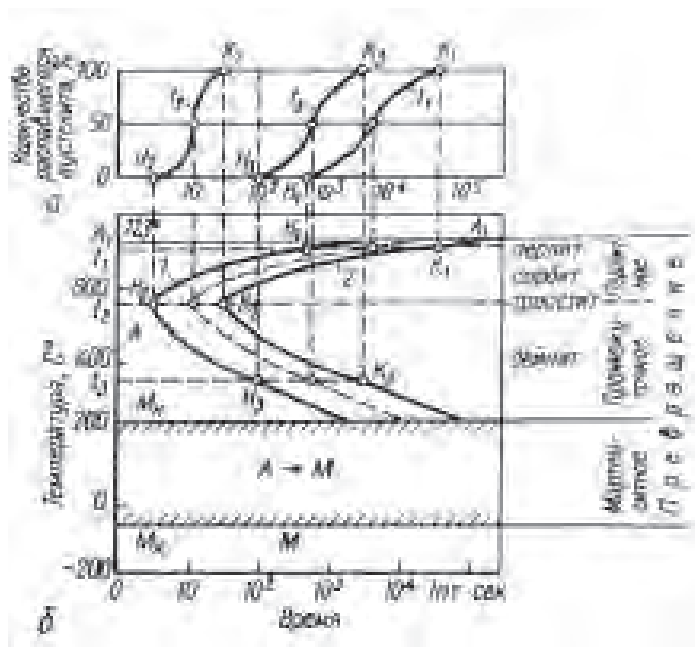


Рис.29. Кинетические кривые превращения аустенита при охлаждении (а); диаграмма изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали (б)

Соединяя точки начала превращения (кривая 1) и конца превращения (кривая 2) при разных температурах по-

лучаем С-образную диаграмму изотермического распада аустенита (рис.29 б).

Левее кривой 1 находится область устойчивости переохлажденного аустенита. Отрезок от оси координат до кривой 1 параллельной оси абсцисс, показывает время устойчивости аустенита при заданной температуре. С понижением температуры устойчивость переохлажденного аустенита эвктоидной стали вначале падает, достигает минимума при 550°С, и после дальнейшего охлаждения начинает вновь возрастать. Как следует из рис.29 б, при $t = 550^{\circ}\text{C}$ наблюдается максимальная скорость превращения.

При температуре выше 500°С между кривыми 1 и 2 происходит превращение аустенита в перлит. Процесс образования перлита заключается в зарождении центров кристаллизации и ростом этих центров с определенной скоростью (рис.30). Образование центров кристаллизации происходит в участках аустенита с наиболее дефектным строением: по границам зерен и в зонах дислокаций зерна аустенита.

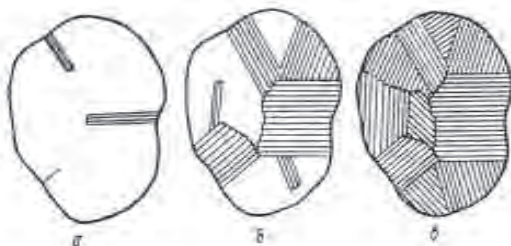


Рис. 30. Схема образования перлита в зерне аустенита: а – первичные пластинки перлита в аустените; б – вторичные пластинки перлита в аустените; в – колонии (зерна) перлита

Структура образовавшегося перлита зависит от скорости охлаждения аустенита (рис.31). При медленном охлаждении продуктом превращения будет крупнопластинчатый перлит (П) с низкой твердостью (НВ150). При более быстром охлаждении образуется мелкий перлит и ультрамелкий перлит. В честь ученых, которые изучали кинетику распада аустенита, мелкий перлит был назван сорбитом (НВ 200), ультрамелкий – трооститом (НВ 250).

Как влияет температура на изменение энергии Гиббса и скорость диффузии при превращении А → П?

Как изменяется с понижением температуры скорость превращения аустенита в перлитные структуры?

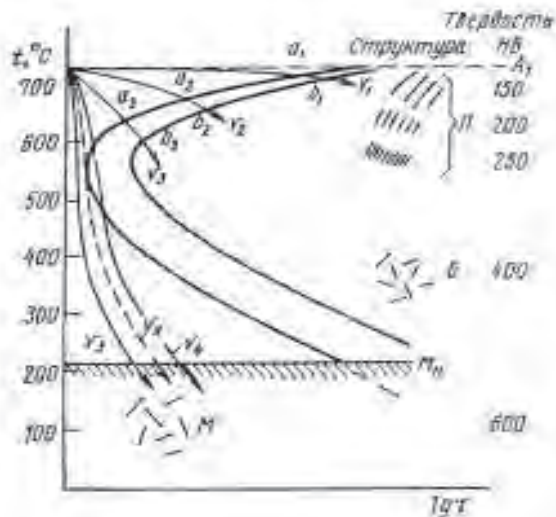


Рис.31. Зависимость величины межпластинчатого расстояния и твердости НВ структур перлитного типа (сталь с 1,2% С) от температуры изотермического превращения (А → П)

Перлитное превращение в углеродистых сталях происходит при температурах 727 - 500°С. В зависимости от скорости охлаждения образуются пластинчатые структуры перлита, сорбита или троостита

9. ПРОМЕЖУТОЧНОЕ (БЕЙНИТНОЕ) ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА (А → Б)

При температуре ниже 550°С скорость превращения аустенита замедляется. В этих условиях самодиффузия атомов железа практически не происходит, но атомы углерода обладают еще значительной подвижностью.

Внутри аустенита происходит диффузионное перераспределение атомов углерода, и участки аустенита, обогащенные углеродом, превращаются в цементит. Превращение обогащенного углеродом аустенита в феррит происходит по сдвиговому механизму. По этому механизму атомы местами не меняются, а лишь смещаются друг относительно друга на расстоянии меньше, чем межатомное расстоя-

ние в кристалле. В результате сдвига по плоскостям кристаллической решетки наибольшей слабости гранецентрированная решетка аустенита превращается в объемноцентрированную решетку феррита. При этом образовавшийся феррит слегка перенасыщен углеродом (до 0,1...0,2%). Такой феррит имеет игольчатую форму. Игольчатая структура, состоящая из цементита и феррита, слегка перенасыщенного углеродом, называется бейнитом (Б). Бейнит тверже троостита, его твердость НВ 400. На рис.32 показаны микроструктуры перлита, сорбита, троостита и бейнита.

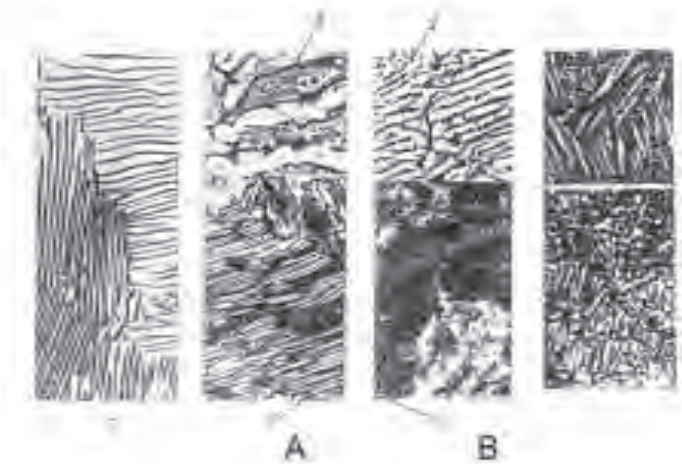


Рис. 32. А - структуры семейства перлитов: а - пластинчатый перлит, увеличение 2500; б - сорбит закалки, увеличение 2500; в - сорбит закалки, увеличение 20000; г - троостит закалки, увеличение 2500; д - троостит закалки, увеличение 20000; В - игольчатый бейнит. Внизу увеличение 1000, вверху-15000

Таким образом, в бейните, как и в перлитных структурах (сорбит, троостит), присутствует цементит и, как в мартенсите, присутствует феррит, пересыщенный углеродом, имеющий игольчатую форму.

Почему превращение аустенита в перлитные структуры называют диффузионным?

Промежуточное (бейнитное) превращение в углеродистых сталях происходит при температурах ниже 550°С, когда скорость диффузии железа равна нулю, а диффузия углерода еще имеет место. Поэтому процессу образования бейнита характерны особенности как диффузионного, так и бездиффузионного превращения

Чем отличаются сорбит и троостит от перлита?

10. ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА В МАРТЕНСИТ (A → M)

Охлаждение стали, со скоростью выше и равной критической, называют закалкой (рис.33). При закалке стали превращение аустенита начинается при температуре M_H , и заканчивается при температуре M_K . В результате такого превращения образуется продукт закалки - мартенсит (M) - пересыщенный раствор углерода в Fe_α .

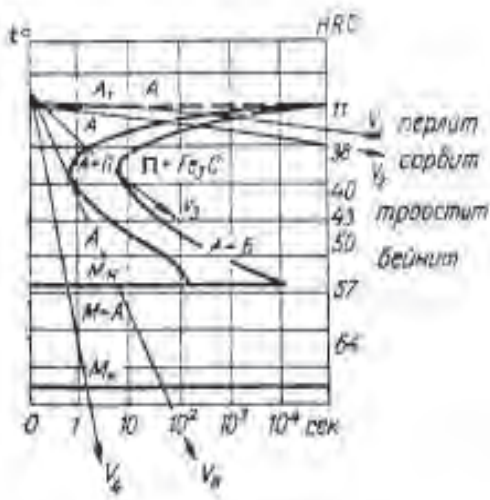
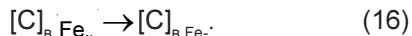


Рис. 33. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита заэвтектоидной стали

Минимальная скорость охлаждения, при которой аустенит переохлаждается до точки M_H и превращается в мартенсит, называется критической скоростью закалки (V_K).

Схема превращения $A \rightarrow M$ может быть записана в виде



При превращении $A \rightarrow M$ происходит перестройка решетки ГЦК γ - железа в решетку ОЦК α - железа по сдвиговому механизму без выделения углерода из решетки α - железа.

Таким образом, если в аустенитно-перлитном превращении ($A \rightarrow P$) ведущую роль играет диффузия углерода и превращение называют диффузионным, при аустенито-

мартенситном превращении ($A \rightarrow M$) происходит только перестройка решетки без изменения концентрации реагирующих фаз по бездиффузионному, сдвиговому механизму.

Мартенсит (M) - перенасыщенный твердый раствор углерода в α -железе с такой же концентрацией, как и у исходного аустенита. Так, например, у эвтектоидной стали концентрация углерода в мартенсите (α -железе) составляет

0,8% - перенасыщение в $\frac{0.8}{0.01} = 80$ раз. Перенасыщение

углеродом кристаллической решетки ОЦК α -железа вызывает ее тетрагональность - соотношение осей l/a в решетке мартенсита больше 1. Тетрагональность решетки мартенсита прямо пропорциональна содержанию углерода (рис. 34).

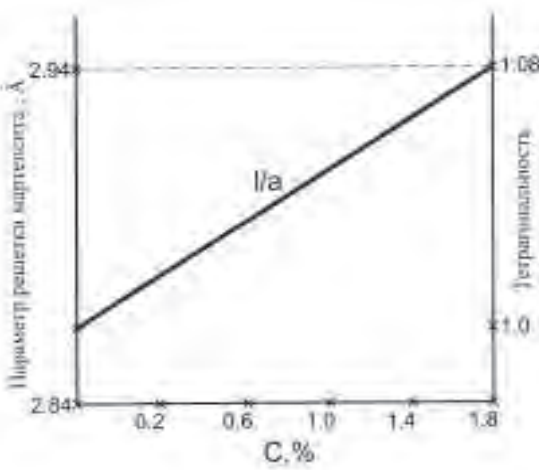
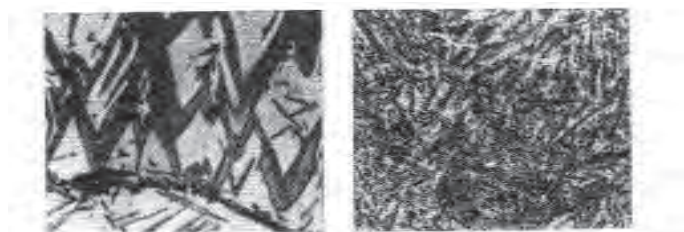


Рис.34. Отношение l/a в зависимости от содержания углерода в мартенсите

Ввиду соответствия решеток аустенита и мартенсита при превращении решетки ГЦК \rightarrow ОЦК атомы железа сдвигаются (смещаются) на расстояние меньше периода решетки. Для этого нет необходимости в самодиффузии ни железа, ни углерода. Сдвиг идет по плоскостям наименьшего сопротивления. Поэтому кристаллы мартенсита, представляющие собой пластины, строго ориентированы, угол между ними составляет 60° и 120° . На шлифе пластины выгля-

Опишите режим закалки стали.

дят как иглы, микроструктура мартенсита - игольчатая (рис 35).



а

б

Рис. 35. Микроструктура мартенсита:

а – крупноигльчатый мартенсит и остаточный аустенит;

б – мелкоигльчатый мартенсит

Как называется пересыщенный раствор углерода в α -железе?

При превращении $A \rightarrow M$ объем увеличивается объем ($V_M \gg V_A$), поэтому в кристаллах мартенсита возникают сильные внутренние напряжения. Чем больше в стали углерода, тем больше тетрагональность решетки мартенсита и тем больше внутренние напряжения в кристалле мартенсита.

Мартенситное превращение в сталях - процесс необратимый, он в обратном направлении по той же бездиффузионной схеме не происходит.

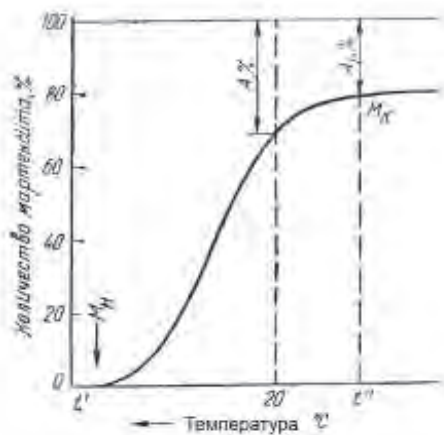
Кристалл мартенсита в стали независимо от температуры образуется чрезвычайно быстро, скорость сдвигового процесса до 1000 м/с. Такая скорость обеспечивает образование порции пластин, состоящих из нескольких сотен и тысяч кристаллов за $1/1000$ с, после этого процесс останавливается. Для продолжения процесса превращения $A \rightarrow M$ нужна новая порция энергии, которая появляется при дальнейшем охлаждении аустенита.

На рис.36 представлена кинетическая кривая процесса превращения $A \rightarrow M$, который протекает в интервале температур $M_n - M_k$. Скорость охлаждения практически не влияет на значения M_n и M_k .

После окончания процесса превращения $A \rightarrow M$ остается какое-то остаточное количество аустенита ($A_{ост}$). Охлаждение ниже температуры M_k не вызывает дальнейшего превращения и не уменьшает количество остаточного аустенита. На рис. 37 показано влияние содержания углерода на положение мартенситных точек M_n и M_k и на количество остаточного аустенита после закалки стали.

При содержании углерода в стали больше 0,6%, точка M_s находится в области отрицательных температур. Следовательно, в структуре сталей, содержащих $C > 0,6\%$, после закалки сохраняется некоторое количество непревращенного аустенита ($A_{ост}$), количество которого увеличивается с увеличением содержания углерода в стали. На рис.35 светлая составляющая между иглами мартенсита является остаточным аустенитом. Стали, содержащие $C > 1,8\%$, закаливаться на мартенсит при обычных температурах не будут совсем, у них после закалки останется аустенитная структура.

Как выглядит структура мартенсита под микроскопом?



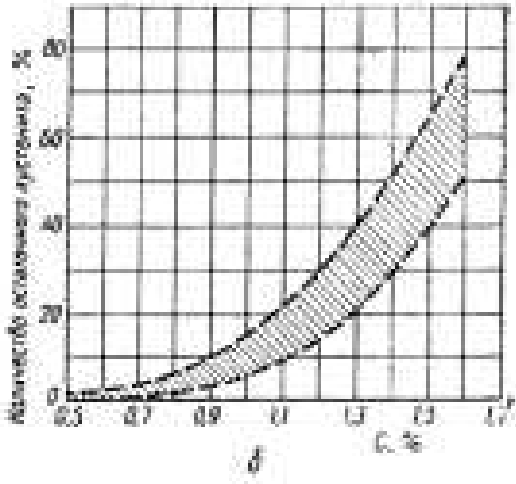
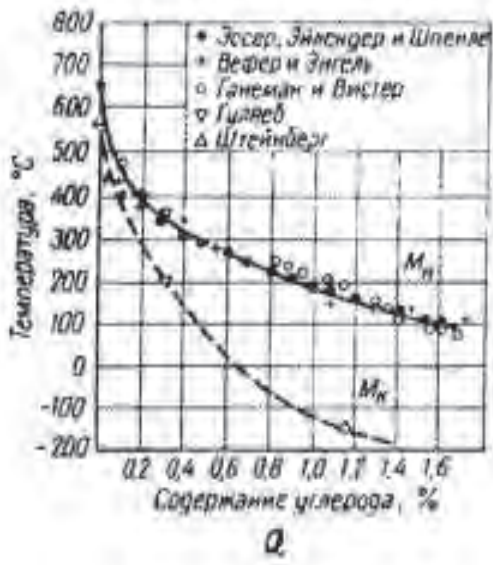
Почему иглы мартенсита строго ориентированы в пространные?

Рис.36. Кинетическая кривая превращения аустенита в мартенсит

Характерными свойствами стали с мартенситной структурой являются высокая твердость и малая пластичность. Установлено, что твердость мартенсита зависит от содержания углерода в стали и мало изменяется от наличия легирующих элементов (рис. 38).

Хрупкость стали увеличивается с увеличением содержания углерода и с укрупнением мартенситных игл, а также при закалке стали с крупным зерном аустенита.

Наличие в структуре высокоуглеродистых и некоторых легированных сталей большого количества остаточного аустенита уменьшает твердость, износостойкость и прочность стали. Остаточный аустенит уменьшает стабильность размеров деталей, ухудшает шлифуемость.



Как влияет содержание углерода в стали на количество остаточного аустенита?

Рис. 37. Влияние содержания углерода на положение мартенситных точек M_H и M_K (а) и на количество остаточного аустенита после закалки (б)

Ниже дано сравнение характерных особенностей превращения $A \rightarrow П$ и $A \rightarrow М$ (табл.3).

Таблица 3

Особенности распада аустенита в диффузионной и бездиффузионной областях

Преобразование А> П	Преобразование А> М
Процесс равновесный	Процесс неравновесный
Диффузионный процесс	Бездиффузионный, сдвиговый процесс
Процесс идет до конца (образуется 100% перлита)	Процесс до конца не идет (остается остаточный аустенит)
Процесс может происходить в изотермических условиях	Процесс происходит в интервале температур ($M_H - M_K$)
Процесс обратимый	Процесс необратимый. Обратный процесс по той же схеме не идет
Изменение объема при превращении А> П незначительное	Изменение объема при превращении А> М - значительное ($V_M \gg V_A$)
Кристаллы новой фазы не ориентированы в пространстве и не зависят от ориентации старой фазы.	Кристаллы новой фазы ориентированы в пространстве и зависят от ориентации старой фазы.
Микроструктура - пластинчатая	Микроструктура - игольчатая
Расстояние между пластинами цементита зависит от скорости охлаждения	Размеры зерен мартенсита зависят от размеров зерен аустенита
Структура стабильная, ненапряженная	Структура нестабильная, напряженная

Вязкость закаленной углеродистой стали имеет низкое значение из-за неоднородности мартенсита, что приводит к концентрации напряжений, образованию микротрещин, потери пластичности и хрупкому разрушению стали. Легированные стали, как правило, сопровождаются повышением однородности структуры мартенсита, благодаря этому повышается пластичность и возрастает сопротивление вязкому разрушению стали. Конструкционная прочность закаленной стали низкая, и для ее повышения требуется проведение отпуска стали.

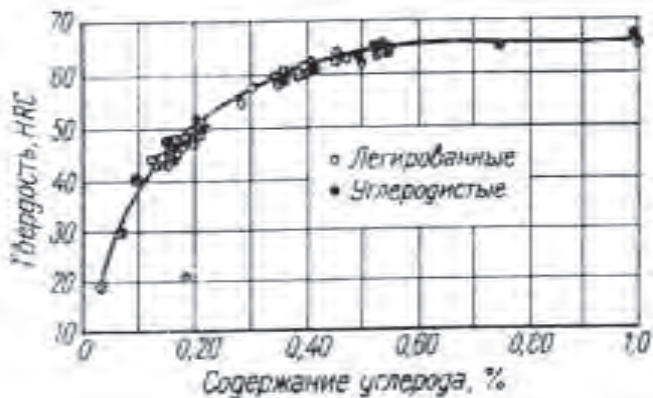


Рис. 38. Влияние содержания углерода на твердость HRC

При охлаждении стали со скоростью выше критической аустенит по механизму бездиффузионного, сдвигового процесса превращается в феррит, пересыщенный углеродом. Мартенсит в стали - это пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе. Мартенсит - игольчатая структура. Он обладает высокой твердостью и прочностью, низкой ударной вязкостью и пластичностью. Мартенсит закалки - хрупкая структура. Для улучшения его механических свойств требуется отпуск стали.

11. ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

Так как диаграмма изотермического распада аустенита строится в координатах температура - время, то на эту диаграмму можно наложить линии скоростей охлаждения V_1, V_2, \dots, V_n (рис.39 а).

Как видно из рисунка, кривые скорости охлаждения пересекают кривые начала и конца превращения $A \rightarrow P$ при различных температурах, так линия V_1 пересекает эти кривые при температурах, близких к 700°C . Сопоставляя эти данные с изотермической диаграммой эвтектоидной стали, видим, что, охлаждая сталь со скоростью V_1 , мы попадаем в область перлита.

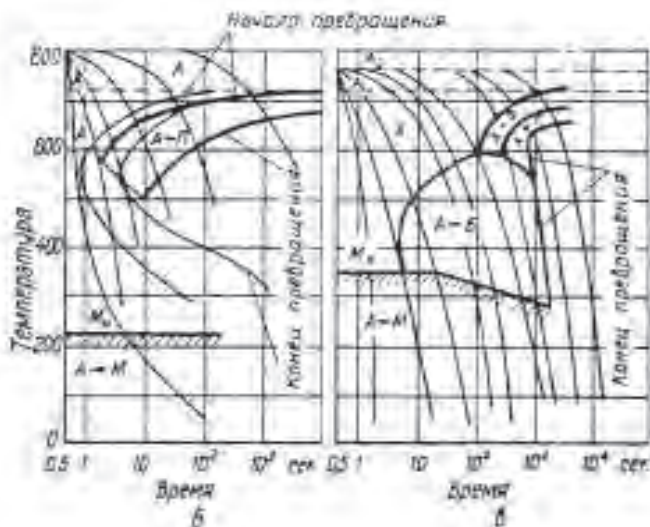
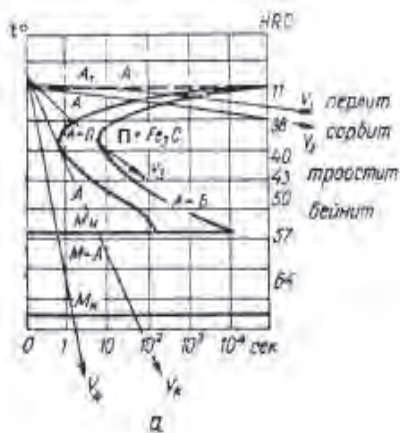


Рис. 39. Наложение графиков скоростей V непрерывного охлаждения на диаграмму изотермического распада аустенита ($V_1 < V_2 < V_3 < V_4$) (а). Термокинетические диаграммы для эвтектоидной стали (б) и легированной стали, содержащей 0,38% углерода (в).

Для оценки превращений при непрерывном охлаждении строят так называемые термокинетические диаграммы превращения аустенита. Для этого в координатах температура-время строят реальные кривые охлаждения, отмечают на них температуры начала и конца превращения и интервалы превращений обводят (рис. 39 б, в).

12. ЗАКАЛИВАЕМОСТЬ И ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ

Закаливаемость - свойство стали приобретать в результате закалки максимальную твердость, обусловленную ее структурой. Закаливаемость зависит от содержания углерода в стали.

Закалка - термическая обработка стали, которая состоит в нагреве до определенной температуры с последующим быстрым охлаждением с целью получения неравновесной структуры (мартенсита).

Выбор температуры закалки производится в зависимости от критических точек. Доэвтектоидные стали нагреваются выше точки A_3 на 30-40 °С. Нагрев этих сталей выше точки A_1 , но ниже точки A_3 , и охлаждение со скоростью выше критической приведут к образованию смеси мартенсита закалки и феррита. Из-за низкой твердости феррита твердость стали будет существенно понижена, но зато повышена ее ударная вязкость. Такая термообработка называется неполной закалкой.

Для эвтектоидной и заэвтектоидных сталей оптимальная температура нагрева под закалку является нагрев выше точки A_1 на 30-40 °С. После охлаждения со скоростью выше критической заэвтектоидных сталей образуется структура мартенсита закалки и вторичного цементита. При таком сочетании структурных составляющих обеспечивается максимальная твердость стали после закалки, так как твердость цементита (750 НВ) даже выше, чем твердость мартенсита высокоуглеродистой стали (700 НВ).

Необходимо учитывать, что при закалке заэвтектоидных сталей оптимальные результаты будут получены только в том случае, если выделение цементита имеет зернистую (сфероидальную) форму. Выделение цементита в виде сетки по границам недопустимо, так как заэвтектоидная сталь после закалки будет хрупкой. Поэтому заэвтектоидные стали перед закалкой обязательно подвергаются отжигу с целью сфероидизации цементита.

Прокаливаемость стали - способность стали получить закаленный слой с мартенситной или троостито-мартенситной структуры на определенную глубину.

За характеристику прокаливаемости принято считать критический диаметр D_k , т.е. наибольший диаметр цилиндра из данной стали, который получит в результате закалки

До какой температуры надо нагреть для закалки стали, содержащие 0,4% и 0,9% углерода?

мартенситный или полумартенситный слой в центре образца (сквозная прокаливаемость). Если речь идет о мартенситном слое, то D_k обозначают как D_{95} или D_{99} , если о полумартенситном слое, содержащем 50% мартенсита и 50% троостита, то - D_{50} .

Несквозная прокаливаемость объясняется тем, что при закалке деталь охлаждается быстрее на поверхности и медленнее - в сердцевине.

При закалке скорость охлаждения цилиндрической детали распределяется по сечению так, как это показано на рис.40. У поверхности скорость охлаждения максимальная, в центре - минимальная. В закаленном слое скорость охлаждения детали больше, чем критическая скорость закалки, и поэтому в этом слое будет мартенситная структура. В остальном объеме детали скорость ее охлаждения меньше критической скорости закалки, и поэтому в нем будет либо полумартенситный слой, либо трооститный.

С уменьшением критической скорости закалки увеличивается глубина закаленного слоя. Таким образом, чем дальше С-образная кривая удалена от оси ординат, тем больше устойчивость аустенита, тем меньше критическая скорость закалки и тем больше прокаливаемость.

Основные факторы, влияющие на скорость перлитного превращения (чем больше скорость перлитного превращения, тем труднее реализовываться мартенситному превращению и наоборот):

1. Состав аустенита. Все элементы, растворимые в аустените (за исключением кобальта), замедляют перлитное превращение.

2. Нерастворимые частицы (карбиды, оксиды, нитриды, интерметаллиды). Эти частицы ускоряют перлитное превращение, так как являются дополнительными центрами кристаллизации для перлита.

3. Неоднородный аустенит кинетически неустойчив и быстрее превращается в перлит.

4. Размер зерна аустенита. Увеличение размера зерна аустенита замедляет превращение его в перлит потому, что центры кристаллизации перлита образуются преимущественно по границам зерен.

Деталь после нагрева под закалку охлаждалась в воде или в масле. При охлаждении в какой среде будет больше прокаливаемость?

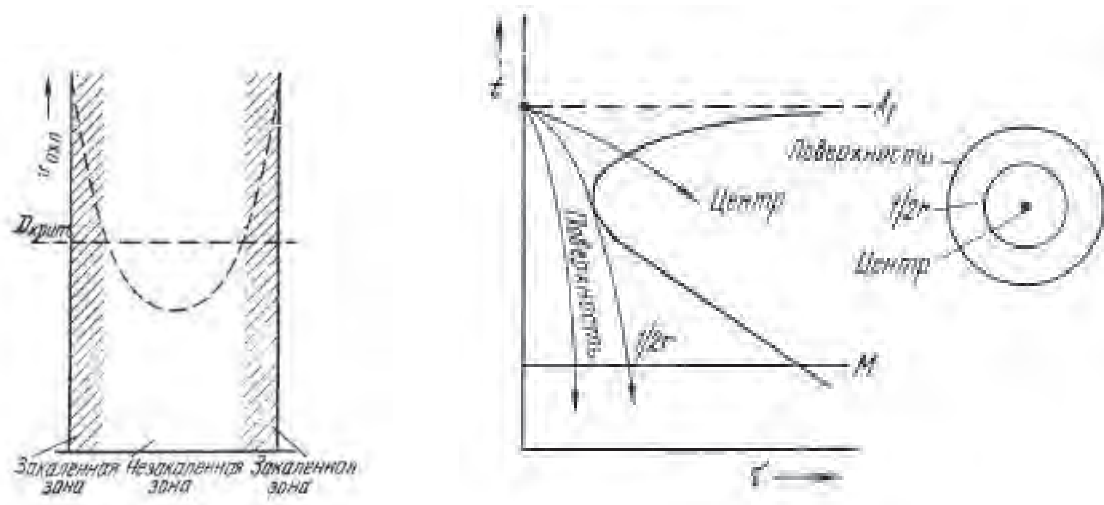


Рис. 40. Схема изменения скорости охлаждения по сечению цилиндра при закалке

Чем интенсивнее охлаждает закалочная среда, тем больше величина D_k . На рис. 41 показана глубина закалки (незаштрихованная часть сечения) закаленных в воде и масле одной и той же стали. Максимальное сечение сквозной закалки в случае охлаждения в воде больше, чем в масле ($D_{кв} > D_{км}$). Если нужно, чтобы изделие при закалке прокаливалось насквозь, следует выбрать такую сталь, чтобы $D_k > D_{изделия}$. Зная один из критических диаметров, прокаливаемость, можно определить любой другой диаметр по номограмме, имеющейся в справочниках. Например, зная $D_{кв}$, можно определить $D_{км}$.

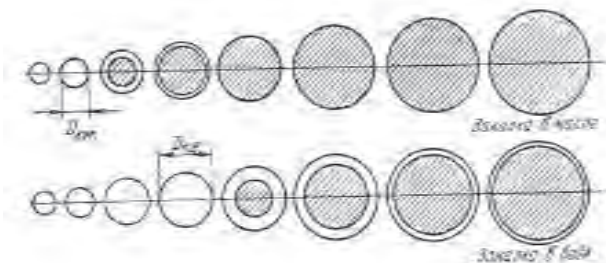


Рис. 41. Прокаливаемость прутков различного размера при закалке в масле и в воде (заштрихована незакаленная часть)

Прокаливаемость различных марок сталей можно найти в справочниках, в которых даны так называемые пределы прокаливаемости (рис. 42).

Рассмотрим влияние прокаливаемости на свойства закаленной стали. При сквозной закалке свойства по сечению закаленной стали после высокого или среднего отпуска однородны. При несквозной закалке свойства закалочной стали изменяются от поверхности к центру (рис. 43). При той же твердости прочность, предел текучести и ударная вязкость незакаливаемых слоев меньше, чем у закаленных. Это объясняется тем, что зернистые структуры высокого и среднего отпуска стали при той же твердости обладают более высокими пластическими свойствами (ψ , a_n).

Таким образом, для получения оптимальных механических свойств в закаленном и отпущенном состоянии необходимо иметь зернистые продукты отпуска по всему сечению, т.е. сквозную прокаливаемость. Чем выше должна быть механическая прочность детали, чем больше ее сечение, тем большее значение имеет прокаливаемость как способ улучшения механических свойств стали по всему сечению.

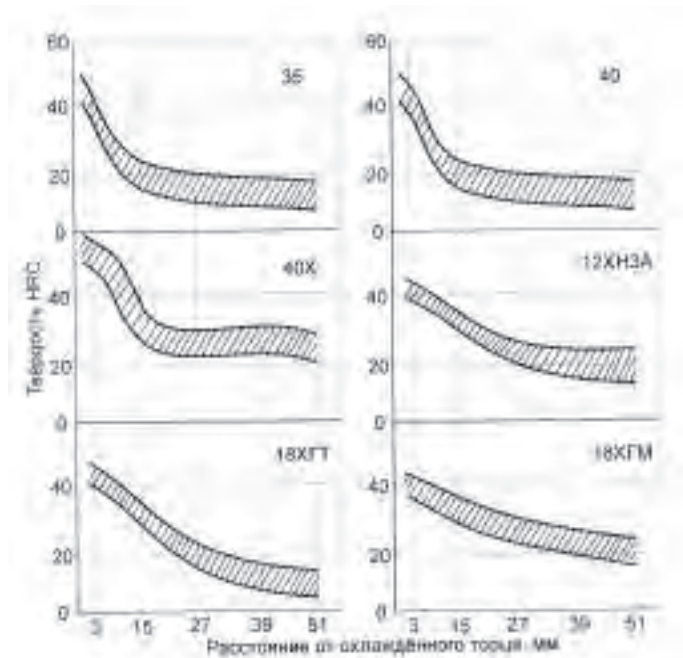


Рис. 42. Полосы прокаливаемости некоторых марок сталей

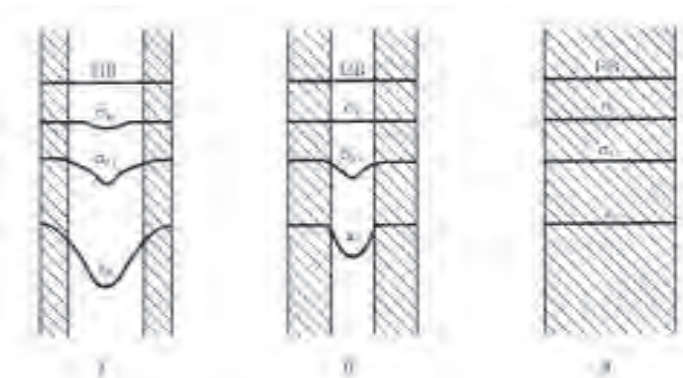


Рис. 43. Схема, показывающая влияние глубины закалки на механические свойства закаленной стали (заштрихована прокаленная зона)

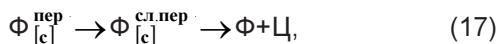
Закаливаемость - свойство стали принимать в результате закалки мартенситную структуру, обладающую максимальной твердостью.

Прокаливаемость - способность стали получать закаленный слой с мартенситной или с мартенситно-трооститной структурой определенной глубины (мм).

13. ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ СТАЛИ

С целью снятия внутренних напряжений и устранения остаточного аустенита в структуре стали после закалки производится отпуск. Отпуск - термическая обработка, заключающаяся в нагреве закаленной стали ниже точки A_1 и быстром охлаждении. Отпуск является обязательной термической обработкой после закалки.

Сущность превращения мартенсита углеродистой стали при нагреве (отпуске) может быть выражена схемой:



где $\Phi_{[C]}^{\text{пер}}$ - феррит, пересыщенный углеродом;

$\Phi_{[C]}^{\text{сл.пер}}$ - феррит легка пересыщенный углеродом; Φ - равновесный феррит.

Изучение микроструктуры, атомно-кристаллической структуры, физических и механических свойств стали в отпущенном состоянии и изменение этих свойств в процессе отпуска позволили с необходимой достоверностью установить последовательность превращения при нагреве закаленной стали.

Структура закаленной стали состоит из тетрагонального мартенсита и остаточного аустенита. Мартенсит является структурой, обладающей наибольшим объемом, аустенит и перлитные структуры (троостит и сорбит) обладают меньшим объемом. Поэтому при превращении мартенсита объем будет уменьшаться (сжатие образца), а при превращении аустенита - увеличиваться (расширение образца).

Если поместить образец закаленной углеродистой стали в dilatометр (прибор, который фиксирует изменение длины образца при нагреве и охлаждении) и медленно его нагре-

вать, то можно получить дилатометрическую кривую, которая показывает превращение в стали при отпуске (рис.44).

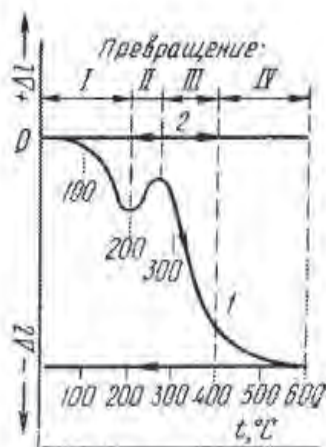


Рис. 44. Дилатометрическая кривая отпуска углеродистой стали

Почему после закалки стали необходимо производить отпуск?

На дилатометрической кривой видно, что примерно до 80°C никаких превращений не происходит. Начиная с 80°C и вплоть до 200°C, наблюдается сокращение длины. Это свидетельствует о первом превращении при отпуске.

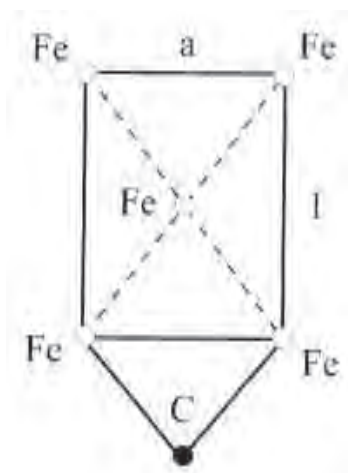
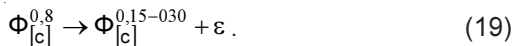
Дальнейший нагрев образца выше 200°C приводит к расширению стали. Это второе превращение при отпуске, захватывающее интервал температур примерно 200 - 300°C. В интервале температур 300 - 400°C заканчивается третье превращение при отпуске, и, наконец, при температуре выше 400°C происходит четвертое превращение при отпуске.

Первое превращение при отпуске. При нагреве стали происходит перераспределение углерода в мартенсите, образуются участки, где концентрация атомов углерода существенно выше среднего количества их в решетке мартенсита. В этих участках образуются зародыши карбидной фазы ϵ (F_2C), которые имеют вид пластинок толщиной в несколько атомных слоев. При этом кристаллическая решетка карбидов когерентно связана с решеткой мартенсита. Когерентная связь подразумевает отсутствие поверхности раздела между двумя фазами. Таким образом, поверхность раздела между решеткой мартенсита и карбидами (ϵ - фазой) отсутствует (рис.45).

Первое превращение при отпуске можно выразить следующей схемой:



Для эвтектоидной стали имеет место превращение



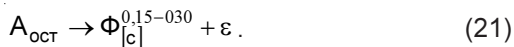
45. Схема когерентной связи кристаллических решеток α-Fe и ε-фазы (Fe₂C)

Двухфазная структура феррита, слегка пересыщенного углеродом и когерентно связанного с ним, ε-фаза называется мартенситом отпуска (M_{от}). Следовательно, первое превращение при отпуске будет:



Структура мартенсита отпуска представлена на рис.46 а.

Второе превращение при отпуске. Увеличение объема образца свидетельствует о том, что остаточный аустенит превращается в гетерогенную смесь, состоящую из слегка пересыщенного феррита и ε-фазы

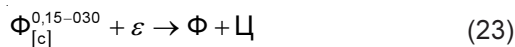


Таким образом, при втором превращении при отпуске остаточный аустенит превращается в мартенсит отпуска



Третье превращение при отпуске. К концу второго превращения феррит содержит еще 0,15-0,30% С. Уменьшение объема образца указывает на полное выделение уг-

лерода, обособление карбидов и превращение их в цементит (Fe_3C)



Таким образом, в третьем превращении при отпуске в районе температуры 400°C происходит полное снятие внутренних напряжений и образование дисперсной смеси феррита и цементита, называемой трооститом отпуска



Структура троостита отпуска представлена на рис.46 в.

Четвертое превращение при отпуске. Дальнейшее повышение температуры приводит к коагуляции (укрупнению) частиц феррита и цементита, которое происходит с наибольшей интенсивностью при температурах выше 400°C . Этот процесс обуславливает превращение троостита отпуска в сорбит отпуска. Структура сорбита отпуска представлена на рис.46 г.

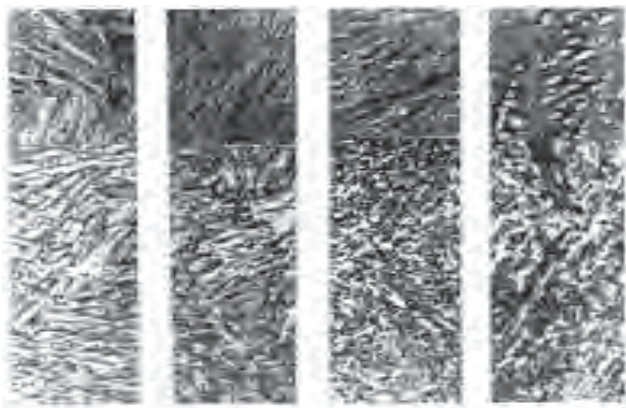


Рис. 46. Микроструктуры мартенсита и продуктов его отпуска (увеличение 1500): а - мартенсит; б - мартенсит отпуска при 200°C ; в - троостит отпуска при 370°C ; г - сорбит отпуска при 600°C . В верхних частях структуры при увеличении 12500

Какой режим отпуска стали?

Зависит ли скорости превращений при отпуске от скорости диффузии углерода?

Чем отличается мартенсит закалки от мартенсита отпуска?

Свойства закаленных сталей после отпуска. С повышением температуры отпуска твердость и прочность стали падает, а пластические характеристики растут. При температурах отпуска $200-300^\circ\text{C}$ твердость может повышаться из-за превращения остаточности аустенита в мартенсит отпуска. Однако от этих температур отпуск практически не делают.

Отпуск углеродистых инструментальных сталей дела-

ют от температур 150-200°C, такой отпуск называют низким отпуском. В результате получается твердая, износостойкая структура мартенсита отпуска.

Отпуск углеродистых пружинно-рессорных сталей делают от температур 400-500°C, такой отпуск называют средним отпуском. При среднем отпуске получается структура троостита отпуска ($T_{от}$), она отличается от пластинчатого троостита тем, что цементит в ней находится в виде зерен. Зернистая структура цементита обеспечивает сталям более высокие, пластические и вязкие характеристики.

Показатели пластичности (δ , ψ) увеличиваются с повышением температуры отпуска. Наибольшая пластичность соответствует отпуску при 600-650°C. Такой отпуск называют высоким отпуском. В результате высокого отпуска получают структуру сорбита отпуска

$$T_{от} \rightarrow C_{от} \quad (25)$$

В сорбите отпуска цементит также находится в виде зерен, что и обеспечивает ему высокую пластичность.

С повышением температуры отпуска прочностные свойства (HRC , σ_B , $\sigma_{0.2}$) понижаются, свойства пластичности (δ , ψ) растут (рис.47).

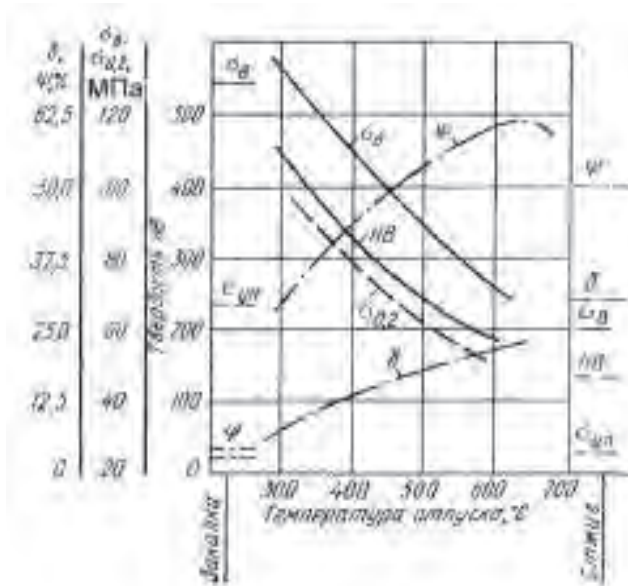


Рис.47. Зависимость механических свойств от температуры отпуска

Отпуск снижает порог хладноломкости стали, повышая при этом самую ее конструктивную прочность.

Отпуск при температурах 150-200°C ($M_{от}$) называют низким отпуском. Отпуск при температурах 300-450°C ($T_{от}$) называют средним отпуском. Отпуск при температурах 450-600°C ($C_{от}$) называют высоким отпуском. Процесс закалки стали с последующим высоким отпуском называется улучшением.

Отпуск стали устраняет опасные внутренние напряжения и способствует превращению остаточного аустенита в мартенсит отпуска. Различают три вида отпуска: низкий (на $M_{от}$), средний (на $T_{от}$) и высокий (на $C_{от}$). Зернистые структуры $T_{от}$ и $C_{от}$ отличаются от пластинчатых перлитных структур тем, что при одинаковой твердости они обеспечивают сталям более высокую ударную вязкость и пластичность.

14. ПРАКТИКА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Основными видами термической обработки, изменяющими структуру и свойства стали, являются отжиг, нормализация, закалка и отпуск. Режимы этих видов термической обработки характеризуются температурой нагрева (t), скоростью нагрева ($V_{наг}$), выдержкой при данной температуре (Δt) и скоростью охлаждения ($V_{ох}$).

Отжиг

Отжиг и нормализация обычно являются первоначальными операциями термической обработки, цель которых либо устранить некоторые дефекты предыдущих операций горячей обработки (литья,ковки и др.), либо подготовить структуру к последующим технологическим операциям (обработке резанием, закалке). Цель отжига: перекристаллизация стали и снятие внутренних напряжений. Режим отжига: нагрев стали до определенной температуры, выдержка и медленное охлаждение (с печью). Структура стали после отжига определяется по диаграмме железо-углерод (железо-цементит). В зависимости от назначения режимы отжига могут быть весьма различны. Температуры нагрева стали при применении разных видов отжига даны на рис. 48.

Почему $T_{от}$ и $C_{от}$ обладают при той же твердости более высокой пластичностью и ударной вязкостью, чем T и C закалки?

ния всей структуры заготовки. Применяется также для получения зернистого перлита в структуре заэвтектоидных инструментальных сталей.

Режим: нагрев стали выше температуры A_1 , но ниже A_3 , выдержка и медленное охлаждение.

Структура: происходит перекристаллизация только перлита. Крупные зерна перлита превращаются в мелкие.

Низкий отжиг

Цель: устранение наклепа после холодной пластической деформации (обработка давлением), снятие внутренних напряжений.

Режим: нагрев стали ниже температуры A_1 , выдержка и медленное охлаждение.

Структура: практически не изменяется.

Нормализация

Цель: получение мелкозернистой однородной структуры, повышение механических свойств стали. Применяется вместо улучшения (закалки и отпуска).

Режим: нагрев стали выше температуры A_3 на 30-50°С, выдержка и охлаждение на воздухе.

Структура: зависит от состава стали.

Примечание. Низкоуглеродистые стали подвергаются вместо полного отжига нормализации.

Закалка

Цели и режимы закалки были даны ранее. Рассмотрим основные способы закалки.

Предварительно отметим, что лучшим способом закалки будет тот, который обеспечивает быстрое охлаждение в интервале температур, обеспечивающих устойчивость переохлажденного аустенита и сравнительно медленное охлаждение в температурном интервале превращения аустенита в мартенсит. Такое охлаждение уменьшает внутреннее напряжение после закалки.

Для закалки применяются следующие охлаждающие среды: вода, масло, расплавы солей (NaOH, KOH), а также расплавы пластмасс (лучшие охладители). Скорость охлаждения детали уменьшается в указанном порядке. Идеальным охладителем является тот, который обеспечивает сравнительно большую скорость охлаждения в области устойчивости переохлажденного аустенита и замедленное охлаждение в области превращения аустенита в мартенсит (рис. 49, 1).

Закалка в одном охладителе (рис.49, 2). Нагретую

Какие структуры стали получают после отжига?

до необходимой температуры деталь погружают в закаленную среду, где она остается до полного охлаждения.

Этот способ применяют при закалке несложных деталей из углеродистых и легированных сталей. Для углеродистых сталей диаметром более 2-5 мм закалочной средой является масло. Для сложных деталей применяют другие способы закалки.

Прерывистая закалка в двух средах (рис.49, 3). Деталь охлаждается сначала в быстроохлаждающей среде, а потом в медленно охлаждающей. Обычно первая среда - вода, а вторая - масло или воздух. Этот способ применяют при закалке инструмента из высокоуглеродистых сталей.

Ступенчатая закалка (рис.49, 4). При закалке в двух средах деталь нагревается неодинаково по сечению, трудно отрегулировать процесс и обеспечить постоянство режима. Способ ступенчатой закалки лишен этих недостатков. Деталь охлаждается в закалочной среде, имеющей температуру выше мартенситной точки (M_n) для данной стали. При этом деталь по всему сечению охлаждается до температуры закалочной среды. Затем следует окончательное, обычно медленное охлаждение, во время которого и происходит закалка (мартенситное превращение). Разбивка охлаждения на две ступени уменьшает внутренние напряжения, поэтому уменьшается и закалочная деформация.

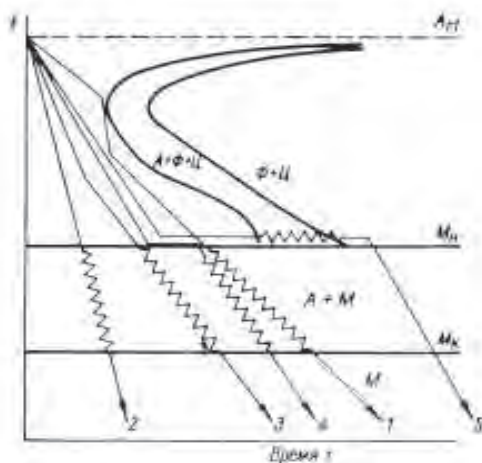


Рис. 49. Схема режимов охлаждения при различных способах закалки: 1 - идеальный режим охлаждения; 2 - непрерывная закалка в одном охладителе; 3 - прерывистая закалка в двух средах; 4 - ступенчатая закалка; 5 - изотермическая закалка

Ступенчатая закалка применяется для деталей из углеродистых сталей диаметром не более 10-12 мм, легированных - 20-30 мм.

В качестве закалочных сред применяются расплавленные соли - селитры (NaNO_3 , KNO_3) и щелочи (NaOH , KOH). Добавка 3-5% воды в расплав, состоящей из селитр или щелочей, значительно увеличивает скорость охлаждения при закалке. Вторая ступень - закалка в масле или на воздухе.

Изотермическая закалка (рис.49-5). Сталь выдерживается в закалочной среде столько времени, сколько необходимо для завершения изотермического превращения аустенита в бейнит. Обычно температура изотермического распада аустенита лежит в интервале 250-350°C. Продолжительность выдержки детали при данной температуре находят по диаграммам изотермического распада аустенита для данной стали, которые есть в справочниках.

Отпуск стали. Отпуск является заключительной стадией термической обработки. При отпуске устраняются или уменьшаются внутренние закалочные напряжения, повышается вязкость и пластичность.

Режим отпуска: нагрев до заданной температуры и быстрое охлаждение (в воде). Режимы и структуры низкого, среднего и высокого отпуска были описаны ранее.

Обработка стали холодом. Деталь погружают в жидкий азот или аргон. Этот метод разработан в нашей стране, он заключается в охлаждении закаленной на мартенсит стали до температуры ниже 0°C. При этом, если в стали есть повышенное содержание остаточного аустенита, то часть его превратится в мартенсит, объем детали увеличится, твердость стали повысится. Обработка холодом повышает магнитные характеристики, стабилизирует размеры. Обработка холодом применяется для высокоуглеродистых сталей и для восстановления деталей, требующих увеличения объема (калибров).

Термомеханическая обработка стали. Различают высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО) и низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО).

Сущность ВТМО заключается в нагреве стали до температуры аустенитного состояния (выше A_3). При этой температуре осуществляют деформацию стали, что ведет к наклепу (упрочнению) аустенита, и сталь с таким состоя-

*Опишите
способы
закалки
стали.*

нием аустенита подвергают закалке (рис. 50 а). В результате такой обработки образуется мелкодисперсная структура, повышается вязкость при максимальной прочности.

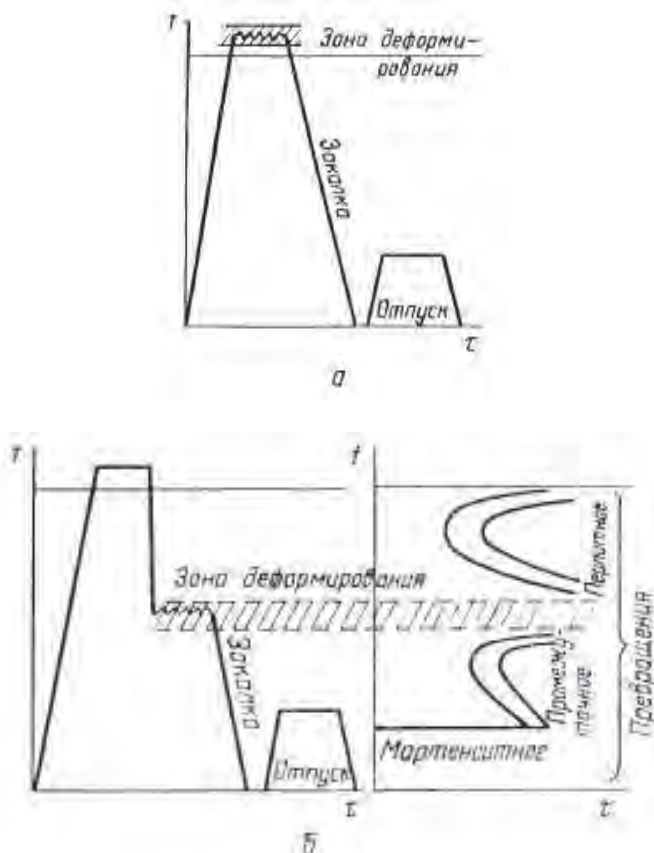


Рис. 50. Схема режимов термомеханической обработки стали:
а - VTMO; б - HTMO

При HTMO сталь также нагревают до аустенитного состояния. После выдержки при высокой температуре производят охлаждение до температуры несколько выше M_n (400...600°), но ниже температуры рекристаллизации стали, и при этой температуре осуществляют обработку давлением (рис. 50 б). При HTMO повышается прочность при сохранении ударной вязкости.

Основная цель термической обработки стали - получение необходимой структуры, обеспечивающей заданные свойства стали. Режим термообработки стали заключается в нагреве стали до определенной температуры, выдержке при этой температуре и охлаждении с определенной скоростью.

15. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

15.1. Распределение легирующих элементов в разных фазах стали

Упрочнение стали происходит за счет упрочнения феррита, цементита, а также карбидов легирующих элементов и интерметаллидов ($Me_n Me_m$), если размеры частиц этих фаз в стали соизмеримы с размерами кристаллической решетки феррита или аустенита. Кроме этого неметаллические включения в стали (карбиды, нитриды, интерметаллиды) измельчают зерно и этим самым также повышают механические свойства легированной стали.

Все легирующие элементы, кроме свинца и висмута, растворяются в феррите (аустените), но часть из них, при наличии достаточного количества углерода в стали, образуют карбидную фазу.

Al и Si карбидных фаз не образуют, они растворяются в феррите (аустените). Карбидные фазы в сталях образуют d-элементы. Как следует из таблицы Менделеева, по количеству электронов (e) на внешней орбите атома их можно расположить в ряд:

Ti, Zr (2 e); V, Nb (3 e); W, Mo, Cr (4 e); Mn (5 e); Fe (6 e); Co (7 e); Ni (8 e); Cu (10 e).

Все химические элементы этого ряда, расположенные справа от железа, карбидов в стали не образуют. Химические элементы, расположенные слева от железа, образуют карбиды, причем, чем левее расположен элемент, тем прочнее карбиды. Ti, Zr, V, Nb находятся в стали только в виде

самостоятельной фазы, Mn образует комплексный карбид ($MnC \cdot Fe_3C$), а W, Mo, Cr при содержании до 0,5 -1,0% растворяются в цементите и образуют комплексный карбид ($Fe_3C \cdot MeC$). Следует подчеркнуть, что все карбиды в той или иной мере растворяются в аустените при 1000-1200°C. В таблице 4 показано распределение легирующих элементов в разных фазах конструкционной стали после закалки.

Таблица 4

Распределение легирующих элементов в фазах конструкционной стали

Характер термообработки	Легирующий элемент находится	
	В твердом растворе	В карбидной фазе
Отжиг	Si, Ni, Al, Cu, Mn , Cr, Mo, W	Mn, Cr , Mo , W , Nb, V, Ti, Zr
Закалка	Si, Ni, Al, Cu, Mn, Cr, Mo, W, V	
Отпуск 600°C	Si, Ni, Al, Cu, Mn , Cr, Mo, V	Mn, Cr , Mo , W , Nb, V , Ti, Zr

Примечание. Если легирующий элемент может присутствовать в разных фазах, предпочтительная форма его содержания в стали символизируется включением элемента в рамку.

15.2. Влияние углерода на механические свойства стали

Углерод резко повышает прочностные свойства стали ($HВ$, σ_B) при одновременном понижении пластичности и вязкости. Это обеспечивается торможением цементитными включениями движения дислокаций в феррите.

С увеличением углерода в стали верхний порог хладноломкости резко смещается в область более высоких температур.

15.3. Влияние легирующих элементов на прочность и ударную вязкость феррита

Все легирующие элементы, растворяясь в феррите, повышают его прочность (рис.51 а). Все легирующие элементы, кроме никеля, понижают пластичность и ударную вязкость феррита (рис.51 б,в). Никель до содержания

Какие л.э. в стали образуют стойкие карбиды?

4,0 - 4,5 % повышает пластичность и ударную вязкость феррита, а при более высоком содержании начинает также ее снижать. Поэтому в доэвтектоидных легированных конструкционных сталях содержание никеля, как правило, не превышает 4,0 - 4,5 %.

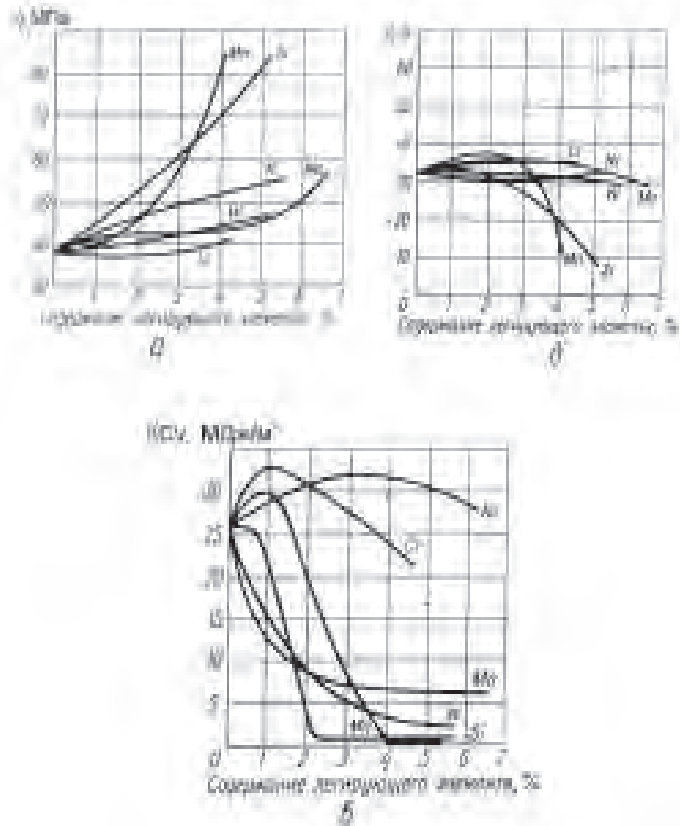


Рис. 51. Влияние легирующих элементов на предел прочности при разрыве (а); относительном удлинении (б) и ударной вязкости феррита (в)

15.4. Влияние легирующих элементов на температуру перлитного превращения и содержания углерода в перлите

Кремний и d-элементы, расположенные левее железа, кроме марганца, повышают температуру эвтектоидного превращения (рис.52а). Mn и Ni - снижают ее. Все легиру-

ю-щие элементы снижают содержание углерода в эвтектоиде (рис.52б).

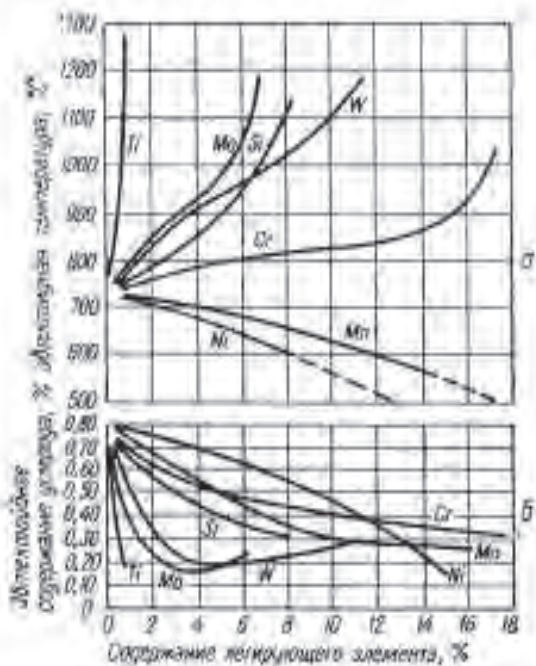


Рис. 52. Влияние легирующих элементов на температуру перлитного превращения (а) и содержания углерода в перлите (б)

15.5. Влияние легирующих элементов на температуру полиморфных превращений железа

Все элементы, которые растворяются в железе, влияют на температурный интервал существования γ -Fe (аустенита) и α -Fe (феррита). Mn, Ni, Cu, N снижают критическую точку A_3 (рис.53 а) и тем самым расширяют область существования (аустенита), а все остальные элементы повышают критическую точку A_3 (рис.53 б), расширяя область существования α -Fe (феррита). Если содержание аустенитообразующих элементов в стали больше x , %, а феррито-образующих больше y , %, то такая сталь закаливаться не будет, так как при ее нагреве вплоть до расплавления превращение $A \rightarrow M$ не произойдет. Поэтому первую называют сталью аустенитного класса, а вторую – ферритного.

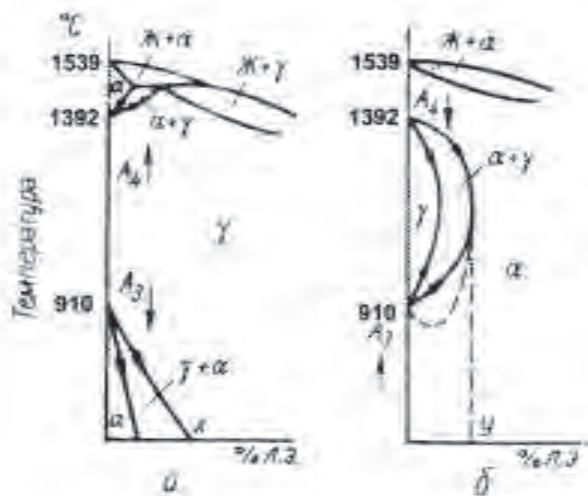


Рис. 53. Влияние легирующих элементов на температуру полиморфных превращений железа

15.6. Влияние легирующих элементов на превращение перлита в аустенит

При образовании аустенита легирующие элементы растворяются в нем, образуя твердые растворы замещения. Диффузия легирующих элементов происходит значительно медленнее, чем диффузия углерода. Поэтому легированные стали требуют более высоких температур нагрева и более длительной выдержки при высокой температуре, чтобы обеспечить однородность аустенита и растворения в нем карбидов легирующих элементов. Превращение П → А - диффузионный процесс, связанный с диффузией углерода, карбиды легирующих элементов затрудняют этот процесс.

15.7. Влияние легирующих элементов на рост аустенитного зерна при превращении П → А

Рост аустенитного зерна легированных сталей уменьшается тормозящим действием элементов, образующих в стали стойкие карбиды (Ti, Zr, V, Mo, W) или нитриды (Al). Si и Ni мало влияют на рост зерна аустенита, а Mn ускоряет рост зерна аустенита. Малая склонность к росту аустенитного зерна является одним из технологических преимуществ большинства легированных сталей.

15.8. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита

По влиянию на устойчивость аустенита и на форму кривых С-образной диаграммы при различных степенях переохлаждения легирующие элементы можно разделить на две группы:

- некарбидообразующие элементы Ni, Si, Al, Cu замедляют превращение $A \rightarrow P$. Они смещают линии начала и конца превращения аустенита вправо, не изменяя вида С-образной диаграммы (рис.54 а);

- карбидообразующие элементы Mn, Cr, Mo, W, V очень сильно замедляют перлитное и промежуточное (бейнитное) превращения. Это приводит к изменению формы кривых изотермического превращения аустенита, на С-образной диаграмме появляются два максимума (рис. 54 б), линии диаграммы четко разграничивают превращения аустенита в перлитные структуры, в бейнит и мартенсит.

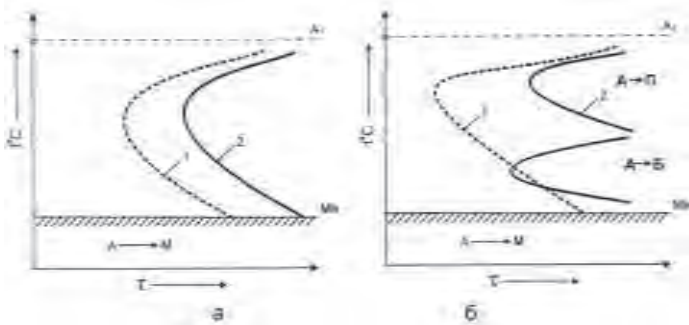


Рис. 54. Влияние легирующих элементов на изотермический распад аустенита: а - некарбидообразующие элементы; б - карбидообразующие элементы

Как влияют л.э., образующие в стали стойкие карбиды, на превращения, связанные с диффузией углерода?

Карбидообразующие элементы повышают температуру минимальной устойчивости аустенита, а также увеличивают время его максимальной устойчивости.

15.9. Влияние легирующих элементов на превращение аустенита в мартенсит ($A \rightarrow M$)

Некоторые элементы (рис.55) повышают мартенситную точку (M_n) и уменьшают количество остаточного аустенита (алюминий, кобальт), другие не влияют на нее (кремний). Большинство элементов снижают мартенситную точку M_n и увеличивают количество остаточного аустенита.

15.12. Влияние легирующих элементов на отпускную хрупкость

Для случая медленного охлаждения после отпуска кривая ударной вязкости имеет два минимума - для отпуска при 300°C и при $\sim 550^{\circ}\text{C}$ (рис.56). С повышением температуры отпуска ударная вязкость должна расти. Незаконномерное падение ударной вязкости при отпуске называют отпускной хрупкостью.

Различают два рода отпускной хрупкости. Отпускная хрупкость I рода проявляется при отпуске около 300°C у всех сталей, независимо от их состава и скорости превращения при отпуске. Поэтому температура нагрева стали при низком отпуске не должна превышать 250°C .

Отпускная хрупкость II рода обнаруживается после пуска выше 500°C и проявляется только при медленном охлаждении после отпуска (рис.56, 2). При быстром охлаждении вязкость не уменьшается, а монотонно возрастает с повышением температуры отпуска (рис.56, 1). Надежным способом устранения отпускной хрупкости II рода является многократный отпуск.

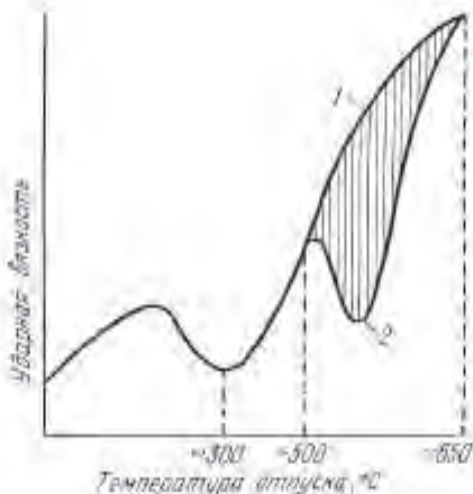


Рис.56. Влияние отпуска на ударную вязкость легированной стали: 1 - быстрое охлаждение; 2 - медленное охлаждение

Хром, марганец и фосфор увеличивает склонность ста-

Как влияют
л.э. на
критическую
точку Mn?

Как влияют л.э.
на прокали-
ваемость
стали?

ли к отпускной хрупкости II рода. В сталях, легированных W и Mo (0,5-1,2%), отпускная хрупкость не проявляется совсем. Она также не проявляется у углеродистых сталей и у сталей, чистых по фосфору и вредным примесям (кислороду, водороду, азоту и цветным металлам).

15.13. Влияние легирующих элементов на порог хладноломкости железа

Порог хладноломкости характеризует склонность стали к хрупкому разрушению. Mn, Si и Cr повышают порог хладноломкости в то время, как Ni интенсивно снижает его (рис.57).

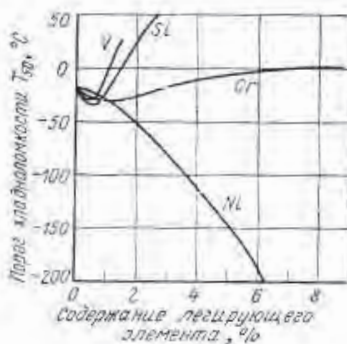


Рис. 57. Влияние легирующих элементов на порог хладноломкости железа

Все легирующие элементы влияют на физико-механические свойства стали и фазовые превращения. Особенно сильное влияние оказывают карбидообразующие элементы и вредные примеси (кислород, азот, фосфор, сера и цветные металлы).

16. ПОВЕРХНОСТНОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ

Для получения большой твердости в поверхностном слое детали с сохранением вязкой сердцевины применяют поверхностную закалку, химико-термическую обработку и физико-механические способы упрочнения (рис.58). Повер-

хностное упрочнение обеспечивает износостойкость детали и одновременно высокую прочность при динамических нагрузках.

16.1. Поверхностная закалка

Сущность поверхностной закалки состоит в том, что поверхностные слои детали быстро нагреваются выше критических точек, после чего быстро охлаждаются. После закалки производится низкий отпуск. В результате поверхностный слой детали приобретает структуру мартенсита отпуска, а внутренние слои сорбита или троостита.

Методы нагрева под поверхностную закалку могут быть различные: пламенем ацетиленокислородной или газовой горелки; в расплавленных металлах или солях; электролитах; токами высокой частоты. В настоящее время широкое распространение получила высокочастотная закалка (ТВЧ).

Как известно, глубина проникновения переменного тока (δ , мм) зависит от частоты

$$\delta = 5030 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}}, \quad (26)$$

где f - частота тока, Гц; ρ - удельное электросопротивление, Ом.см; μ - магнитная проницаемость, Гс/э.

Из уравнения (26) следует, что чем больше частота, тем меньше глубина проникновения тока и, следовательно, тем на меньшую глубину прогревается деталь, тем тоньше после закалки будет мартенситный слой.

Преимуществами закалки ТВЧ являются высокая производительность, отсутствие окисления и образования окалины. Отсутствие выгорания углерода и легирующих элементов, минимальное коробление, регулирование глубины закаленного слоя достигаются путем изменения частоты переменного тока.

Недостаток: для каждой детали необходимо делать индуктор, соответствующий геометрии и размерам детали. Поэтому чаще всего закалка ТВЧ применяется для деталей цилиндрической формы.

Поверхностная закалка с использованием ТВЧ позволяет существенно ускорить процесс термообработки. Быстрый нагрев и охлаждение поверхности формирует упрочненный слой, обладающий высокой твердостью и износостойкостью.



Рис.58. Поверхностное упрочнение

16.2. Химико-термическая обработка стали (ХТО)

При химико-термической обработке изменение свойств стали достигается изменением состава поверхностного слоя.

Процесс химико-термической обработки состоит из трех стадий:

1. Диссоциация. В результате диссоциации насыщающий элемент выделяется в активном атомарном состоянии.

2. Адсорбция (поглощение) поверхностью металла свободных атомов насыщающего элемента и растворения его в металле.

3. Диффузия - проникновение насыщающего элемента в глубь металла.

Скорость всего процесса определяется скоростью наиболее медленно протекающего звена. Таким звеном является диффузия. Скорость диффузии и общая длительность процесса зависит от величины коэффициента диффузии D . Чем больше D , тем больше скорость ХТО стали.

Цементация стали. При цементации осуществляется насыщение углеродом поверхностного слоя изделий из мало-углеродистой стали, содержащей 0,12 - 0,25% С. После цементации, закалки и низкого отпуска цементированное изделие приобретает высокую поверхностную твердость, износостойкость и выносливость, сохраняя при этом высокую вязкость сердцевины.

Различают два вида цементации: в твердой и газовых средах. Сущность цементации в твердой науглероживающей среде заключается в следующем. Готовые изделия с припуском 0,05...0,1 мм укладываются в металлические ящики (контейнеры) и пересыпаются карбюризатором. В качестве карбюризатора используют древесный уголь с добавками углекислых солей (Na_2CO_3 , BaCO_3) в количестве 10...30%. Сверху ящики закрываются крышкой и щели замыкают огнеупорной глиной. Ящики укладывают в камерную печь и выдерживают при температуре 930-950°C.

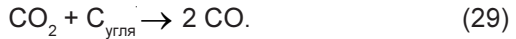
При нагревании происходит, во-первых, неполное горение угля:



и, во-вторых, диссоциация углекислых солей, которая активизирует процесс образования СО



С какой целью делается поверхностное упрочнение деталей?



Когда контейнер с деталями нагревается до необходимой температуры происходит процесс цементации.

1. Диссоциация:



Диссоциация идет активно на поверхности железа, которое для реакции (30) является хорошим катализатором.

2. Адсорбция:



3. Диффузия:



Глубина цементированного слоя ($\text{C} \approx 1,0\%$) составляет обычно 0,5... 1,0 мм (рис. 59). При температуре 930 - 950°C для науглероживания поверхности детали на глубину 1,0 мм требуется 24 часа. Цементация в твердом карбюраторе малопродуктивный процесс. При массовом производстве применяют газовую цементацию.

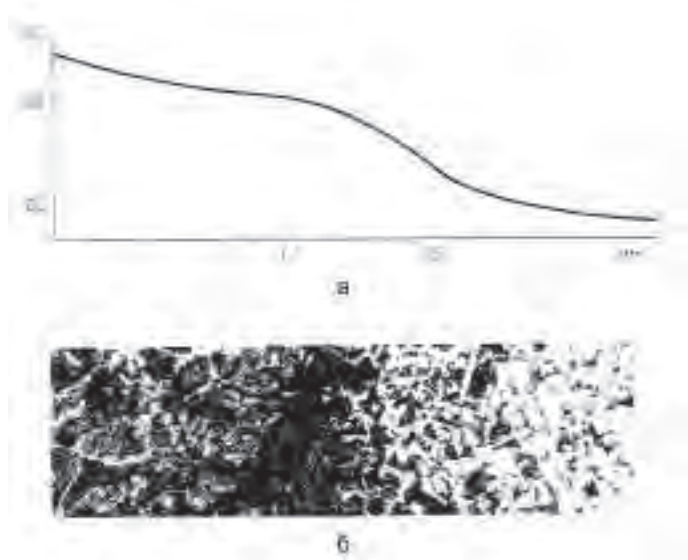


Рис.59. Изменение концентрации углерода в поверхностном слое цементованной стали (а); микроструктура цементованного слоя (б)

Сущность газовой цементации заключается в том, что процесс осуществляется в печах с герметичной камерой, наполненной газами (окись углерода, природный газ), со-

держажими большое количество CO и CH₄. Атомарный углерод получается в результате диссоциации как CO (см. реакцию (30)), так и метана (CH₄):



При газовой цементации процесс становится управляемым, поскольку углеродным потенциалом (C_{атом}) можно управлять, изменяя состав газа. Глубина цементуемого слоя составляет 0,8... 1,0 мм, скорость цементации 0,1 % / час.

Влияние легирующих элементов на процесс цементации и глубину цементованного слоя

Карбидообразующие элементы (Cr, W, V, Mo) замедляют скорость диффузии углерода (D), но увеличивают концентрацию углерода на поверхности детали (до 1,8... 2,0%) и повышают глубину цементуемого слоя. Никель уменьшает глубину цементуемого слоя.

Легирующие элементы имеют высокое сродство к кислороду, поэтому следует принимать меры, исключая окисление поверхности деталей из легированных сталей (нагрев деталей осуществлять в печах с защитной или восстановительной атмосферой, в расплаве солей).

Термическая обработка деталей после цементации

После цементации необходимо проведение закалки и низкого отпуска (150-200°C). Необходимая износостойкость будет достигаться, если твердость цементованного слоя 59...62 HRC.

После термообработки цементованной стали могут появиться дефекты:

- крупное зерно, способствующее низкой ударной вязкости;
- много остаточного аустенита, способствующего снижению твердости.

Поэтому для цементации используются наследственно мелкозернистые легированные стали и может применяться многократный отпуск после закалки.

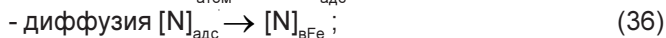
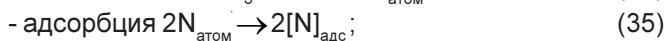
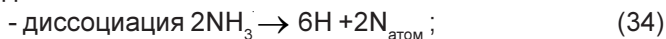
Цементация - процесс насыщения поверхности детали углеродом при температурах 900-950°C на глубину 1,0-1,6 мм. Последующая закалка с низким отпуском обеспечивает лучший комплекс свойств для деталей, претерпевающих во время работы большие динамические нагрузки при одновременном поверхностном трении.

Для упрочнения поверхности низкоуглеродистых сталей следует делать закалку или цементацию?

Какова толщина цементированного слоя и каково количество в нем углерода?

Азотирование сталей

При азотировании осуществляют насыщение поверхностного слоя стали азотом с целью повышения твердости, износостойкости, усталостной прочности и коррозионной стойкости стальных деталей. Азотирование проводится в печах с герметичной камерой, куда с определенной скоростью подается аммиак. Процесс азотирования ведется при температурах 500-600°C. Он состоит из следующих стадий:



Образующийся атомарный азот диффундирует в железо. В системе Fe-N возможно образование следующих фаз:

α - азотистый феррит $[\text{N}]_{\text{вFe}}$, содержащий в растворе 0,1% N при ~ 600°C и около 0,01% при комнатной температуре;

γ - азотистый аустенит, существует выше температуры 600°C;

γ' - нитрид железа - Fe_4N ;

ε - нитрид железа - Fe_3N .

Микроструктура азотированного слоя железа представлена на рис. 60.

Со многими легирующими элементами азот образует нитриды (TiN , AlN , MnN , VN , MoN , CrN , Cr_2N и др.).

Благодаря образованию нитридов распределение азота по глубине слоя имеет скачкообразный характер вследствие отсутствия переходных двухфазных слоев.

На практике азотированию подвергаются легированные стали, образующие стойкие нитриды: 35ХМЮА, 38ХМЮА (А/Н); 30ХГТ (TiN) и др. Твердость этих сталей после азотирования HV 500-600.

На рис.61 представлена зависимость толщины азотированного слоя и твердости от температуры процесса. Наивысшей твердости удается достичь при низкой температуре азотирования (500°C). До получения слоя толщиной 0,5 мм требуется 60 часов. Таким образом, скорость азотирования почти в 10 раз меньше, чем при цементации.



Рис. 60. Микроструктура азотированного слоя железа (увеличение 500)

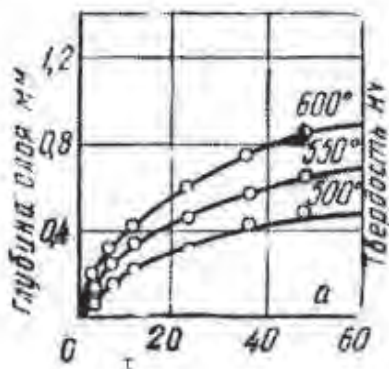


Рис.61. Влияние продолжительности азотирования на глубину слоя и поверхностную твердость стали 38ХМЮА

Высокая твердость азотированного слоя обусловлена получением в процессе азотирования очень мелких нитридов. Азотирование стали при температурах более 500-600°C приводит к образованию крупных нитридов, и это снижает твердость поверхностного слоя после азотирования.

Для ускорения процесса азотирования проводят ступенчатое азотирование. Первая стадия при 500...520°C 12...15 часов. Вторая стадия при 560-600°C обеспечивает резкое

ускорение диффузии, и общая длительность процесса сокращается в 1, 5...2 раза без существенного понижения твердости. При азотировании в поверхностном слое создается остаточное напряжение сжатия, что резко повышает усталостную прочность изделий.

Для повышения коррозионной стойкости применяют высокотемпературное азотирование ($t=600\text{...}700^\circ\text{C}$; $\tau = 0,5\text{...}6$ часов). Повышение твердости при этом незначительное.

Таким образом, азотирование применяют для повышения твердости и износостойчивости; усталостной прочности; сопротивления коррозии.

Азотированию подвергаются цилиндры двигателей и насосов, шестерни, втулки, клапаны двигателей внутреннего сгорания, матрица и пуасоны штампов и всевозможные детали для повышения коррозионной стойкости (болты, гайки, петли и др.). Недостатком азотирования является хрупкость азотированного слоя.

Азотирование - процесс насыщения поверхностного слоя детали азотом при температуре $500\text{--}600^\circ\text{C}$ на глубину до $0,5$ мм. Азотирование повышает износостойкость, теплостойкость, коррозионную стойкость, усталостную прочность.

Какими свойствами обладает азотированный слой?

Цианирование (нитроцементация) стали

Цианирование заключается в одновременном насыщении поверхностных слоев стальных изделий углеродом и азотом. Цианирование применяется для повышения твердости, износостойкости и усталостной прочности стальных деталей.

Различают твердое, жидкое и газовое цианирование. При твердом цианировании в качестве карбюризатора применяют желтую кровяную соль, $\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6$, соду, N_2CO_3 и древесный уголь. Процесс малопроизводителен и для широкого внедрения не применяется.

Жидкое цианирование производят в расплавленных цианистых солях, NaCN и KCN . В связи с тем, что пары солей очень опасны для здоровья человека, жидкое цианирование в настоящее время применяется редко. Наиболее распространенный процесс - газовое цианирование - нитроцементация. Нитроцементация осуществляется в среде газовой смеси из цементирующего газа (CO , CH_4) и аммиака (NH_3).

Результаты нитроцементирования определяются глубиной слоя и концентрацией углерода и азота в поверхностном слое. На состав и свойства цианированного слоя большое влияние оказывает температура процесса. Повышение ее увеличивает содержание углерода в слое, снижение - содержание азота. В связи с этим различают высоко- и низкотемпературную нитроцементацию. Содержание азота и углерода в поверхностном слое в зависимости от температуры и продолжительности процесса показана на рис.62.

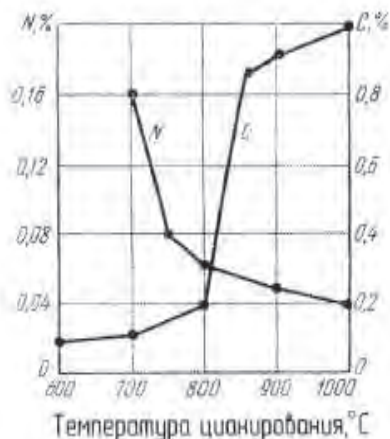


Рис. 62. Содержание углерода и азота в поверхностном слое в зависимости от температуры цианирования (нитроцементации)

Высокотемпературная нитроцементация применяется взамен обычной цементации. Она осуществляется при температурах 850...870°C в зависимости от требуемой глубины слоя. Для машиностроительных деталей из легированных сталей процесс осуществляется в атмосфере с минимальным количеством аммиака (до 3%). После нитроцементации без повторного нагрева осуществляют закалку и низкий отпуск (при 160-180°C), твердость достигает 56-62 HRC. В случае повышенного количества остаточного аустенита после закалки рекомендуется обработка холодом (повышает твердость до 64 HRC).

Низкотемпературной цементации подвергают инструмент из быстрорежущей стали после нормальной для него обработки (закалки и отпуска). Процесс проводится при 550-570°C в течение 1,5...3 часов. Образуется поверхностный слой толщиной 0,02...0,04 мм с твердостью 900...1200HV.

Каково преимущество нитроцементации по сравнению с цементацией и азотированием?

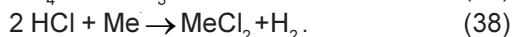
Это повышает стойкость инструмента в 1,5...2,0 раза.

По сравнению с цементацией глубокая нитроцементация имеет ряд преимуществ: меньшая длительность процесса, меньшая деформация деталей, более высокая износостойкость и усталостная прочность деталей, не требуется последующего нагрева деталей под закалку, меньшая стоимость процесса.

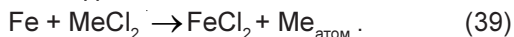
Нитроцементация - процесс насыщения поверхности детали одновременно углеродом и азотом при температуре 800-860°C на глубину до 1 мм. Совмещение нитроцементации с закалкой и низким отпуском позволяет значительно уменьшить деформацию деталей, повысить износостойкость, теплостойкость, коррозионную стойкость, усталостную прочность.

Диффузионная металлизация

Диффузионное насыщение металлами поверхности детали производится с целью упрочнения или придания особых физико-химических свойств поверхностному слою изделия. Этот процесс чаще ведется в твердой среде в смеси порошков металла или его оксида и хлористого аммония при температуре 950...1200°C. При этой температуре протекают реакции:



На поверхности изделия:



Далее реакция адсорбции:



И диффузии:



Поверхность стальных деталей насыщают алюминием (алитирование), кремнием (силицирование), хромом (хромирование) и другими металлами. Толщина металлизированного слоя 0,2...0,5 мм.

Кроме твердой, применяется жидкая диффузионная металлизация - погружение детали в расплавленный металл (например, алюминий), и газовая диффузионная металлизация (в газовых средах, являющихся хлоридами различных металлов).

Диффузионная металлизация - процесс легирования поверхности стальных деталей при температуре 700-1200°C через хлоридную фазу с целью повышения жаростойкости, коррозионной и эрозионной стойкости.

16.3. Физико-механические методы поверхностного упрочнения

Физические методы упрочнения, связанные с мгновенным нагревом микрослоев поверхности детали и их охлаждением с очень большой скоростью, обеспечивают упрочнение поверхностного слоя.

Нагрев осуществляют искровым, плазменным, лазерным способами, а также электронагревом. Полученный при этом на поверхности детали мелкозернистый мартенсит обладает сверхвысокой твердостью и прочностью.

Поверхностное упрочнение обеспечивает высокую износостойкость деталей и одновременно высокую прочность при динамических нагрузках. Поверхностное упрочнение осуществляется следующими методами: поверхностная закалка (нагрев поверхности детали традиционными методами, закалка ТВЧ); химико-термическая обработка (цементация, азотирование, нитроцементация, металлизация) и физико-механические методы (плазменный, лазерный, искровой, электромеханический).

17. КЛАССИФИКАЦИЯ И МАРКИРОВКА ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

17.1. Классификация легированных сталей

Легированные стали могут быть классифицированы по четырем признакам: по равновесной структуре, по структуре после охлаждения на воздухе, по составу и по назначению.

Классификация по содержанию углерода:

1. Малоуглеродистые ($C < 0,25\%$).

2. Среднеуглеродистые ($C=0,25...0,7\%$).
3. Высокоуглеродистые ($C>0,7\%$).

Классификация по равновесной структуре

1. Дозэвтектоидные стали, имеющие в структуре легированный феррит.
2. Эвтектоидные стали, имеющие перлитную структуру.
3. Заэвтектоидные стали, имеющие в структуре избыточные карбиды (вторичный цементит).
4. Ледебуритные стали, имеющие в структуре первичные карбиды, выделяющиеся из жидкой стали (WC, VC, MoC, C_nCr_m). Эти карбиды с аустенитом образуют эвтектику, называемую ледебуритом.

Классификация по структуре после охлаждения на воздухе

После нагрева доэвтектоидных сталей выше температуры A_3 и охлаждении на воздухе можно выделить три основных класса сталей:

1. Перлитный.
2. Мартенситный.
3. Аустенитный.

Классификация по химическому составу

В зависимости от химического состава легированные стали классифицируют как никелевые, хромистые, хромо-никелевые, хромоникельмолибденовые, хромоникельвольфрамовые, марганцовистые и т.д. Классификационный признак наличия в стали легирующих элементов.

Классификация по качеству

Классификация по качеству производится в зависимости от количества вредных примесей серы и фосфора в стали. При количестве $0,04\% < S < 0,06\%$ и $0,04\% < P < 0,08\%$ углеродистые стали являются сталями обыкновенного качества, а при количестве $0,03\% < S < 0,04\%$ и $0,03\% < P < 0,04\%$ - качественные. При количестве $S < 0,03\%$ и $P < 0,03\%$ стали считаются высококачественными.

Качественные и высококачественные стали имеют меньшее количество неметаллических включений, чем стали обыкновенного качества. С уменьшением в стали неметаллических включений растут ее физико-механические свойства. Все легированные стали являются качественными или высококачественными.

Классификация по назначению

В зависимости от назначения стали они объединяются

в следующие группы: конструкционные, инструментальные стали и сплавы с особыми свойствами.

Конструкционные стали

Конструкционные стали - стали, применяемые для изготовления деталей машин и других конструкций. Конструкционные стали подразделяются на строительные, цементируемые, улучшаемые и пружинно-рессорные.

Цементируемые стали подвергаются цементации, с последующей закалкой и низким отпуском, улучшаемые - закалке и высокому отпуску, а пружинно-рессорные - закалке и среднему отпуску.

Инструментальные стали

Инструментальные стали подразделяются на применяемые для изготовления режущего, измерительного, штампового и прочего инструмента, а также для изготовления прессформ. Инструментальные стали иногда распределяют на следующие категории: углеродистые, легированные, штамповые и быстрорежущие. Все инструментальные стали подвергаются закалке и низкому отпуску.

Инструментальные стали классифицируются также по свойствам: нетеплостойкие, полутеплостойкие и теплостойкие. Нетеплостойкие стали теряют твердость, износостойкость и прочность при нагреве 200...300°C; полутеплостойкие стали сохраняют повышенную твердость до температуры 300...500°C; теплостойкие стали за счет выделения карбидов вольфрама, молибдена и ванадия сохраняют твердость до температур 500...650°C.

Подробная классификация инструментальных сталей по Ю.А. Геллеру представлена на рис.63.

Классификация сталей по Ю.Г. Гуревичу

Разработана удобная для запоминания одновременная классификация сталей по углероду, структуре и назначению. Классификация применима для углеродистых и легированных сталей обычного назначения (рис.64).

17.2. Принципы маркировки сталей

Углеродистые стали обыкновенного качества можно различить по наличию в марке букв Ст. После Ст следует условный номер марки (от 0 до 6), (например, Ст1, Ст3 и т.д.). В марке отражены также другие характеристики стали (см. ГОСТ 380-94).

Качественные конструкционные углеродистые стали маркируются двухзначными числами, которые характери-

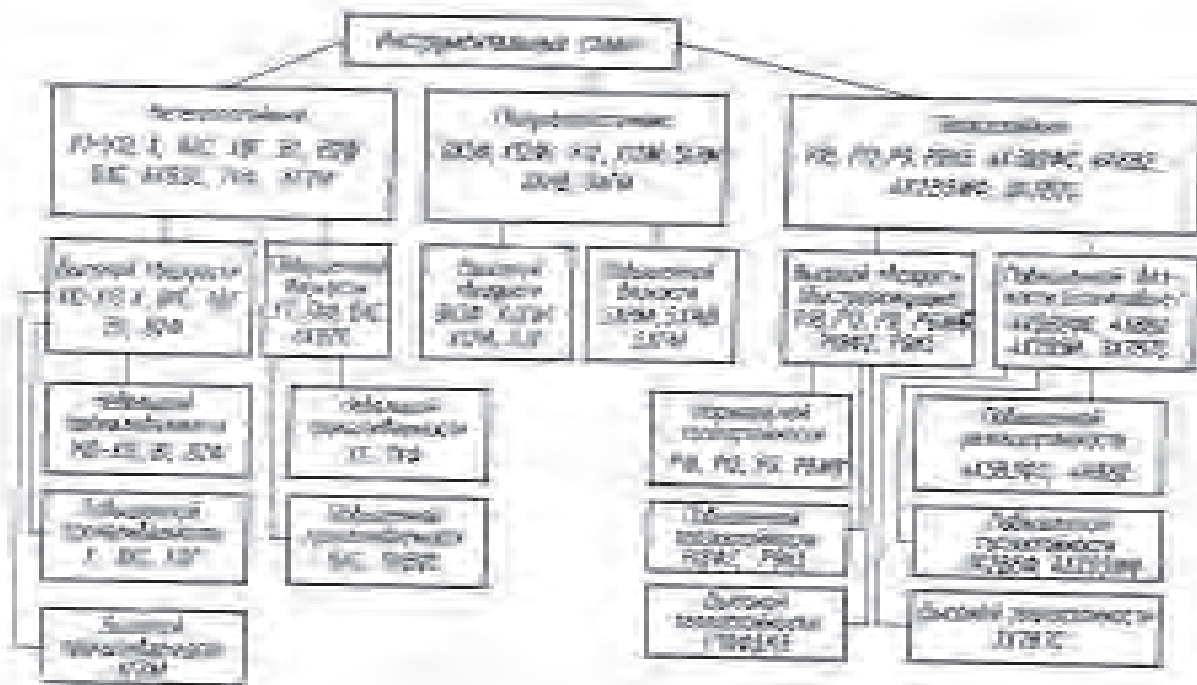


Рис. 63. Схема классификации инструментальных сталей по Ю.А. Геллеру



Рис. 64. Классификации сталей по Ю.Г. Гуревичу

зуют количество углерода в стали в сотых долях процента (например, сталь 45 содержит в среднем 0,45% С).

Высокоуглеродистые стали, которые используются для изготовления инструментов, имеют перед маркой букву У (углеродистая) и число, характеризующее количество углерода в стали в десятых долях процента. Например, У7, У12. Наличие буквы А в конце марки означает, что сталь высококачественная (У10А).

По маркам легированной стали можно судить как о качественном, так и о количественном составе стали. Для обозначения легирующих элементов, входящих в состав стали, каждому из них присвоена своя буква: Ni-Н, Mo-М, Si-С, N-А, (в середине марки, в конце - высококачественная), Cr-Х, Cu-Д, W-В, В-Р, (в конце марки, в сотых долях процента), Co-К, Nb-Б, ~Ti-Т, Al-Ю (в десятых долях процента), Mn-Г, Zr-Ц, V-Ф, P-П (в сотых и десятых долях процента).

Для указания количества легирующего элемента в составе стали после соответствующей буквы ставится число, равное процентному содержанию элемента в целых процентах. При содержании легирующего элемента меньше 1... 1,5% число не ставится.

В начале марки легированной стали ставится число, отвечающее содержанию углерода в стали. Если число двухзначное, то оно отражает содержание углерода в стали в сотых долях процента (18ХНВА), а если однозначное - в десятых долях процента (5ХВГ). Если перед маркой нет числа, то это значит, что содержание углерода в инструментальной стали равно или больше 1,0%, а в конструкционной - 0,1%. Буква А в конце маркировки стали означает "высококачественная" ($5 < 0,03\%$; $P < 0,03\%$).

Кроме этого, для некоторых марок сталей присвоены специальные буквы и условные обозначения. Так, например, быстрорежущие стали обозначаются Р18, Р9. Р18 (Р-режущая, цифра - содержание вольфрама в процентах, содержание углерода в быстрорежущих сталях - 1,0-1,2%); шарикоподшипниковые стали - ШХ15, ШХ9 (1,5 и 0,9 содержание хрома в десятых долях процента, например, ШХ15 - 1% С; 1,5% Cr). Электротехническая сталь имеет индекс Э, магнитная сталь - Е.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мозберг Р.К. Материаловедение. - Таллинн: Валгус, 1976. - 554с. - с илл.
2. Гуляев А.П. Металловедение. - М.: Металлургия, 1977. - 647 с. - с илл.
3. Гуревич Ю.Г., Рахманов В.И. Термическая обработка порошковых сталей. - М.: Металлургия, 1985. - 81 с. - с илл.
4. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. - М.: Металлургия, 1993. - 447с. - с илл.

СОДЕРЖАНИЕ

Введение	3
1. Строение и свойства металлов	3
2. Твердые растворы	6
3. Строение реальных металлов	8
4. Механические свойства металлов	15
4.1. Свойства, определяемые при статических испытаниях	16
4.2. Свойства, определяемые при динамическом нагружении	19
4.3. Свойства, применяемые при циклически действующих нагрузках (усталость материалов)	21
4.4. Свойства, определяемые нагружением в условиях повышенных температур	21
5. Диаграмма состояния железо-углерод (железо-цементит)	22
6. Четыре основных превращения в стали	33
7. Превращение в стали при нагревании. Образование аустенита (П → А)	34
8. Превращение аустенита в перлит при охлаждении стали (А → П)	38
9. Промежуточное (бейнитное) превращение аустенита (А → Б)	42
10. Превращение аустенита в мартенсит (А → М)	44
11. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении	50
12. Закаливаемость и прокаливаемость стали	52
13. Превращения при отпуске стали	57
14. Практика термической обработки	62
15. Влияние легирующих элементов на фазовые превращения и физико-механические свойства стали	68
15.1. Распределение легирующих элементов в разных фазах стали	68
15.2. Влияние углерода на механические свойства стали	69
15.3. Влияние легирующих элементов на прочность и ударную вязкость феррита	69
15.4. Влияние легирующих элементов на температуру перлитного превращения и содержания углерода в перлите	70
15.5. Влияние легирующих элементов на температуру полиморфных превращений железа	71
15.6. Влияние легирующих элементов на превращение перлита в аустенит	72
15.7. Влияние легирующих элементов на рост аустенитного зерна при превращении П → А	72
15.8. Влияние легирующих элементов на кинетику распада аустенита	73

15.9. Влияние легирующих элементов на превращение аустенита в мартенсит (A → M)	73
15.10. Влияние легирующих элементов на прокаливаемость	74
15.11. Влияние легирующих элементов на превращения при отпуске	74
15.12 Влияние легирующих элементов на отпускную хрупкость	75
15.13. Влияние легирующих элементов на порог хладноломкости железа	76
16. Поверхностное упрочнение стальных деталей	76
16.1 Поверхностная закалка	77
16.2. Химико-термическая обработка стали (ХТО)	79
16.3 Физико-механические методы поверхностного упрочнения	87
17. Классификация и маркировка легированных сталей	87
17.1. Классификация легированных сталей	87
17.2. Принципы маркировки сталей	89
Список литературы	93

Учебное издание

Гуревич Юрий Григорьевич

ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Учебное пособие

Редактор Н.М. Устюгова

Подготовка рисунков - В.А. Штундер, А.С. Канаев

Подписано в печать	Формат 60x84 1/16	Бумага тип. №1
Печать трафаретная	Усл. печ.л.	Уч-изд.л
Заказ №	Тираж 150	Цена свободная

Редакционно-издательский центр КГУ.
640669, г.Курган, ул.Гоголя, 25.
Курганский государственный университет.