Лекция №6. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

I. Под *термической обработкой* понимают технологические процессы, при которых путём теплового воздействия изменяют структуру и свойства металлов и сплавов.

Термическая обработка заключается в нагреве до определённой температуры, регламентированной выдержке при этой температуре и последующем охлаждении. Её основными параметрами являются температура нагрева, длительность выдержки, скорости нагрева и охлаждения.

II. Классификация видов термической обработки. Вид термической обработки определяется типом фазовых и структурных превращений, происходящих при тепловом воздействии. В настоящее время наиболее распространённой является классификация видов термической обработки, схема которой приведена на рис. 1.

1. Под *отжигом* понимают термическую обработку, обеспечивающую достижение равновесного состояния или близкого к нему. При *отжиге первого рода* для этой цели не используются фазовые превращения, хотя они могут протекать во время его осуществления. В основе этой обработки лежат процессы, самопроизвольно протекающие во время выдержки при повышенных температурах и приводящие к снижению свободной энергии системы.

При *отжиге второго рода* для достижения равновесного состояния или близкого к нему используются диффузионные фазовые превращения. Это могут быть полиморфные и эвтектоидные превращения, а также превращения, связанные с изменением растворимости компонентов в твёрдом состоянии. При таком отжиге

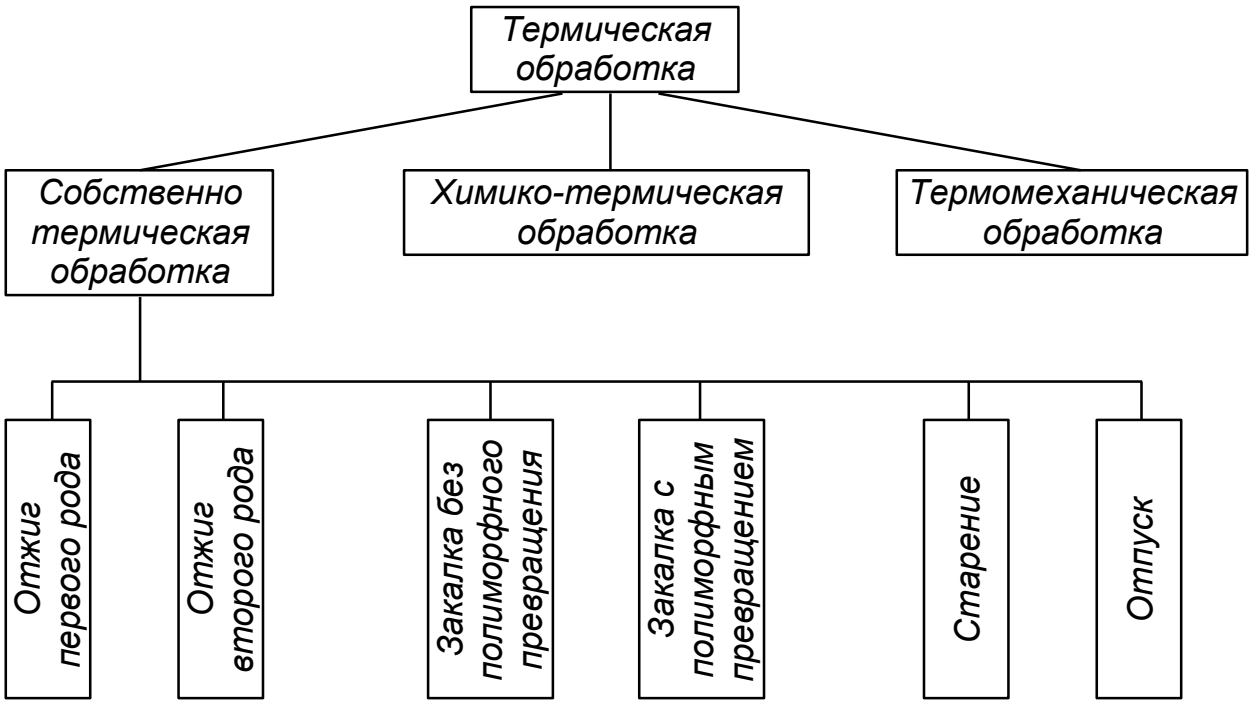


Рис. 1. Классификация видов термической обработки

нагрев проводится выше температур фазового превращения. Охлаждение осуществляется с небольшой скоростью, чтобы превращение высокотемпературной фазы в структуры, устойчивые при низкой температуре, прошло в полной мере.

2. *Закалка* — это термическая обработка, при которой получают неравновесные структуры. Такой обработке подвергаются сплавы, имеющие фазовые превращения в твёрдом состоянии. При закалке, как и при отжиге второго рода, нагрев проводят выше температуры фазового превращения. Охлаждение осуществляют с высокой скоростью, чтобы подавить фазовые превращения, связанные с диффузией. Различают два вида закалки: без полиморфного превращения и с полиморфным превращением.

Закалка без полиморфного превращения или *истинная закалка* — это обработка, при которой быстрым охлаждением фиксируют состояние сплава, характерное для высоких температур. Она применима к сплавам, отличающимся значительной температурной зависимостью растворимости компонентов в твёрдом состоянии. При такой закалке возникает пересыщенный твёрдый раствор.

При *закалке с полиморфным превращением* в результате быстрого охлаждения высокотемпературной фазы возникает новая метастабильная структура, отличная от той, которая наблюдается в равновесном состоянии. Эту термическую обработку называют также закалкой на промежуточную метастабильную структуру.

3. Уже при комнатной температуре в закалённом сплаве могут протекать процессы, приближающие его к равновесному состоянию. Нагрев, увеличивая диффузионную подвижность атомов, приводит к интенсификации этих процессов. Термическая обработка, при которой закалённый сплав подвергается дополнительному нагреву с целью перехода в более стабильное состояние, называется *старением* или *отпуском*. Обычно термин «старение» применяется к сплавам, у которых закалка не сопровождается полиморфным превращением и приводит к образованию пересыщенного твёрдого раствора, а термин «отпуск» — к сплавам, при закалке которых возникает промежуточная метастабильная структура.

4. *Химико-термическая обработка (ХТО)* сочетает тепловое воздействие с изменением химического состава поверхностных слоёв изделий. Обычно при ХТО происходит насыщение наружной зоны металла одним или несколькими элементами, в результате чего происходит изменение структуры и свойств поверхностных слоёв изделий. Такая обработка возможна при условии растворимости элемента в основном металле.

5. *Термомеханическая обработка (ТМО)* — это совокупность операций пластической деформации и термической обработки, выполняемых в определённой последовательности. Известно, что дефекты кристаллического строения оказывают значительное влияние на формирование структуры при фазовых превращениях. Поэтому, создавая при пластической деформации повышенную плотность дефектов и определённое их распределение, можно в

существенной мере воздействовать на структурообразование при термической обработке и целенаправленно изменять свойства.

В дальнейшем наибольшее внимание будет уделено термической обработке сталей, являющихся наиболее распространённым конструкционным материалом.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

Прежде чем рассмотреть основные виды термической обработки сталей, остановимся на особенностях превращений, протекающих в сталях при нагреве и охлаждении.

6.1. ПРОЦЕССЫ, ПРОИСХОДЯЩИЕ ПРИ НАГРЕВЕ СТАЛИ

I. Образование аустенита при нагреве. При многих видах термической обработки стали с феррито-карбидной структурой нагревают до температур существования аустенита. Такая операция называется *аустенитизацией*.

Превращение феррито-карбидной структуры в аустенит можно рассматривать, используя теорию кристаллизации, согласно которой образование новой фазы происходит в результате возникновения зародышей и их последующего роста.

Рассмотрим образование аустенита в стали эвтектоидного состава со структурой пластинчатого перлита. При её нагреве выше точки A_{c1} на границе раздела феррит–цементит возникают зародыши аустенита. Они начинают расти в сторону как феррита, так и цементита. В процессе превращения вначале исчезает феррит, а затем цементит. После растворения цементитных частиц концентрация углерода в различных участках аустенита неодинакова. В тех местах, где раньше располагался феррит, она понижена, а в участках, в которых находился цементит, повышена. В дальнейшем при увеличении времени выдержки происходит выравнивание концентрации углерода по объёму аустенита (*гомогенизация*).

Кинетику образования аустенита в изотермических условиях удобно представить в виде обобщённой диаграммы, на которой в координатах «температура – время» наносятся кривые, характеризующие начало образования аустенита, момент исчезновения феррита, конец растворения карбидов и окончание гомогенизации аустенита (рис. 2).

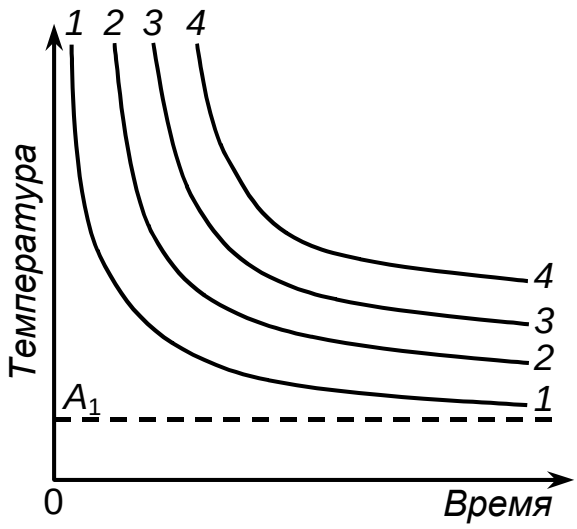


Рис. 2. Схематическая диаграмма изотермического образования аустенита в эвтектоидной стали:
1 — начало образования аустенита;
2 — исчезновение феррита;
3 — конец растворения карбидов;
4 — окончание гомогенизации аустенита

На превращение феррита в аустенит легирующие элементы влияют сравнительно слабо. В то же время карбидообразующие элементы оказывают существенное воздействие на поведение карбидной фазы при нагреве. Находясь в цементите, они затрудняют его растворение. Специальные карбиды растворяются при более высоких температурах нагрева, чем цементит. Чем выше карбидообразующая способность элемента, тем труднее растворяется карбид. Наиболее труднорастворимыми карбидами являются VC, NbC и TiC. В легированных сталях гомогенизация аустенита идёт гораздо дольше, чем в углеродистых. Малая скорость диффузии легирующих элементов требует длительных выдержек для выравнивания их концентрации по объёму аустенита.

II. Рост аустенитного зерна. При нагреве выше критических точек A_{c1} и A_{c3} к концу $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения формируется мелкое аустенитное зерно.

Так как границы зёрен обладают повышенной энергией, то после завершения $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения увеличение длительности выдержки или повышение температуры нагрева сопровождается самопроизвольным ростом зёрен, что приводит к уменьшению протяжённости их границ. Средний размер аустенитного зерна тем больше, чем выше температура изотермической выдержки (рис. 3).

Все стали по склонности к росту аустенитного зерна можно разделить на две группы: *наследственно крупнозернистые* и *наследственно мелкозернистые*. В наследственно крупнозернистых сталях зерно начинает быстро расти уже при небольших перегревах выше A_{c3}. В наследственно мелкозернистых сталях мелкое зерно сохраняется до температур, значительно превышающих критические точки, однако при более высоком нагреве в них также начинается бурный рост зерна.

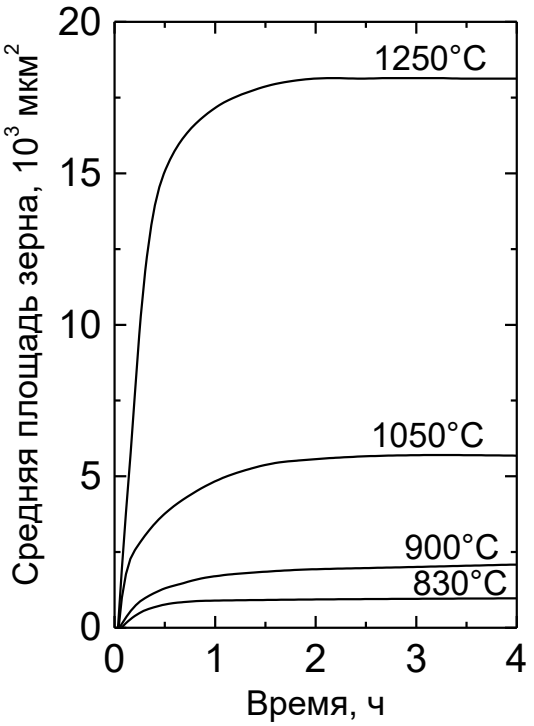


Рис. 3. Влияние температуры нагрева и продолжительности выдержки на размер аустенитного зерна стали с 0,8%C

Склонность аустенитного зерна к росту в существенной мере зависит от способа выплавки и раскисления стали, состава используемой шихты. Эти факторы оказывают влияние на содержание примесей, природу и количество неметаллических включений, играющих роль барьеров при росте аустенитного зерна. Например, стали, раскисленные алюминием, относятся к наследственно мелкозернистым, так как в них образуются дисперсные частицы AlN, тормозящие рост зерна аустенита. Растворение этих частиц влечёт за собой быстрый рост зерна. При этом может возникнуть разнозернистость.

Неравномерный рост аустенитного зерна можно объяснить следующим образом. Находящиеся в стали дисперсные частицы карбидов, нитридов и неметаллических включений задерживают при нагреве передвижение большеугловых границ и тормозят рост зерна. Но такой барьерный эффект сохраняется до определённых температур. Он исчезает, когда частицы начинают растворяться или происходит их заметное укрупнение. Оба эти процесса могут идти неравномерно по объёму аустенита. Тогда в одних участках рост зерна происходит быстрее, чем в других, и развивается разнозернистость.

Почти все легирующие элементы тормозят рост аустенитного зерна. Исключение составляет марганец, который способствует росту зерна. Наиболее сильно тормозят рост зерна карбидообразующие элементы Cr, Mo, W, V, Nb и Ti, если они образуют специальные карбиды. Чем устойчивее специальные карбиды при нагреве, тем до более высоких температур сохраняется мелкое зерно. Особенно эффективно уменьшает склонность к росту аустенитного зерна легирование V, Nb и Ti, когда в стали формируются дисперсные труднорастворимые карбиды.

III. Размер аустенитного зерна является важной характеристикой стали. При охлаждении после аустенитизации продукты превращения формируются в пределах каждого аустенитного зерна. Поэтому размер зерна в существенной

мере влияет на их дисперсность и, следовательно, на свойства стали. Чем крупнее аустенитное зерно, тем грубее продукты превращения при охлаждении, что снижает пластичность и ударную вязкость и повышает порог хладноломкости. В связи с этим при проведении термической обработки, за очень малым исключением, стремятся получить мелкозернистую структуру.

Нагрев до температур, существенно превышающих критические точки, сопровождающийся образованием крупного зерна аустенита, принято называть *перегревом*. Стали в состоянии перегрева имеют грубый крупнокристаллический излом. Перегрев во многих случаях можно исправить дополнительной термической обработкой.

Перегрев следует отличать от *пережога*, к которому приводят выдержки при очень высоких температурах в окислительной атмосфере. Пережог связан с интенсивным окислением и образованием оксидных соединений на границах аустенитного зерна. Кроме того, при высоких температурах может происходить оплавление обогащённых примесями границ аустенитных зёрен. Эти процессы катастрофически ослабляют межзёренное сцепление. При нагружении разрушение протекает хрупко по границам зёрен; резко снижается пластичность, ударная вязкость и прочностные характеристики. Пережог является неисправимым браком.

6.2. ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ СТАЛИ

I. Превращение аустенита при охлаждении ниже A_1 в зависимости от температуры переохлаждения осуществляется по различным механизмам. Некоторое время ниже A_1 аустенит может оставаться непревращённым и тогда его называют *переохлаждённым аустенитом*.

При относительно небольших переохлаждениях ниже A_1 происходит *диффузионное превращение* переохлаждённого аустенита в феррито-карбидную структуру. Оно также называется *перлитным превращением* (независимо от характера образующейся структуры).

В случае больших переохлаждений ниже A_1, когда диффузионные процессы оказываются заторможенными, начиная с определённой температуры, обозначаемой как точка $M_н$, происходит бездиффузионное сдвиговое превращение переохлаждённого аустенита в мартенсит. В углеродистых сталях под *мартенситом* понимают пересыщенный твёрдый раствор внедрения углерода в α-железе.

В температурной области, лежащей ниже интервала перлитного превращения, но выше $M_н$, протекает *промежуточное* или *бейнитное превращение*. Оно носит черты как диффузионного, так и бездиффузионного сдвигового превращений.

II. Для описания кинетики превращения переохлаждённого аустенита используют *диаграммы изотермического превращения*, которые строят на основании экспериментальных данных. Тонкие образцы подвергают аустенитизации, затем быстро переохлаждают ниже критических точек до той или иной температуры и выдерживают при этой температуре до завершения

превращения аустенита или до его приостановки. В ходе изотермической выдержки периодически или непрерывно каким-либо способом регистрируют степень превращения аустенита. Для этого наиболее широко используются микроструктурный и магнитный методы. В первом случае образцы после различных выдержек при выбранных температурах быстро охлаждают в воде, а затем подвергают исследованию в оптическом микроскопе. Магнитный метод, при котором обычно контролируют намагниченность насыщения образцов, позволяет оценивать изменение количества продуктов превращения непосредственно во время выдержки при выбранной температуре. Он основан на том, что аустенит в сталях парамагнитен, а феррит — ферромагнитен.

Полученные экспериментальные данные используют для построения кинетических кривых распада переохлаждённого аустенита. Далее переходят к непосредственному построению диаграмм изотермического превращения. Рассмотрим, как оно осуществляется, на примере эвтектоидной стали. Кинетические кривые распада переохлаждённого аустенита этой стали приведены на рис. 4. При относительно небольших переохлаждениях ниже точки A_1 происходит диффузионное превращение. Оно начинается после некоторого *инкубационного периода*. Скорость распада сначала быстро возрастает, а затем постепенно уменьшается и через определённое время превращение полностью заканчивается.

С понижением температуры изотермической выдержки инкубационный период уменьшается, а скорость превращения растёт. У эвтектоидной стали минимальный инкубационный период наблюдается около 550°С. При дальнейшем понижении температуры наблюдается иная закономерность: инкубационный период увеличивается, а скорость превращения падает.

При температурах 500…450°С и ниже начинает преобладать промежуточный тип превращения. При дальнейшем переохлаждении, начиная с определённой температуры, обозначаемой как точка $M_н$ (около 220°С для эвтектоидной стали), получает развитие мартенситное превращение.

По кинетическим кривым определяют моменты начала ($н_1$, $н_2$, $н_3$) и конца ($к_1$, $к_2$, $к_3$) превращений при каждой температуре (T_1, T_2, T_3) и наносят на график в координатах «температура – логарифм времени». Соединив одноимённые точки плавными кривыми, получают диаграмму изотермического превращения. На диаграмме (рис. 4) кривая *1* характеризует начало, а кривая *2* — конец распада переохлаждённого аустенита. На диаграмму в виде горизонтальных прямых наносят также критические точки стали и точки начала и конца мартенситного превращения $M_н$ и $M_к$.

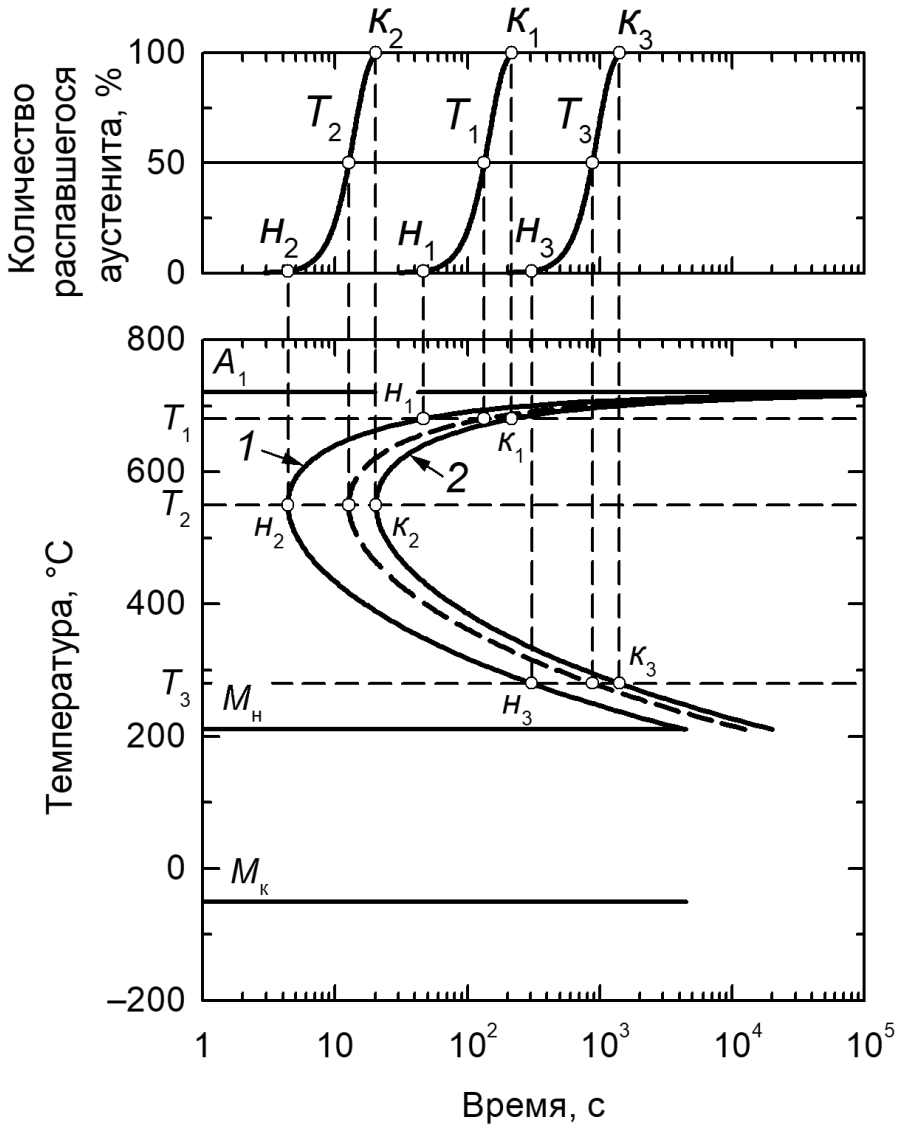


Рис. 4. Кинетические кривые и диаграмма изотермического превращения переохлаждённого аустенита эвтектоидной стали

<u>III. Диффузионное (перлитное) превращение.</u> Превращение переохлаждённого аустенита в феррито-карбидную структуру (ФКС) реализуется при относительно высоких температурах, когда диффузионная подвижность атомов железа и углерода достаточно велика. Оно развивается как кристаллизационный процесс — путём образования и роста зародышей. Зарождение фаз происходит преимущественно на границах аустенитных зёрен.

В эвтектоидной стали при переохлаждении ниже точки A_1 превращение полностью происходит по эвтектоидной реакции с образованием перлитной структуры (эвтектоида). Перлит растёт из отдельных центров в виде *колоний*. Зародышем перлитной колонии может быть как феррит, так и цементит. Допустим, на границе аустенитного зерна появился зародыш цементита (рис. 5, *а*). На его рост будет использован углерод из прилегающих к зародышу объёмов аустенита. В этих областях облегчается зарождение феррита, поэтому около зародыша цементита появятся два ферритных зародыша (рис. 5, *б*). Так как концентрация углерода в феррите мала, то при росте его зародышей атомы

углерода будут оттесняться в аустенит. Повышенная концентрация углерода в объёмах аустенита, прилегающих к ферритным участкам, облегчает образование новых зародышей цементита (рис. 5, *в*). Ввиду того, что участки одной фазы ограничены с боков участками другой фазы, они приобретают форму пластин. В результате превращения формируется колония пластинчатого перлита. Её боковой рост происходит за счёт многократного попеременного образования пластин феррита и цементита, а фронтальный — в результате их кооперативного удлинения. Ферритные пластины имеют толщину в несколько раз бóльшую, чем цементитные. В одном аустенитном зерне образуется несколько перлитных колоний, которые растут до столкновения.

Чем ниже температура, то есть больше степень переохлаждения относительно точки A_1, тем больше возникает зародышевых центров и выше скорость роста перлитных колоний. Это приводит к увеличению объёмной скорости превращения. У доэвтектоидной стали наибольшая объёмная скорость превращения наблюдается при 550°С. На диаграмме изотермического превращения переохлаждённого аустенита этой температуре соответствует минимальный инкубационный период (см. рис. 4). При дальнейшем понижении температуры, ввиду уменьшения диффузионной подвижности атомов и связанного с ним затруднения возникновения и роста зародышей, объёмная скорость образования перлита снижается.

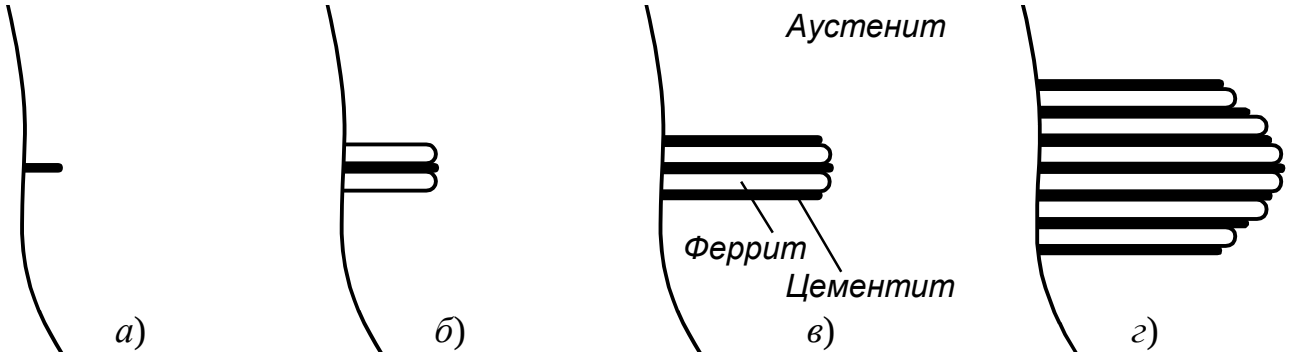


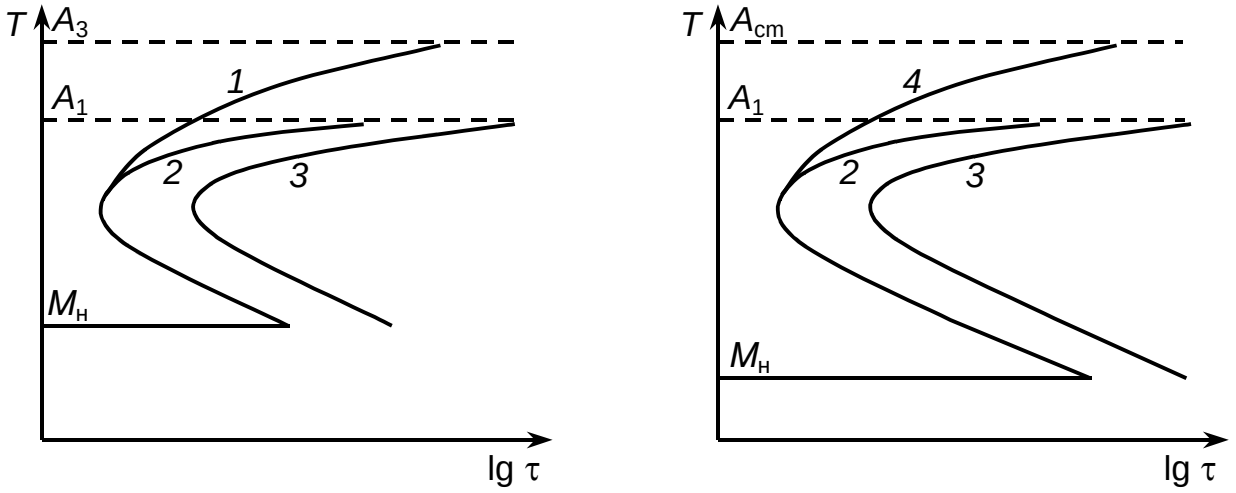
Рис. 5. Схема зарождения и роста перлитной колонии

Важной характеристикой перлитной структуры является *межпластинчатое расстояние* S_0 — средняя сумма толщин ферритных и цементитных пластин. При понижении температуры диффузионного превращения величина S_0 уменьшается. На практике при оценке степени дисперсности перлитной структуры часто используют термины «сорбит» и «троостит». При этом под *перлитом* понимают лишь эвтектоид, формирующийся при распаде переохлаждённого аустенита стали при температурах 700…650°С, имеющий S_0 порядка 0,5…1,0 мкм, и поэтому хорошо разрешаемый при средних увеличениях светового микроскопа. Если диффузионное превращение протекает при 650…600°С, то величина S_0 составляет 0,2…0,4 мкм и пластинчатое строение эвтектоида в световом микроскопе выявляется только при очень больших увеличениях. Такой эвтектоид получил название *сорбит*. Эвтектоид, формирующийся при больших переохлаждениях, с

S_0 около 0,1 мкм и разрешаемый только при исследованиях в электронном микроскопе, был назван *троститом*. Чем дисперснее перлитная структура (меньше S_0), тем выше твёрдость, предел текучести и прочности; лучшую пластичность имеет сорбит.

В доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях образованию эвтектоида предшествует выделение избыточных фаз — феррита и цементита. Это отображается на диаграммах изотермического распада переохлаждённого аустенита в виде дополнительных линий, соответствующих началу образования избыточного феррита или цементита (рис. 6).

Легирующие элементы, находясь в аустените, замедляют диффузионное превращение. Исключение составляет кобальт, который действует в противоположном направлении. Наиболее сильное замедление диффузионного превращения наблюдается при совместном легировании Cr + Mn; Cr + Ni; Cr + Ni (Mn) + Mo.



а) *б*)

Рис. 6. Диаграммы изотермического распада переохлаждённого аустенита доэвтектоидной (*а*) и заэвтектоидной (*б*) стали:
1 — начало выделения феррита, *2* — начало образования эвтектоида,
3 — конец превращения, *4* — начало выделения цементита

<u>IV. Мартенситное превращение.</u> Превращение аустенита в мартенсит происходит при больших переохлаждениях ниже точки A_1. При низких температурах диффузионные процессы оказываются заторможенными и химический состав мартенсита остаётся таким же, как у исходного аустенита. При комнатной температуре растворимость углерода в α-железе чрезвычайно мала. Поэтому мартенсит представляет собой пересыщенный твёрдый раствор внедрения углерода в α-Fe.

Мартенсит имеет тетрагональную решётку. Это обусловлено тем, что атомы углерода занимают в решётке мартенсита вполне определённые положения. На рис. 7 показана возможная позиция атома углерода в элементарной ячейке

мартенсита. Отношение c/a характеризует степень тетрагональности решётки, которая тем больше, чем выше концентрация углерода в мартенсите.

Мартенсит имеет вид пластин, внутри которых наблюдается высокая плотность дислокаций. Эти пластины растут с огромной скоростью, близкой к скорости звука в металле (порядка 1 км/с). Если кристаллы мартенсита сталкиваются с границами аустенитного зерна или другими мартенситными кристаллами, то их рост прекращается. Дальнейшее развитие мартенситного превращения происходит за счёт появления новых кристаллов, а ранее возникшие кристаллы не растут (рис. 8). При образовании мартенсита на полированной поверхности появляется рельеф, что является одним из внешних признаков данного превращения.

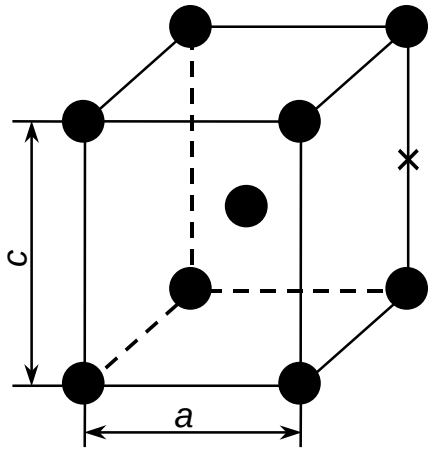


Рис. 7. Элементарная ячейка кристаллической решётки мартенсита. Крестиком указано возможное положение атома углерода

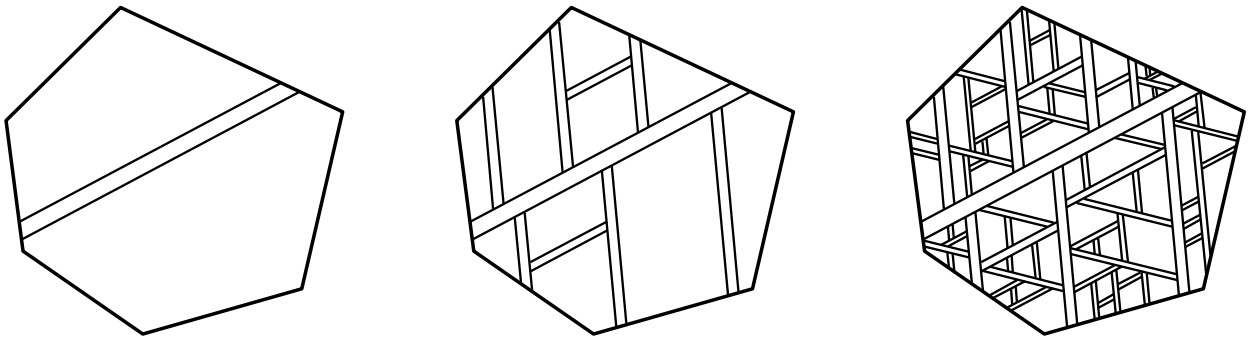


Рис. 8. Схема образования мартенситных пластин разной длины в одном аустенитном зерне

Мартенситное превращение начинается ниже определённой температуры, обозначаемой как точка $M_н$, положение которой не зависит от скорости охлаждения в широком диапазоне её изменения. Превращение распространяется на значительный интервал температур. Наряду с температурой начала превращения следует указать и температуру конца превращения — точку $M_к$. При переохлаждении до температуры, лежащей несколько ниже точки $M_н$ практически сразу образуется определённая порция мартенсита и процесс прекращается. Если температуру понизить, то мартенситное превращение получит дальнейшее

развитие. Таким образом, снижение температуры в мартенситном интервале сопровождается постоянным увеличением количества мартенсита (рис. 9). При достижении $M_к$ превращение не идёт до конца и в структуре сохраняется небольшое количество непревращённого аустенита. Такой аустенит называется *остаточным аустенитом* ($А_{ост}$ на рис. 9).

Рассмотрим механизм мартенситного превращения. Превращение аустенита в мартенсит не сопровождается перераспределением углерода. Так как концентрация этого элемента в мартенсите такая же, как и в аустените, то мартенситное превращение является бездиффузионным. Оно осуществляется сдвиговым упорядоченным механизмом. Рост кристаллов мартенсита сопровождается упорядоченным кооперативным перемещением атомов на расстояния, не превышающие межатомных. Так как смещения атомов по отношению к соседям происходят в строго определённых направлениях, то в итоге возникает макропластический сдвиг и на полированной поверхности появляется рельеф. В процессе макросдвига формируется пластина мартенсита. При перестройке решётки обмен атомов местами не происходит; соседние атомы в исходной фазе остаются соседями в новой фазе. В этом случае на границе раздела фаз кристаллическая решётка аустенита непрерывно переходит в кристаллическую решётку мартенсита. Такая взаимосвязь решёток называется *когерентной*. Важная особенность когерентной границы заключается в том, что она может перемещаться «скольжением» с очень большой скоростью.

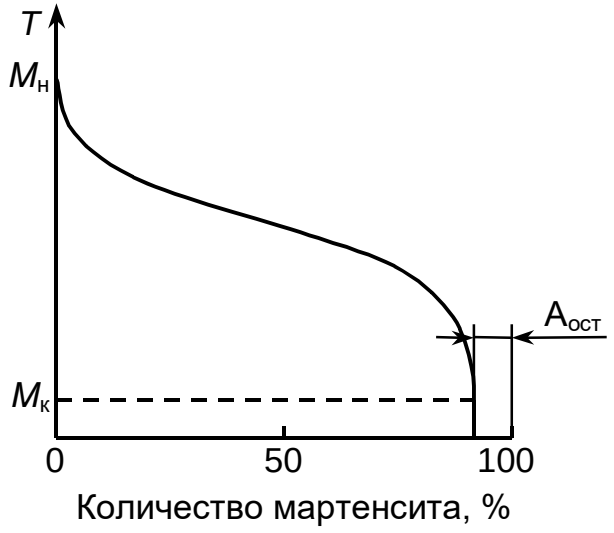


Рис. 9. Кривая мартенситного превращения (схема)

При росте кристалла мартенсита на его границе накапливается упругая деформация. Когда напряжения достигнут предела текучести, произойдёт их релаксация путём пластической деформации, и когерентность на границе раздела аустенит–мартенсит нарушится. На границе появляется неупорядоченное расположение атомов, и её «скользящее» движение становится невозможным; рост мартенситного кристалла прекращается.

Положение точки $M_н$ зависит от химического состава аустенита. Особенно сильное влияние на температуру мартенситного превращения оказывает углерод.

С увеличением его содержания снижается не только точка $M_н$, но и весь интервал мартенситного превращения (рис. 10). У низкоуглеродистых сталей интервал мартенситного превращения находится выше комнатной температуры. В этих сталях после окончания мартенситного превращения количество остаточного аустенита не превышает нескольких процентов. При содержании в аустените более 0,5% углерода точка $M_к$ становится ниже комнатной температуры. Поэтому при охлаждении высокоуглеродистых сталей до комнатной температуры мартенситное превращение не заканчивается, и в структуре наблюдается повышенное количество остаточного аустенита. Чтобы увеличить количество мартенсита и соответственно снизить количество остаточного аустенита, высокоуглеродистые стали иногда охлаждают в область отрицательных температур. Такая операция называется *обработкой холодом*.

Большинство легирующих элементов снижают температуру начала мартенситного превращения и могут увеличивать количество остаточного аустенита.

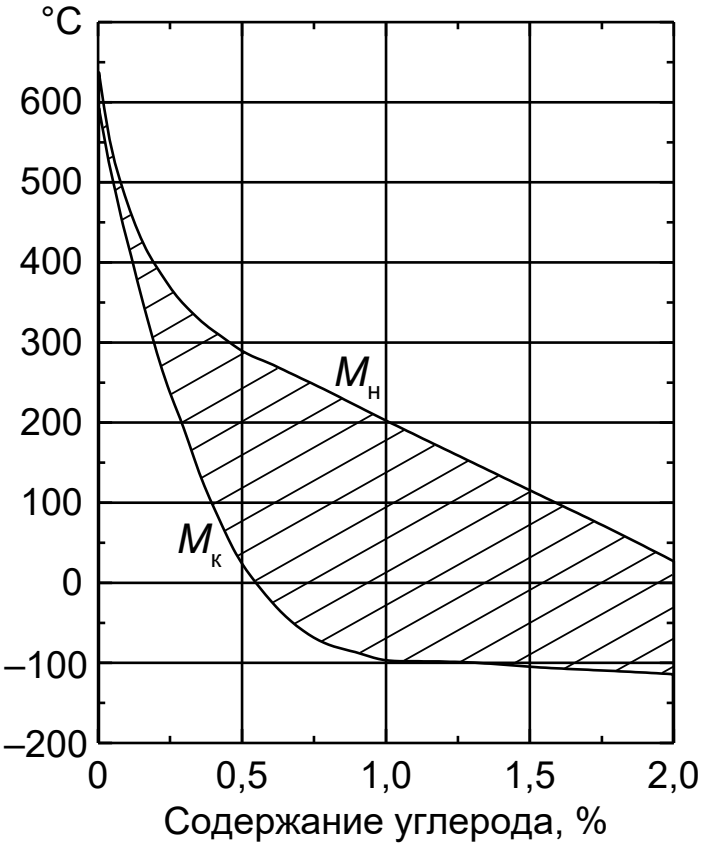


Рис. 10. Зависимость температуры начала $M_н$ и конца $M_к$ мартенситного превращения от содержания углерода в стали

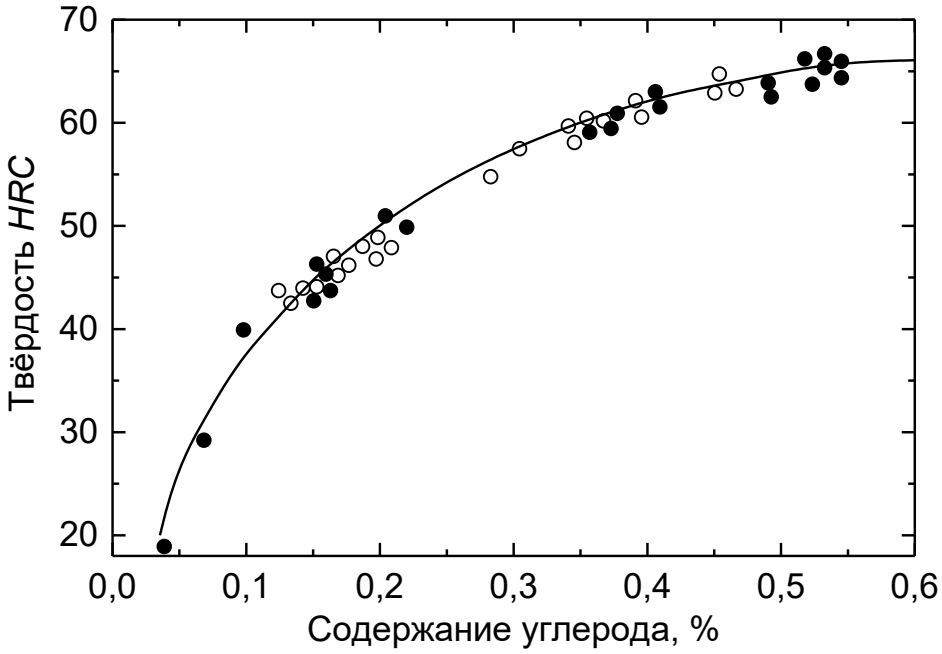


Рис. 11. Твёрдость мартенсита в зависимости от содержания в нём углерода:
● — для углеродистых сталей; ○ — для легированных

Мартенсит имеет высокую твёрдость. Уровень твёрдости возрастает с увеличением содержания углерода в мартенсите (рис. 11). В то же время мартенсит характеризуется высокой склонностью к хрупкому разрушению.

Основную роль в упрочнении мартенсита играет углерод. Атомы углерода искажают кристаллическую решётку, что затрудняет движение дислокаций при нагружении. Малая подвижность дислокаций обусловливает высокую хрупкость мартенсита. В отличие от мартенсита, остаточный аустенит является мягкой и пластичной структурной составляющей.

Мартенсит в сталях по сравнению с аустенитом имеет бóльший удельный объём. С увеличением содержания углерода в аустените его удельный объём возрастает. Различие в удельных объёмах мартенсита и аустенита является одной из причин высоких внутренних напряжений, возникающих при мартенситном превращении.

V. Промежуточное (бейнитное) превращение. Оно протекает в температурном интервале между диффузионным и мартенситным превращениями. В результате этого превращения возникает структура, называемая *бейнитом*, которая состоит из кристаллов бейнитной α-фазы и карбидов.

Промежуточное превращение сочетает в себе черты диффузионного и мартенситного превращений. Оно, как и диффузионное превращение, развивается после определённого инкубационного периода,. С понижением температуры инкубационный период сначала уменьшается, а скорость превращения растёт; затем наблюдается противоположная закономерность. Таким образом, кинетика

промежуточного превращения, подобно кинетике диффузионного, описывается С-образной кривой.

В то же время, подобно мартенситному, промежуточное превращение не идёт до конца. Поэтому в структуре после окончания превращения присутствует повышенное количество остаточного аустенита. Бейнитная α-фаза, как и мартенсит, представляет собой пересыщенный твёрдый раствор внедрения углерода в α-железе. Внутри кристаллов бейнитной α-фазы наблюдается повышенная плотность дислокаций.

Различают *верхний* и *нижний бейнит*. Верхний бейнит образуется в верхней части температурного интервала промежуточного превращения. Кристаллы верхнего бейнита представляют собой крупные пластины с неровной волнистой поверхностью; на границах кристаллов располагаются относительно крупные карбидные частицы. Нижний бейнит формируется в нижней части температурного интервала промежуточного превращения. Он имеет строение, подобное мартенситу. По сравнению с верхним, у нижнего бейнита мельче кристаллы бейнитной α-фазы и значительно дисперснее карбидная фаза, причем карбидные частицы выделяются преимущественно не по границам, а внутри кристаллов α-фазы.

Бейнитная структура характеризуется большей прочностью, чем продукты диффузионного превращения переохлаждённого аустенита. Верхний бейнит имеет низкую пластичность и ударную вязкость, что связано с выделением относительно грубых карбидов. Нижний бейнит отличается от верхнего более высоким уровнем прочностных характеристик в сочетании с высокой пластичностью и ударной вязкостью. Одной из причин такого эффекта является равномерное распределение дисперсных карбидов в структуре нижнего бейнита.

Промежуточное превращение протекает при температурах, при которых диффузионная подвижность атомов углерода достаточно велика, а диффузионное перемещение атомов железа практически полностью подавлено. Поэтому превращение аустенита в α-фазу может осуществляться только сдвиговым упорядоченным механизмом. Но зарождение и рост кристаллов α-фазы лимитируется перераспределением атомов углерода. Такое перераспределение приводит к появлению объёмов, бедных и богатых углеродом. В объёмах с пониженным содержанием углерода повышается точка $M_н$ и возможно образование кристаллов α-фазы. Но чтобы образовавшиеся кристаллы росли, должен происходить отвод атомов углерода от границ кристалла в аустенит. Поэтому скорость роста кристаллов бейнитной α-фазы намного меньше, чем кристаллов мартенсита. Образующаяся α-фаза пересыщена углеродом, поэтому ещё во время превращения из неё начинают выделяться карбиды.

Легирующие элементы на кинетику промежуточного превращения действуют намного слабее, чем на кинетику диффузионного. Все легирующие элементы в той или иной мере затрудняют промежуточное превращение, что проявляется в увеличении инкубационного периода, уменьшении скорости

превращения и его полноты. Более эффективно тормозит промежуточное превращение углерод.

Легирование может существенно изменять вид диаграмм изотермического распада переохлаждённого аустенита. В углеродистых нелегированных сталях

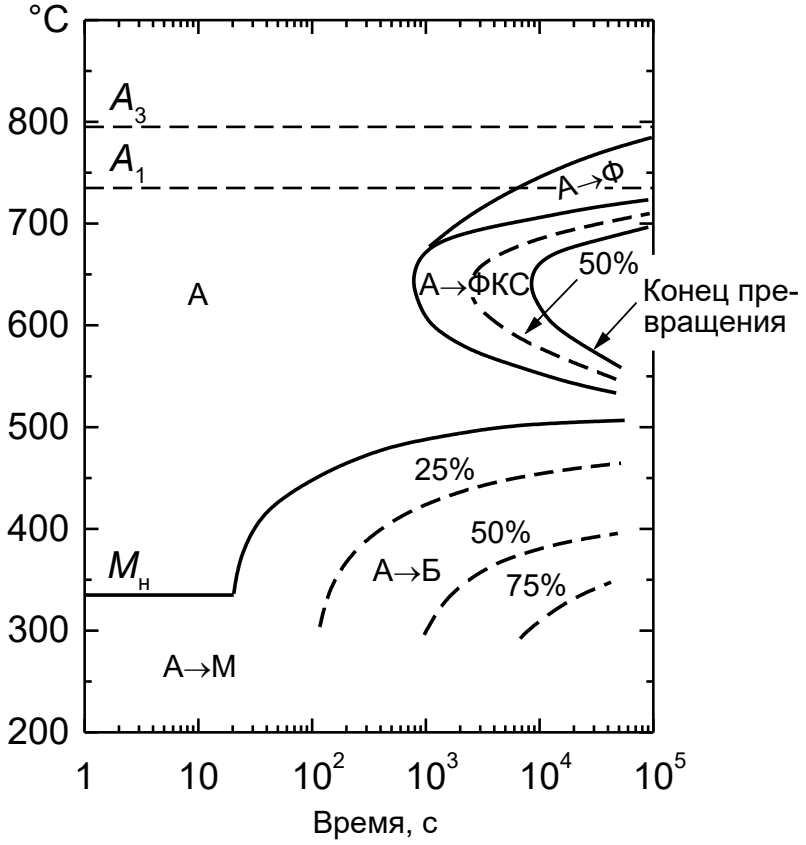


Рис. 12. Диаграмма изотермического распада пере-
охлаждённого аустенита среднелегированной стали

диффузионное и промежуточное превращения накладываются друг на друга, и распад переохлаждённого аустенита описывается одной С-образной кривой (см. рис. 4). Кроме того, в этих сталях при температурах промежуточного превращения распад переохлаждённого аустенита идёт до конца. Превращение начинает развиваться по промежуточному механизму, а заканчивается по диффузионному.

Легирующие элементы смещают по температурной шкале интервалы промежуточного и диффузионного превращений. При этом интервалы указанных превращений могут разделяться, и тогда на диаграмме появляются два минимума устойчивости переохлаждённого аустенита (рис. 12). У ряда легированных сталей между интервалами диффузионного и промежуточного превращений может находиться зона высокой устойчивости переохлаждённого аустенита.

VI. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении. В практике термической обработки сталей превращения аустенита в большинстве случаев происходят не в изотермических условиях, а при непрерывном охлаждении. Варьируя скорости охлаждения, можно получать разнообразные структуры.

Рассмотрим влияние скорости охлаждения на превращение переохлаждённого аустенита в эвтектоидной стали. Пусть эту сталь охлаждают после аустенитизации со скоростями $v_1<v_2<v_3<v_4$. Нанесём кривые охлаждения на диаграмму изотермического распада переохлаждённого аустенита (рис. 13). С определённым допущением можно считать, что точки пересечения кривых охлаждения с С-образными кривыми диаграммы соответствуют началу и концу превращения.

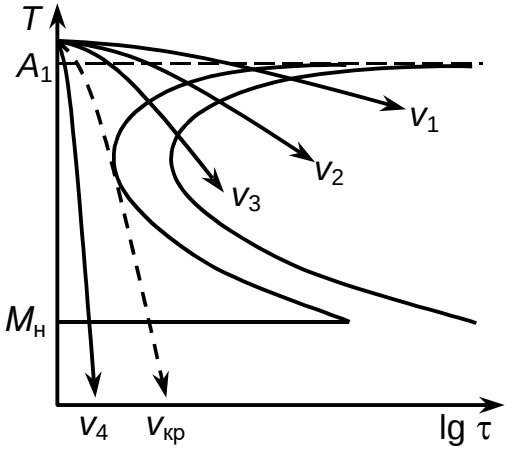


Рис. 13. Схема наложения кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада переохлаждённого аустенита эвтектоидной стали

При скоростях охлаждения $v_1 \ldots v_3$ получит развитие диффузионное превращение переохлаждённого аустенита. При скорости v_1 это превращение успевает произойти при небольшой степени переохлаждения ниже точки A_1 и образуется грубопластинчатый перлит. Охлаждение с бóльшими скоростями v_2 и v_3 вследствие увеличения степени переохлаждения приводит к образованию более дисперсных феррито-карбидных структур (сорбита и троостита). При скорости охлаждения v_4 диффузионное превращение становится невозможным, и весь аустенит будет переохлаждаться до температур мартенситного превращения. В этом случае будет осуществлена *закалка* стали, при которой образуется мартенситная структура с небольшим количеством остаточного аустенита. Минимальная скорость охлаждения, при которой весь аустенит оказывается переохлаждённым до температурного интервала мартенситного превращения, называется *критической скоростью закалки* ($v_{кр}$ на рис. 13).

Как видно из рис. 13, критическая скорость закалки зависит от длительности минимального инкубационного периода распада переохлажденного аустенита. В эвтектоидной стали она определяется скоростью образования перлита (эвтектоида). В зависимости от содержания углерода и особенностей легирования сталей минимальная устойчивость переохлаждённого аустенита может определяться также скоростью образования избыточного феррита (цементита) или бейнита.

Диаграммы изотермического распада переохлаждённого аустенита позволяют лишь весьма приблизительно оценить развитие превращений при непрерывном охлаждении. Температурные интервалы диффузионного и промежуточного превращений в случае непрерывного охлаждения смещаются к

более низким температурам и к бóльшим выдержкам. Более точное представление о развитии распада переохлаждённого аустенита при непрерывном охлаждении дают *термокинетические диаграммы*. Такие диаграммы строят в координатах «температура — логарифм времени» на основе анализа серии кривых охлаждения, на которых отмечают температуры, соответствующие началу, концу или приостановке выделения избыточных фаз, образования феррито-карбидной структуры, бейнита и мартенсита. Соединив одноимённые точки, получают на диаграмме соответствующие области превращения (рис. 14).

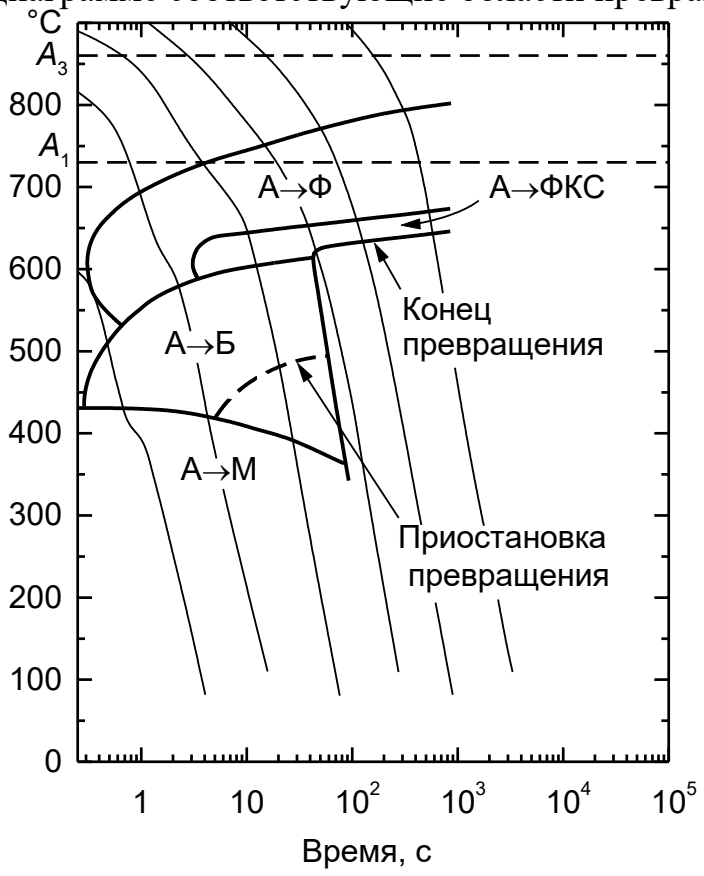


Рис. 14. Термокинетическая диаграмма превращений переохлаждённого аустенита хромоникелевой стали с 0,38%С

6.3. ПРЕВРАЩЕНИЯ, ПРОТЕКАЮЩИЕ ПРИ ОТПУСКЕ ЗАКАЛЁННОЙ СТАЛИ

I. Закалённую сталь обязательно подвергают отпуску, под которым понимают нагрев до температур, не превышающих точку A_1. Структура закалённой стали неравновесна. Основной её составляющей является мартенсит. Кроме того, в структуре присутствует то или иное количество остаточного аустенита. При нагреве, когда возрастает диффузионная подвижность атомов, в закалённой стали развиваются процессы, стремящиеся приблизить структуру к равновесному состоянию.

Основным процессом, протекающим при отпуске, является распад мартенсита. При распаде происходит обеднение мартенсита углеродом и образование карбидов. Выделяющиеся из мартенсита карбиды дисперсны и имеют в основном пластинчатую форму; решётка карбидов когерентно связана с

решёткой мартенсита. Чем выше температура, тем в большей мере мартенсит обедняется углеродом, тем меньше тетрагональность его решётки. При 350…400°С концентрация углерода в твёрдом растворе соответствует равновесной, и переход мартенсита в феррит заканчивается. В этом же температурном интервале происходит нарушение когерентности и обособление решёток феррита и карбидов.

В интервале температур от 200 до 300°С кроме распада мартенсита происходит распад остаточного аустенита. По механизму он подобен бейнитному превращению. В результате распада выделяются карбиды, а в твёрдом растворе сохраняется столько углерода, сколько его имеется в основной массе мартенсита.

При нагреве выше 400°С происходит сфероидизация и коагуляция карбидных частиц. Под *сфероидизацией* понимают процесс превращения пластины в сферу. *Коагуляция* (*коалесценция*) — это процесс роста более крупных частиц за счёт растворения более мелких. Сфероидизация заканчивается при 550…600°С, а при более высоких температурах продолжается коагуляция. Чем выше температура отпуска, тем больше средний размер карбидных частиц.

В мартенситных кристаллах наблюдается высокая плотность дислокаций. При низких температурах нагрева дислокационная структура не претерпевает значительных изменений, так как выделившиеся дисперсные карбидные частицы препятствуют движению дислокаций. При температурах выше 400°С, когда карбидные частицы заметно укрупняются, процессы перераспределения и аннигиляции дислокаций облегчаются. Плотность дислокаций существенно уменьшается; получают развитие процессы возврата, что приводит к формированию субзёренной (полигональной) структуры. Во время длительных выдержек выше 650°С может происходить рекристаллизация феррита.

II. Структуру, образующуюся при отпуске ниже 300°С, называют *отпущенным мартенситом*. Он представляет собой α-твёрдый раствор с меньшим содержанием углерода и меньшей тетрагональностью решётки, чем мартенсит закалённой стали. Внутри кристаллов α-фазы и по их границам находятся дисперсные карбидные частицы.

При отпуске в интервале 350…450°С возникает структура, называемая *троститом отпуска*. Она формируется в результате практически полного распада мартенсита, но сохраняет его морфологические признаки.

Феррито-карбидная структура, которая образуется в результате отпуска при 500…650°С, называется *сорбитом отпуска*. Она характеризуется наличием феррита, имеющего субзёренное строение, и карбидов округлой формы.

При отпуске до 150…200°С высокий уровень твёрдости, характерный для закалённой стали, сохраняется без значительных изменений. Одновременно такой отпуск приводит к некоторому уменьшению склонности к хрупкому разрушению. Начиная с 200…250°С, повышение температуры отпуска вызывает непрерывное снижение твёрдости. Вместе с этой характеристикой уменьшаются пределы текучести и прочности, а показатели пластичности увеличиваются (рис. 15). При

отпуске выше 350…400°С наблюдается заметный рост ударной вязкости и снижение порога хладноломкости.

Снижение прочностных характеристик при относительно невысоких температурах отпуска связано в основном с уменьшением концентрации углерода в α-твёрдом растворе, и соответственно, с уменьшением искажений его кристаллической решётки. При высоких температурах отпуска разупрочнение обусловлено развитием коагуляции карбидных частиц и уменьшением плотности дислокаций в феррите. Закалка в совокупности с отпуском при высоких температурах позволяет обеспечить высокую конструкционную прочность.

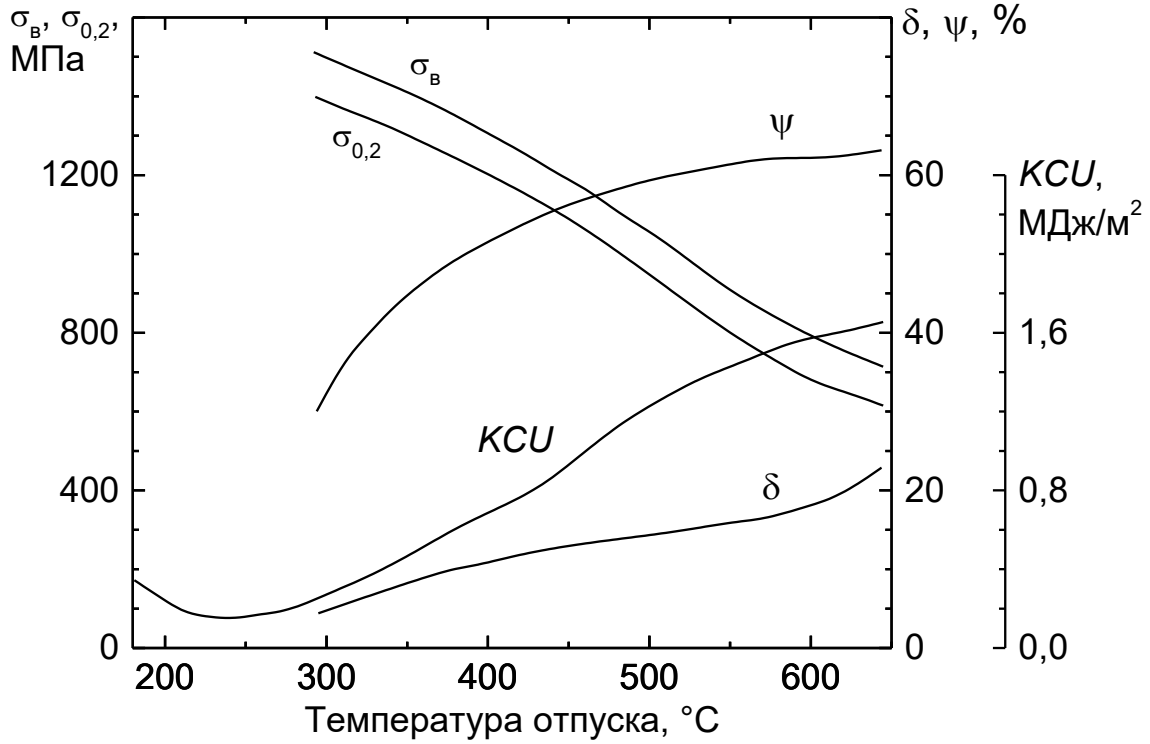


Рис. 15. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали с 0,4%С

III. Отметим, что структура сорбита может быть получена как при закалке и отпуске при высоких температурах, так и при диффузионном распаде переохлаждённого аустенита. Если в сорбите, образующемся при непосредственном распаде переохлаждённого аустенита, цементит находится в виде длинных пластин, то в сорбите отпуска цементитные частицы имеют сферическую форму и относительно равномерно распределены в феррите, имеющем субзёренное строение. Такая структура обладает более благоприятным комплексом свойств. При равной или большей прочности сорбит отпуска имеет бóльшую пластичность и ударную вязкость, а также более низкий порог хладноломкости.

IV. Легирование стали карбидообразующими элементами Cr, Mo, W, V, а также Si и Co приводит к замедлению распада мартенсита при отпуске. Легирующие элементы затрудняют и распад остаточного аустенита. Можно

считать, что их влияние такое же, что и на распад переохлаждённого аустенита при диффузионном превращении. В сталях, содержащих карбидообразующие элементы, может существенно затрудняться коагуляция карбидных частиц и перестройка дислокационной структуры α-фазы, а также её рекристаллизация.

В случае отпуска при низких температурах (до 200…250°С) легирование слабо влияет на твёрдость закалённых сталей. При повышенных температурах отпуска легирующие элементы, затрудняя распад мартенсита, коагуляцию выделяющихся карбидов и изменение дислокационной структуры α-фазы, способствуют замедлению разупрочнения (рис. 16).

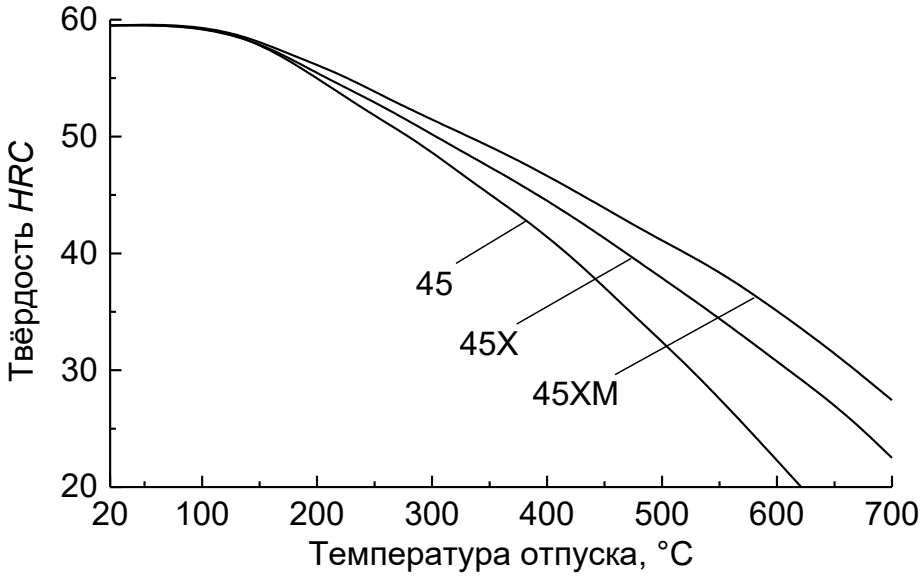


Рис. 16. Изменение твёрдости при отпуске закалённых сталей с 0,45%С и различным содержанием легирующих элементов

V. Стали с мартенситной структурой при отпуске в определённых температурных интервалах могут претерпевать охрупчивание, проявляющееся в снижении ударной вязкости и повышении порога хладноломкости. Так, отпуск при 250…400°С вызывает появление *необратимой отпускной хрупкости*, а при 450…600°С — *обратимой отпускной хрупкости*. Соответственно на кривой зависимости ударной вязкости от температуры отпуска можно наблюдать два провала, несмотря на монотонное снижение прочности (рис. 17).

Необратимая отпускная хрупкость свойственна в той или иной мере всем углеродистым и легированным сталям. Необратимость хрупкости заключается в том, что закалённая сталь, отпущенная выше температурного интервала её проявления (250…400°С), при последующем нагреве в этот интервал не возвращается в охрупченное состояние. Развитие необратимой отпускной хрупкости сопровождается появлением в изломе участков хрупкого разрушения, происходящего на границах исходных аустенитных зёрен.

Легирующие элементы не оказывают значительного влияния на склонность к необратимой отпускной хрупкости. В существенной мере она зависит от степени чистоты сталей по примесям. Особенно значительно усиливает развитие охрупчивания повышение содержания в стали фосфора.

Необратимая отпускная хрупкость обусловлена образованием на границах зёрен цементитных частиц пластинчатой формы и обогащением этих границ примесями, в частности, фосфором; именно совокупное действие этих двух факторов и обуславливает хрупкое зернограничное разрушение и снижение ударной вязкости.

Надёжных методов устранения необратимой отпускной хрупкости нет. Обычно отпуск в интервале необратимой отпускной хрупкости не производят.

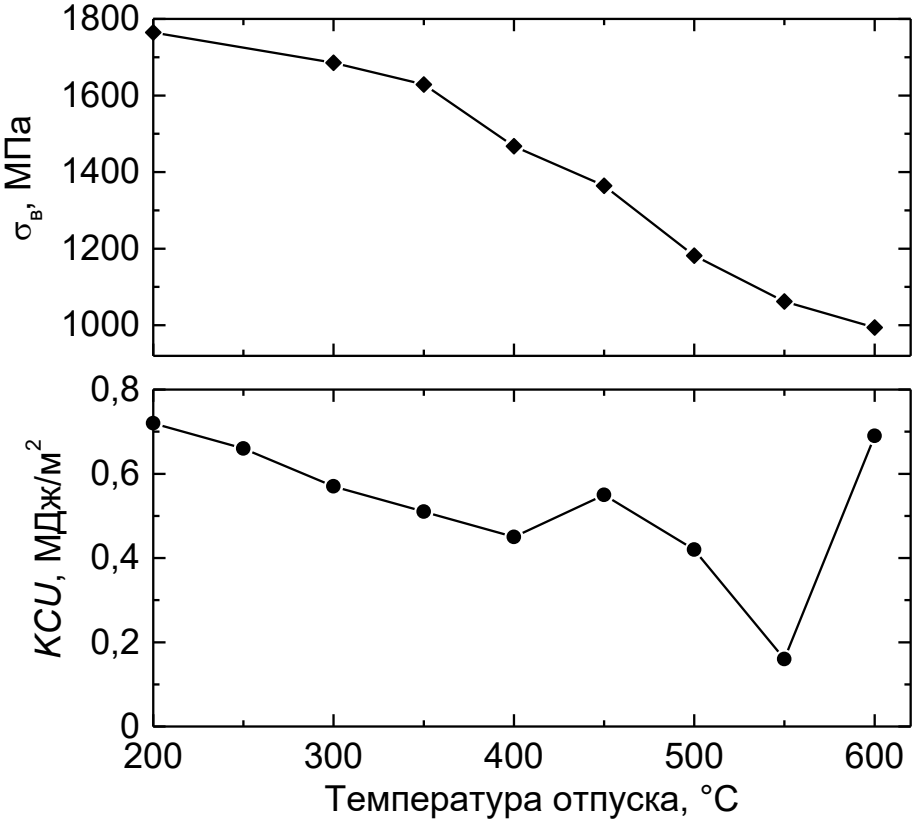


Рис. 17. Зависимость прочности и ударной вязкости закалённой стали 30ХГСНА от температуры отпуска. Охлаждение после отпуска на воздухе

Обратимая отпускная хрупкость наблюдается у легированных сталей. Она проявляется как при отпуске в интервале 450…600°С, так и при замедленном охлаждении в этом температурном интервале после более высокого отпуска. Если охлаждение после отпуска, осуществляемого при температурах выше 600°С, проводить быстро, то охрупчивания не происходит. Данная хрупкость называется обратимой, так как хрупкое состояние может быть устранено повторным высоким отпуском с нагревом выше 600°С и последующим быстрым охлаждением и вновь вызвано дополнительным отпуском при 450…600°С. Одним из признаков

обратимой отпускной хрупкости является появление хрупкого разрушения по границам исходного аустенитного зерна.

К обратимой отпускной хрупкости склонны лишь легированные стали промышленной чистоты. Интенсивность их охрупчивания тем больше, чем выше содержание в них таких примесей, как фосфор, сурьма, олово и мышьяк. Легированные стали, выплавленные в вакууме из высокочистых шихтовых материалов, не склонны к обратимой отпускной хрупкости. Интенсивность развития обратимой отпускной хрупкости зависит и от характера легирования стали. Хром, никель, марганец и кремний увеличивают склонность к охрупчиванию Особенно она высока у хромоникелевых и хромомарганцевых сталей. Ослабляющее действие на охрупчивание оказывает молибден (0,2…0,7%) и в меньшей мере вольфрам (0,6…1,2%).

Развитие охрупчивания связано с тем, что атомы фосфора и других вышеуказанных примесей диффундируют из феррита на границы исходного аустенитного зерна и образуют на них скопления (*сегрегации*). Толщина зернограничных сегрегаций не превосходит несколько атомных слоёв, а концентрация примесей в сегрегациях может превышать их объёмное содержание в сотни раз. Образование таких сегрегаций примесей вызывает ослабление межзёренного сцепления и способствует хрупкому зернограничному разрушению.

На практике для ослабления развития обратимой отпускной хрупкости используют следующие методы:

— уменьшение содержания в стали охрупчивающих примесей и в первую очередь фосфора;

— легирование стали 0,2…0,4% молибдена;

— применение после высокого отпуска ускоренного охлаждения в температурном интервале интенсивного проявления хрупкости.