

## Основные фазовые превращения (ФП) в сталях при ТО

При ТО сталей имеют место 4 вида ФП: аустенитное, перлитное, мартенситное и превращения при отпуске закаленной стали.

### Аустенитное превращение

При нагреве стали (обычно горячекатаной, нормализованной или отожженной, то есть имеющей структуру перлита, перлита с ферритом или перлита с цементитом) выше критической температуры  $A_{C1}$  перлит (П) превращается в аустенит (А). В основе аустенитного превращения (АП) лежит полиморфное превращение  $\alpha$  - железа (с решеткой ОЦК) в  $\gamma$ -железо (с решеткой ГЦК). В сталях при нагреве (бесконечно медленном) превращение П---А происходит при температуре  $727^\circ\text{C}$ , когда свободная энергия П становится больше энергии А (рис.5).

При этом  $(\alpha\text{-Fe})_{0,02\%C} + \text{Fe}_3\text{C}_{6,67\%C} \text{ ---- } (\gamma\text{-Fe})_{0,8\%C}$ .

Так как велика разность %С в исходных и новой фазах, то превращение идет диффузионным путем, тем более, что при температурах выше  $500 - 600^\circ\text{C}$  скорость диффузии весьма высока.

**Превращение П---А включает два процесса: полиморфное превращение  $\alpha$ -- $\gamma$  и растворение карбида в аустените (так как поры в ГЦК больше, чем в ОЦК, в А растворяется на два порядка больше углерода (2,14% против 0,02%).**

Показано, что зародыши аустенита могут образовываться по сдвиговому механизму, однако практически сразу же тонкая пластинка аустенита должна насыщаться до равновесной концентрации С. В любом случае зародыш А появляется в феррите (Ф) в местах с повышенной энергией и повышенным %С. А это наиболее вероятно на межфазной границе Ф-С или с меньшей вероятностью на границе ферритных зерен. Значит, **число зародышей должно зависеть от площади межфазной границы Ф/Ц ( $2000 - 10000 \text{ мм}^2/\text{мм}^3$ ), то есть от дисперсности и вида П: оно больше в пластинчатом П, чем в зернистом, и тем больше, чем П дисперснее.**

**Перегрев также должен увеличивать скорость зарождения зерен А, так как уменьшается  $R_{кр}$ , а также, в соответствии с диаграммой, повышается растворимость С в Ф (по продолжению линии PQ).**

Скорость роста зародышей в основном зависит от температуры. **С ростом Т растет скорость диффузии, увеличивается градиент углерода на границах зерна А с зернами Ф и Ц, уменьшается разность %С в Ф и А.**

((Отношение скорости зарождения к скорости роста увеличивается с ростом температуры превращения или скорости нагрева. Соответственно, уменьшается размер начального зерна А, то есть среднего размера зерна к моменту исчезновения исходной фазы – перлита)).

Механизм превращения.

Это перекристаллизация, то есть кристаллизация: образование и рост зерен А. В участке Ф на границе с Ц сдвиговым путем возникает зародыш. В А растворяется углерод из Ц. Углерод диффундирует в зерне А под влиянием градиента равновесных концентраций  $\delta C$  на границах А/С и А/Ф (градиент – движущая сила диффузии).

По 1-му закону диффузии (закону Фика)

$I = -D \delta C / \delta x$  ( $I$  – поток - количество диффундирующего вещества, проходящего за 1 с через площадку в  $1 \text{ см}^2$ ,  $D$  - коэффициент диффузии,  $\delta C / \delta x$  – градиент концентрации на расстоянии  $\delta x$ ).

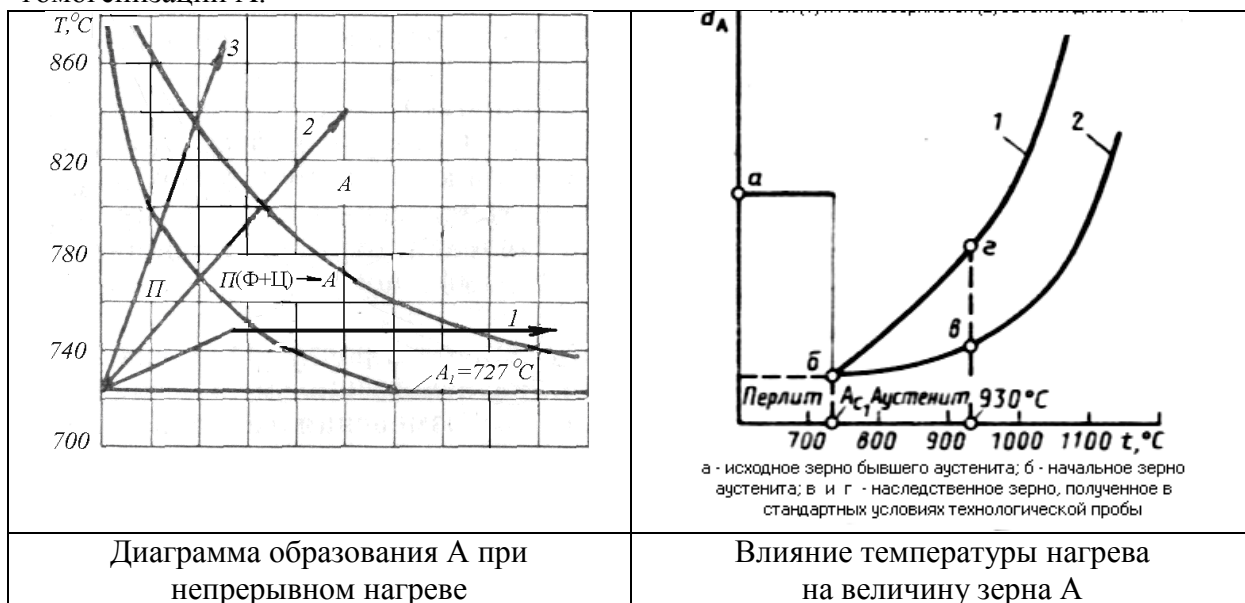
Концентрации отклоняются от равновесных, для возврата к равновесным на границе А/С растворяется Ц, а на границе А/Ф атомы железа из решетки Ф переходят в решетку А. Процесс непрерывен.

Гораздо быстрее зерно А растет в сторону Ф, так как разность концентраций на границе А/Ф всего  $0,79\%C$ , а на границе А/Ц –  $5,87\%C$ .

Поэтому на какой-то стадии Ф в П исчезает, пластинки Ц разбиваются на зернышки (как бы неполный отжиг и «неоднородный» А). Зерна А вначале мелкие, так как велика площадь границ Ф/С.

Если нагрев или выдержка продолжается Ц растворяется весь, но и после этого еще есть негомогенность А. **Выдержка (нагрев) гомогенизирует А, но может расти зерно, ничто не сдерживает собирательную рекристаллизацию (если только не сохраняются какие-то дисперсные частицы типа нитридов и окислов алюминия, карбонитридов титана, ниобия и т.п.).**

На рис. 6 представлены кривые П---А превращения в координатах «Т – время», построенные в изотермических условиях (например, строят при  $T = \text{Const}$  кривую %А от времени по данным, полученным по микроструктуре образцов, закаленных после разной выдержки). Для эвтектоидной стали типа У8 и заэвтектоидных сталей – кривые 1) начало ФП, 2) исчезновение Ф, 3) исчезновение Ц (после исчезновения Ц аустенит по составу негомогенный – надо время для гомогенизации), 4) конец гомогенизации А.



Для доэвтектоидных сталей: 1) начало ФП, 2) исчезновение Ц, 3) исчезновение Ф избыточного (при нагреве выше  $A_{C3}$ ), 4) гомогенизация.

Ясно, чем выше Т, тем быстрее аустенизация: 1) больше движущая сила, 2) больше скорость диффузии, 3) больше градиент концентрации С в А на границах с Ф и Ц.

Лимитирует скорость аустенизации самый медленный процесс – диффузии (коэффициент  $D = D_0 e^{-U/kT}$ ).

Также влияет: 1) дисперсность исходного перлита (площадь межфазных границ), 2) тип П (в пластинчатом площадь границ Ф/Ц больше, чем в зернистом), 3) %С – чем больше, тем больше границ Ф/Ц.

Чем выше Т, тем кривые начала и конца ближе, они сходятся в точку на оси ординат. Вообще процесс П---А весьма быстрый. Однако он эндотермический, при обычном печном нагреве подвод тепла медленный, что ограничивает скорость аустенизации. Но при нагреве ТВЧ подвод быстрый и процесс идет очень быстро.

Даже с учетом времени гомогенизации аустенизация в углеродистых сталях идет быстро (особенно при дисперсной исходной структуре), время нагрева увеличивается на время выравнивания температуры по сечению или по садке, связанное с тепло- и температуропроводностью стали.

При непрерывном нагреве можно накладывать кривую нагрева на изотермические кривые (погрешность невелика). П---А идет в интервале температур, он тем выше, чем больше скорость нагрева.

Поэтому при закалке с нагревом ТВЧ  $T_{зак}$  на 50 – 100°C берут выше.

Отметим, что начальное зерно А тем мельче, чем выше температура превращения: при нагреве ТВЧ зерно 10 – 11 баллов, при печном нагреве – 7 – 8 баллов.

**Чем выше  $T_{превр}$ , тем больше останется Ц в момент исчезновения Ф, соответственно, тем меньше С в аустените.** Для У8 при  $T_{пр} = 735, 760, 780, 850, 900^\circ\text{C}$  в аустените, соответственно, 0,77%, 0,69%, 0,61%, 0,51%, 0,46%С.

**Легирующие элементы** влияют многообразно. В общем карбидообразующие элементы замедляют, а **некарбидообразующие ускоряют аустенизацию**, однако и те, и другие сильно **замедляют гомогенизацию**, так как диффузия их медленная (энергия активации диффузии по вакансиям атомов замещения примерно в два раза выше энергии активации диффузии по межузлиям атомов внедрения углерода и азота).

**В легированных сталях может быть дисперснее перлит, труднее растворяются спецкарбиды, изменяются критические температуры** и т.д.

Отметим, что химсостав А при нагреве выше  $A_{C3}$  и достаточной выдержке такой же, как у стали. Но если аустенит остается неоднородным, то в нем %С и легирующих элементов не соответствует составу стали по марочнику и зависит от Т и времени выдержки. Чем выше Т время, тем больше легированность неоднородного А. Это практически важно для инструментальных сталей: при их неполной закалке **Аустенит может быть обеднен карбидообразующими и углеродом, а некарбилообразующими – обогащен.** Химсостав аустенита влияет на прокаливаемость, на теплостойкость (устойчивость мартенсита при нагреве).

В целом аустенит к моменту начала охлаждения характеризуется: химсоставом, однородностью, гомогенностью, а также величиной зерна.

**Размер зерна аустенита** – важнейшая характеристика. Оно влияет на конечную структуру и свойства стали. Как правило, **при крупном зерне А получается грубая окончательная структура (еще, вероятно, больше концентрация примесей на границах аустенитных зерен – остается после охлаждения)**, снижается сопротивление разрушению, ухудшаются важные механические характеристики: вязкость стали, предел усталости, сопротивление разрушению при кручении и др. Поэтому «перегрев», то есть получение крупного зерна при термообработке, является браком, хотя и исправимым. Размер зерна влияет также на прокаливаемость стали: чем крупнее зерно, тем меньше энергия аустенита, он более стабилен, что повышает прокаливаемость.

Различают зерно начальное (к концу ФП), действительное (в конце нагрева и выдержки, то есть в момент начал охлаждения), наследственное или природное. **Начальное зерно обычно весьма мелкое (10 – 20 мкм)**, но при нагреве и выдержке (для гомогенизации), например, под закалку в печах и ваннах, оно может значительно вырасти. Движущая сила роста – стремление к уменьшению площади границ и зернограничной (поверхностной) энергии.

По склонности к росту зерна при повышении температуры различают стали наследственно мелко – и крупнозернистые. В первых заметный рост зерна начинается только при температурах выше 950 – 1000°C, во вторых – уже при 850 - 900°C.

Характеристикой склонности к росту является «наследственное» зерно, определяемое в стандартных условиях, оговоренных в ГОСТе 5639. Для углеродистых и легированных сталей наследственное зерно аустенита получают при температуре нагрева 920 – 950°C в течение 1 – 4 часов.

Зерно аустенита при конкретной термической обработке в момент окончания нагрева и выдержки называется «действительным». Величина действительного зерна зависит от наследственности и режимов нагрева при данной обработке. Размер действительного зерна и определяет структуру и свойства стали в готовом изделии.

В ГОСТ5639 описаны методы выявления и определения аустенитного зерна в сталях. Это методы сеток: сетки феррита (для доэвтектоидных сталей), сетки цементита

(для заэвтектоидных сталей), сетки троостита, сетки окислов и другие методы. Размер зерна или подсчитывается под микроскопом или на фотографии микроструктуры, либо приближенно определяется по стандартным шкалам.

Размер зерна характеризуется номером (баллом), чем больше номер, тем мельче зерно. Средний условный диаметр зерна, например, при балле 3 равен 125 мкм, балле 5 – 63 мкм, балле 7 – 31,5 мкм, **балле 8 – 24 мкм**, балле 10 – 12 мкм, балле 14 – 2,7 мкм.

Наследственность зависит от состава стали и случайных примесей, попавших в данную плавку. Стандартным способом получения наследственно мелкозернистой стали является дополнительное раскисление (по сути, микролегирование) алюминием в количестве порядка 0,005%. Окислы и нитриды алюминия очень дисперсны, **не растворяются и не коагулируют** вплоть до температур порядка 1000°C и сдерживают рост аустенитного зерна. Также наследственную мелкозернистость обеспечивает микролегирование титаном, редкоземельными элементами, ниобием. Как модификаторы первого рода они создают устойчивые против нагрева очень дисперсные частицы (карбиды, карбонитриды и др.), а как модификаторы второго рода – снижают удельную зернограничную энергию и движущую силу процесса роста зерен. **Легирующие элементы также уменьшают склонность к перегреву, однако марганец может способствовать росту зерна.**

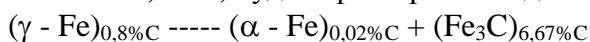
Надо отметить, что на склонность к росту зерна, кроме марочного химсостава, могут влиять многие факторы, связанные с выплавкой стали, обработкой давлением, промежуточными операциями термической обработки.

**Из наследственно крупнозернистой стали можно изготовить качественное изделие, но** надо строго соблюдать оптимальный температурно – временной режим термообработки, горячей обработки давлением. Наследственно мелкозернистые стали допускают более широкий интервал температур обработки, что позволяет сократить выдержки, повысить производительность труда, уменьшить опасность брака. Таким образом, наследственное зерно определяет поведение стали при термической и горячей пластической обработках, их оптимальные режимы.

Итак, параметры Аустенита: величина зерна, (однородность, легированность), гомогенность. Эти параметры влияют на стабильность аустенита.

### **Перлитное превращение**

Превращение П ----А обратимо, при температуре ниже  $A_1$  (727°C в сплавах Fe - C) аустенит становится термодинамически неустойчивым, нестабильным по отношению к перлиту (феррито – карбидной смеси). Поэтому А, содержащий при 727°C в сталях любого состава 0,8%С, будет при переохлаждении ниже 727°C превращаться в П.



Фазы очень разные по %С, значит, механизм ФП диффузионный.

А----П – это полиморфное превращение + выделение из твердого раствора избыточного С в виде цементита (распад твердого раствора).

**Механизм** На границе зерен аустенита (здесь вероятнее флуктуация концентрации и есть выигрыш поверхностной энергии) зарождается зерно новой фазы – либо феррита, либо цементита в форме пластинки, так как в энергетическом балансе ФП велик вклад упругой энергии. При этом, чем мельче зерно аустенита, тем больше площадь границ, и больше вероятность, а значит и скорость зарождения.

Пусть первоначально зародилась пластинка Ц, то есть образовался на границе объем с 6,67%С размером больше критического. Зерно - пластинка растет, и на фронте роста аустенит обедняется углеродом. Когда обедненный объем станет больше критического (для феррита) и в нем будет около 0,02%С, тогда зарождается пластинка Ф. Она растет, и на фронте роста прилегающий объем обогащается углеродом. Снова образуется зародыш цементита и так далее, растет колония перлита пластинчатого (П<sub>пл</sub>).

Процесс идет при активной диффузии и С, и Fe. Идет совместный колониальный рост Ф и Ц.

Пластинки Ф и Ц в одной колонии сопрягаются так, что (101) Ц // {112}Ф, либо (001) Ц // {125}Ф. При этом первая пластинка колонии ориентирована относительно зерна А, соседнего с тем зерном, в котором она прорастает. В пределах одного зерна А может образоваться несколько колоний (зерен) П<sub>III</sub>, которые кристаллографически связаны с разными зернами – соседями данного зерна, а между собой кристаллографически разориентированы.

Размер колоний П зависит от размера зерна А. Зерна – колонии П обычно достаточно равноосные.

**Кинетика** Обычная для ФП при охлаждении кривая Таммана: «скорость от переохлаждения». В координатах «Т-время (часто логарифм от времени)» получаем С-кривые - изотермические (способы построения: по изменению физических свойств, dilatометрия, методом термоанализа).

**При данной температуре превращения Т имеется инкубационный период (ИП), во время которого идет подготовительный процесс перераспределения С с образованием объемов обогащенных и обедненных углеродом (под микроскопом не видно). Это процесс распада пересыщенного твердого раствора – аустенита. Продолжительность ИП зависит от Т, характеризует стабильность (устойчивость) аустенита, ИП минимум (на выступе кривой) определяет прокаливаемость стали.**

Ход С-кривых очевиден: сначала с понижением Т скорость А---П растет и ИП уменьшается, так как растет выигрыш энергии. Но при снижении температуры скорость диффузии С и Fe быстро уменьшается, наконец, диффузия Fe практически прекращается (при Т на выступе С-кривой) и при более низких температурах чисто диффузионное (нормальное) превращение А ---П уже не идет.

**Продукты распада А** Соотношение размеров пластинок Ф:Ц = 7,3: 1 - по правилу отрезков для П (0,8%С) можно это подсчитать. А вот размеры зависят от степени переохлаждения: чем оно больше и ниже Т превращения, тем тоньше пластинки, меньше межпластинчатое расстояние (фактически равно сумме толщин пластинок Ф и Ц) – так меньше критический размер зародыша.

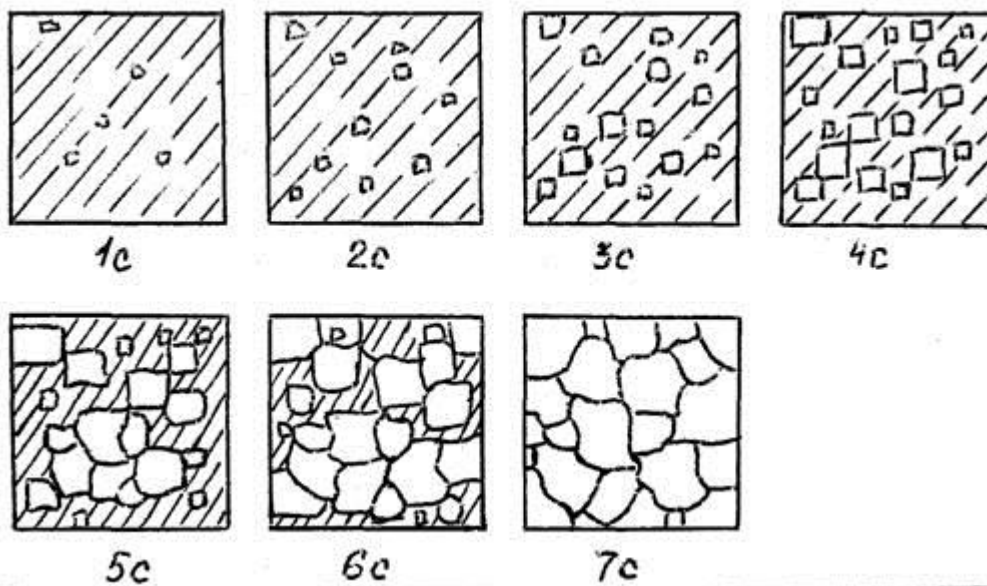
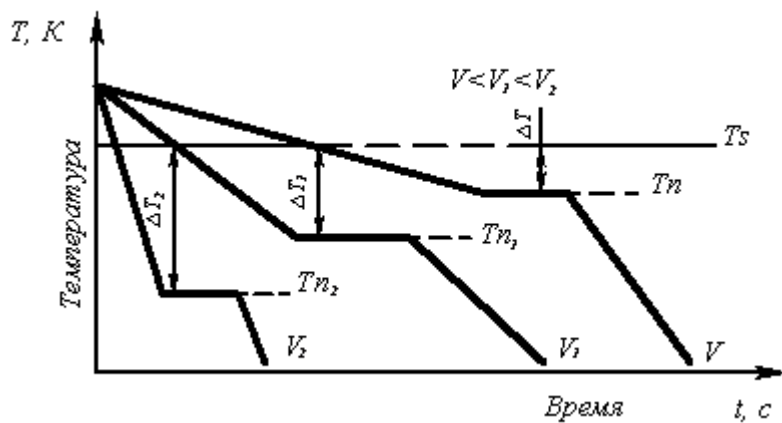
Различают перлит (грубый) – более 0,5 мкм, 180 – 230 НВ, сорбит – 0,2 – 0,4 мкм, 230 – 330 НВ, троостит – 0,1 - 0,2 мкм, 300 – 450 НВ (темный, сальтравящийся, но пластинок под микроскопом не видно).

От размера колонии и дисперсности зависят свойства, кроме того, технологичность при закалке (более дисперсная структура быстрее гомогенизируется при нагреве – больше dC/dX, например, важно при нагреве ТВЧ).

**До- и заэвтектоидные стали** На С – кривых дополнительная линия выделения Ф или Ц<sub>2</sub>. Если охлаждать очень медленно, соотношение Ф (Ц) и П можно подсчитать по диаграмме, но Ф (Ц) может быть меньше. Продолжение линий GS и SE на диаграмме дает треугольник. Если переохлажденный А попадает в этот треугольник, то избыточной (свободной) фазы нет, сразу эвтектоидный рост колоний. Квазиэвтектоид (псевдоперлит) имеет либо меньше 0,8%С (в доэвтектоидной стали), либо больше 0,8%С (в заэвтектоидной). Если не в треугольник, а рядом, то уменьшенное количество избыточной фазы, сетка Ф или Ц (так как выделение начинается по границам зерен А), количество можно Ф (Ц) и П можно подсчитать для данной Т превращения.

**Превращение А---П при непрерывном охлаждении**

При ТО чаще А----П идет при непрерывном охлаждении (на воздухе, в воде, масле и др.). Наложение кривой охлаждения на С-кривую дает небольшую погрешность, но в целом удобно. ФП идет в интервале температур, тем более низком, чем больше скорость охлаждения,



Значит, чем больше скорость охлаждения  $V_0$ , тем дисперснее П, больше твердость. Например, после нормализации твердость больше, чем после отжига. Если  $V_0$  больше критической, то ФП бездиффузионное (сдвиговое), закалка на мартенсит (М). В интервале температур  $T_{ИП\ мин} - M_H$  – промежуточное бейнитное превращение. Для более точного определения оптимальных режимов ТО, вместо С-кривых, строят термокинетические (анизотермические) диаграммы – фиксирует стадии превращения при непрерывном охлаждении с разными скоростями.

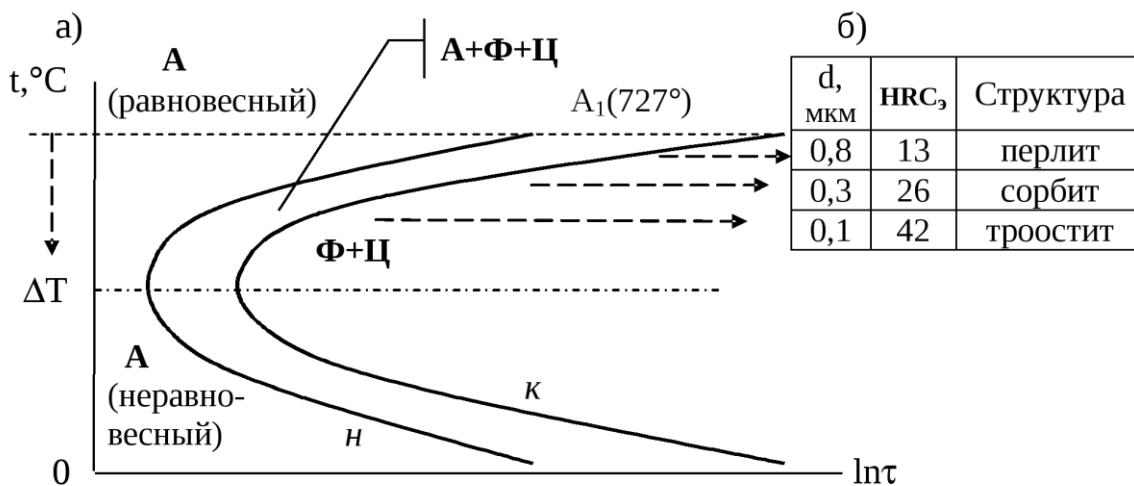


Диаграмма изотермического превращения (С-кривые)

**Форма свободного Ф (или Ц)** Избыточная ферритная фаза может быть в виде равноосных зерен или участков (обычно после отжига), сетки по границам бывших аустенитных зерен (часто после нормализации), в виде игл, шипов внутри зерен А (видманштеттовая структура, видманштеттовы пластины часто берут начало от компактных выделений Ф).

Видманштеттовая структура является признаком брака (перегрева), образуется из крупнозернистого А при ускоренном охлаждении. Она получается только при менее 0,4%С и крупном зерне А, например, в литой стали после нагрева 1100-1200°C (перегрев) при ускоренном охлаждении в перлитном интервале (выше 600-550°C).

Аналогичные формы могут встречаться и у избыточного Ц в заэвтектоидных сталях, но количество Ц невелико по сравнению с количеством Ф в мало- и среднеуглеродистых доэвтектоидных сталях.

**Зернистый перлит (ЗП)** Из однородного гомогенного А всегда образуется пластинчатый перлит (П<sub>пл</sub>). Но если в аустените остались нерастворенные карбидные частички (или хотя бы места, обогащенные углеродом), то при А---П избыточный углерод будет выделяться на готовых местах, то есть присоединяться к имеющимся зернам Ц (то есть в качестве мест зарождения работают неметаллические частицы, а не границы зерен, тем более, не дислокации). При этом будет получаться структура зернистого перлита (П<sub>з</sub>). Зернистый перлит имеет меньше твердость и энергию, чем П<sub>пл</sub>, так как меньше площадь межфазных границ. Поэтому у П<sub>пл</sub> есть термодинамический стимул перейти в П<sub>з</sub>, что часто и реализуют при ТО (например, ОЗП, подкритический отжиг на ЗП) или ТЦО, чтобы получить минимальную твердость и максимальную пластичность стали. Во многих случаях получается смешанная структура (П<sub>пл</sub> + П<sub>з</sub>).

ТО на зернистый перлит – это подкритический или надкритические отжики.

Подкритический: постепенный переход от П<sub>пл</sub> к П<sub>з</sub> – количество П<sub>з</sub> зависит от времени (при данной Т-ре), дисперсность – от температуры: чем ближе к Ас1 тем меньше дисперсность и ниже твердость.

Если неполный изотермический отжиг, то при завышении Т<sub>верх</sub> аустенит слишком гомогенизируется и смешанная структура П<sub>пл</sub>+П<sub>з</sub>, а Т<sub>нижн</sub> определяет дисперсность: чем она выше, тем твердость ниже.

Обработка на ЗП проводится не только для снижения твердости под резание, но и для повышения пластичности под ХПД (высадка, волочение, листовая штамповка и т.п.), тогда смешанная структура может быть неудовлетворительной.

Влияние химсостава на вид и положение С-кривых.

Увеличение содержания в стали углерода (до 0,8%) смещает С-кривые вправо, то есть стабилизирует аустенит. Легирующие элементы, за исключением Со и Al, также стабилизируют аустенит, так как снижают скорость диффузии С (могут и железа) и сами диффундируют медленно. Соответственно С-кривые сдвигаются вправо, критическая скорость закалки уменьшается, прокаливаемость увеличивается.

При этом карбидообразующие легирующие элементы изменяют вид С-кривых: получаются две пары С-кривых, одна – для перлитного превращения, другая – для бейнитного. Причем эти два превращения могут тормозиться легированием в разной степени, и пары С-кривых смещаются друг относительно друга по шкале времени. При этом одно из превращений может вообще подавляться.

Кроме легирования, на устойчивость А влияет и структура. Чем крупнее зерно (меньше поверхностная энергия), чем гомогеннее А, тем он стабильнее. Поэтому повышение температуры закалки может повысить прокаливаемость.

Влияет и субмикроструктура: чем больше дислокаций и других дефектов, тем больше энергия, аустенит менее стабильный. Поэтому пластическая деформация может сдвигать С-кривые влево и снижать прокаливаемость.

### Дополнение: структурное вырождение перлита

В доэвтектоидной стали с малым %С (-0,1%) при медленном охлаждении Ф эвтектоидный нарастает на зернах уже выделившегося Ф, а Ц остается в виде прожилков на границах этих зерен (не путать с третичным Ц). По этим прожилкам может идти разрушение, снижается способность листовой стали к глубокой вытяжке. Поэтому нельзя при рекристаллизационном отжиге повышать Т, чтобы не перейти Ас1, так как может появиться структурно-свободный Ц.

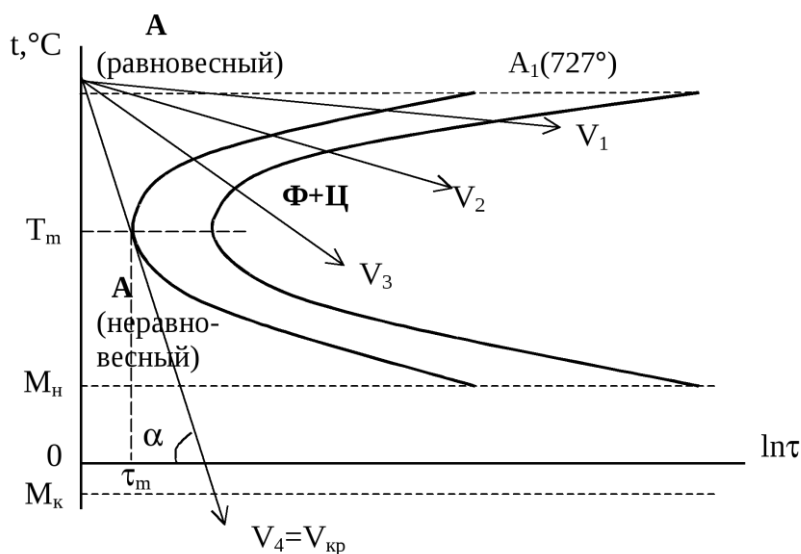
В заэвтектоидной стали также может вырождаться П при малых переохлаждениях (выше  $-700^{\circ}\text{C}$ ) с образованием вокруг Ц оболочки структурно-свободного Ф. Такое эвтектоидное ФП, идущее с разделением фаз, называется абнормальным. – нет характерного эвтектоидного строения. После снижения Т ниже  $700^{\circ}\text{C}$  абнормальный механизм сменяется нормальным, то есть, при ускоренном охлаждении нет абнормального перлита. Развитию абнормального превращения препятствует даже десятые доли % хрома и более 0,5% Мп. Но кислород способствует, поэтому при цементации твердой из  $\text{BaCO}_3$  образуется  $\text{O}_2$ , и в науглероженном слое образуется абнормальная структура (охлаждение в ящике медленное). Она вредна: при больших участках Ф надо выше Т аустенизации при нагреве под закалку, иначе «мягкие пятна».

В легированных сталях при определенных режимах (высокая Т нагрева, ускоренное охлаждение) бывают по ферриту выделения карбидов в виде тонких плотно расположенных цепочек, более стойкие против коагуляции, чем карбиды при отпуске М (так как в Ф меньше плотность дислокаций, чем в М).

### Мартенситное превращение

#### Термодинамика превращения

Если переохладить аустенит значительно ниже  $A_1$ , то при дальнейшем охлаждении ниже  $T_0$  возможно превращение А---М. Оно бездиффузионное, так как при температурах ниже  $450^{\circ}\text{C}$  нет диффузии железа, да и диффузия углерода идет с низкой скоростью.



**Мартенсит (М)** – пересыщенный раствор углерода в  $\alpha$ -железе. Но это не полная характеристика М в сталях (см. ниже).

Размер пор в ОЦК-решетке намного меньше размера атомов углерода (и азота). Рентгеноструктурный анализ показывает наличие у М в сталях тетрагональности ( $c/a=1+0,046\%\text{C}$ ), то есть решетка не ОЦК, а ОЦТ.

**Превращения диффузионные** – «нормальные» (например, А---П) и **бездиффузионные** – «мартенситные», идущие по сдвиговому или дислокационному механизму.

**Мартенситное** бездиффузионное превращение рассмотрено в теории и экспериментально. Показано, что его можно описать, подобно двойникованию, как



результат движения частичных дислокаций (так как полная дислокация решетку не изменяет). Движение дислокаций – это, по сути, пластическая деформация.

Бейн еще в 30-е годы показал (рис.2), что в решетке ГЦК «уже имеется готовая решетка ОЦТ» но здесь  $c/a = 1,41$ , а на деле в М не более 1,09.

То есть, должна происходить «аккомодирующая» деформация сжатия – «деформация Бейна».

Геометрия движения частичных дислокаций связано с ориентационными кристаллографическими соотношения (основное – «Курдюмова - Закса»: плоскости  $(111)A // (101)M$ , а направления  $[110]A // [111]M$ .

При этом мартенсит (в отличие от перлита) ориентирован по тому зерну аустенита, в котором он образуется.

### **Особенности мартенситного превращения (МП) в сталях**

А) Время инкубации = 0.

Б) Превращение идет в интервале температур  $M_n - M_k$ . Температуры  $M_n$  и  $M_k$  – константы для данной стали, в пределах реальных скоростей закалки не зависят от скорости охлаждения. Отметим, что при сверхвысоких скоростях охлаждения (более  $10^5$  град/с) температура  $M_n$  повышается до более высокого уровня.

В) МП невозможно подавить, увеличивая скорость охлаждения.

Г) Кристалл мартенсита растет с огромной скоростью (порядка звуковой), но только до какого-то размера (в пределах аустенитного зерна), после чего рост прекращается, размер далее не изменяется.

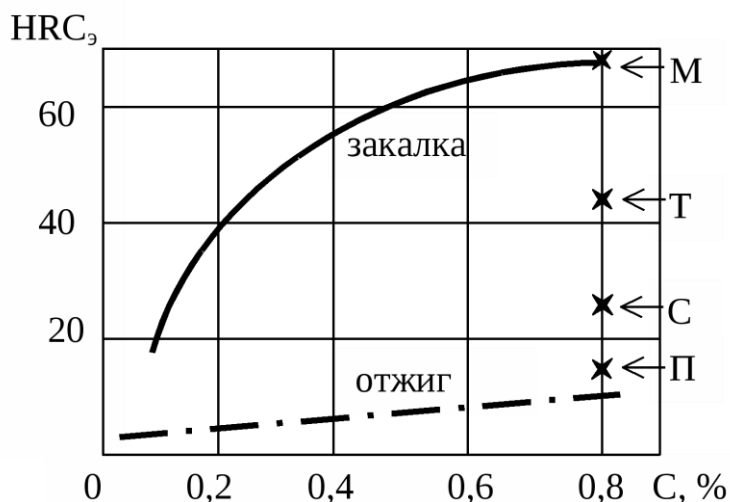
Д) Развитие превращения, рост % превращенного объема идет за счет появления новых кристаллов мартенсита.

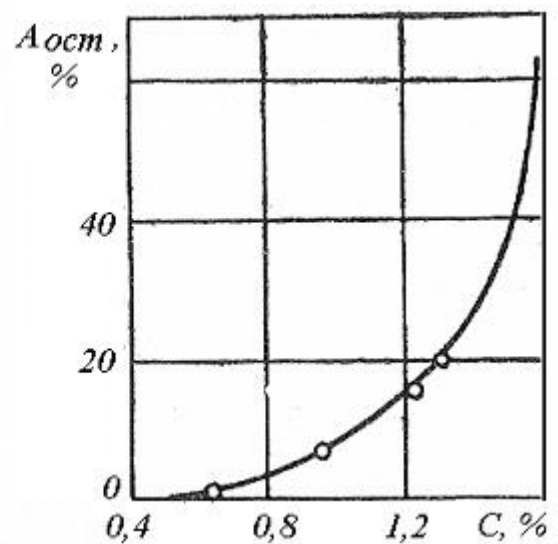
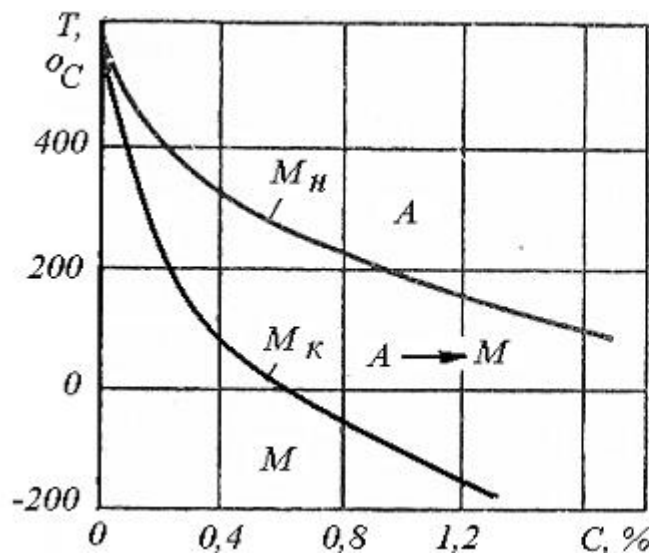
Е) Превращение идет только при непрерывном охлаждении в интервале  $M_n - M_k$ , при остановке температуры сразу останавливается и А----М.

Ж) Превращение не идет до конца, то есть, при достижении  $M_k$  имеем М + Аост (аустенит остаточный). Еще больше в стали Аост, если  $M_k$  ниже  $20^\circ\text{C}$ , а охлаждение при закалке только до комнатной температуры.

З) При А----М наблюдается рельеф на полированной поверхности, что подтверждает сдвиговый характер МП.

И) Твердость мартенсита зависит от %С в стали, чем больше %С, тем выше твердость, примерно при 0,4%С твердость выходит на уровень порядка 60HRC, далее повышается медленно до 63HRC - 67HRC. Твердость стали ниже твердости М в тем большей степени, чем больше после закалки в стали более мягкого Аост.





**Структурные особенности.** Кристалл (зерно) мартенсита имеет на шлифе иглообразную форму, а на самом деле – линзообразную. Игла М растет только в пределах зерна аустенита (рис.4), размер (балл) М зависит от зерна А. Различают крупно -, средне -, мелкоигольчатый, безигольчатый, скрытокристаллический мартенсит (в инструментальных сталях, при нагреве ТВЧ).

**Два структурных типа мартенсита:** пластинчатый (игольчатый, фермообразный, низкотемпературный, двойникованный)

и пакетный (реечный, высокотемпературный, недвойникованный).

В кристалле игольчатого М видна средняя линия – мидриб. Установлено, что сначала кристалл низкотемпературного М растет путем двойникования (это область мидриба), но из-за адиабатного эффекта температура локально повышается, и двойникование сменяется скольжением.

Установлено, что в мартенсите высокая, как в наклепаном металле, концентрация дефектов решетки, плотность дислокаций порядка  $10^{12} \text{ см}^{-2}$ , что связано с дислокационным механизмом МП.

Установлено (канд.дис. Ларина Д.М. 2009г.), что в низкоуглеродистых легированных мартенситных сталях (типа 12Х2Г2НМФБ,  $M_n = 360^\circ\text{C}$ ) при закалке образуется пакетный мартенсит, который после низкого отпуска ( $250^\circ\text{C}$ ) обладает максимальной конструктивной прочностью ( $\sigma_B = 1300 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{0,2} = 1065 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 15\%$ ,  $\psi = 60\%$ ,  $KCU = 16 \text{ Дж/см}^2$ ,  $KCV = 9 \text{ Дж/см}^2$ ,  $KCT = 5 \text{ Дж/см}^2$ ).

Таким образом, М – это не просто пересыщенный раствор углерода в а - Fe, но и фаза с очень высокой плотностью дислокаций.

Поэтому мартенситу при достаточно высоком содержании углерода (выше 0,35 – 0,4%) присуща высокая твердость (до 60HRC и выше) и низкая пластичность - вязкость (рис.3), что связывают в основном с примесным упрочнением, блокировкой дислокаций по механизмам Коттрелла, а также Снука. Отметим, что оба упрочняющих фактора (упрочнение в твердом растворе и упрочнение от высокой плотности дислокаций (по сути, деформационное упрочнение), повышают СПД в ущерб пластичности и вязкости).

В безуглеродистом железе и малоуглеродистой стали мартенсит достаточно пластичен (мала пересыщенность и упрочнение в твердом растворе), но имеет твердость порядка 200НВ (выше, чем у феррита – 80 – 90НВ), в основном, за счет высокой плотности дислокаций.

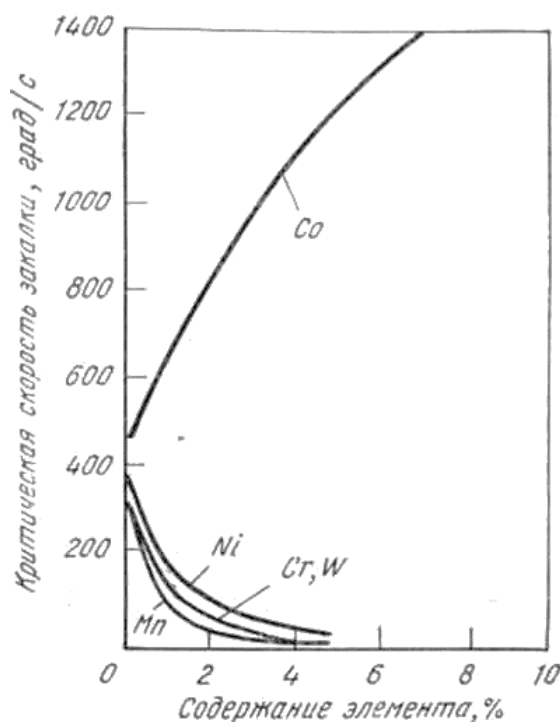
Достаточно пластичен и свежезакаленный М любых сталей, но через короткое время несколько десятков минут он теряет пластичность и вязкость – очевидно, на дислокациях успевают образоваться атмосферы Коттрелла.

#### **Влияние состояния аустенита на МП**

Чем стабильнее А, тем ниже точки  $M_n$  и  $M_s$ , тем больше количество  $A_{ост}$ .

Все факторы, которые сдвигают вправо С-кривые при превращении

А ---П, снижают Мн и Мк, увеличивают количество Аост. Это увеличение содержания в А углерода, легирующих элементов (кроме Со и А1), крупное зерно, гомогенизация А.



1. Мартенситное превращение в сталях идет только при непрерывном охлаждении, при остановке температуры в интервале Мн – Мк оно сразу прекращается и может возобновиться только при дальнейшем охлаждении. При этом температурная остановка может повлиять на дальнейший процесс, а именно – стабилизировать или дестабилизировать Аустенит. Также стабилизировать или дестабилизировать Аустенит может упругая или пластическая деформация во время охлаждения.

2. Особенности превращения А---М обусловлены его дислокационной природой.

Для движения дислокаций требуется наличие в плоскости скольжения (или двойникования) внутренних касательных напряжений, превышающих сопротивление движению дислокации со стороны различных барьеров (силы Пайерлса-Набарро, другие дислокации и дефекты, примеси в растворе и т.п.). Необходимые напряжения возникают при охлаждении вследствие градиента температур (термические напряжения), разности удельных объемов исходной и новой фаз (структурные или фазовые напряжения), анизотропии упругих характеристик.

В соответствие с моделью полюсного механизма (рис. 5), частичная дислокация, вращаясь со звуковой скоростью вокруг винтовой дислокации наращивает слой за слоем кристалл-линзу мартенсита. Движение дислокации возможно только при наличии когерентности на межфазной границе аустенит/мартенсит.

Пластическая деформация может идти скольжением или двойникованием, при этом соответствующие критические напряжения имеют разную зависимость от температуры. В соответствие со схемой, представленной на рис.6, для данной стали имеется критическая температура Тк, ниже которой деформация осуществляется двойникованием, а выше – скольжением. Поэтому у высокоуглеродистых сталей, легированных сталей, имеющих низкую Мн, получается игольчатый двойникованный Мартенсит.

Установлено, что мидриб представляет собой совокупность двойникованных плоскостей, то есть, двойник. Двойник растет с огромной скоростью, вследствие адиабатного эффекта температура в окружающем Аустените повышается, и, согласно схеме рис. 6, двойникование сменяется скольжением (в области мартенситной линзы вне мидриба).

Энергетический баланс превращения А----М записывается в обычном виде

$$\Delta F = -\Delta F_{об} + \Delta F_{пов} + \Delta F_{упр}$$

Большое различие удельных объемов А и М, а также сохранение когерентности фаз в процессе роста кристалла Мартенсита обуславливают большую величину отношения  $\Delta F_{упр}/\Delta F_{пов}$ . Поэтому кристаллы Мартенсита имеют пластинчатую (линзообразную) форму. Прекращение роста кристалла может произойти по двум причинам:

1.  $\Delta F_{упр}$  при росте кристалла увеличилась настолько (вследствие увеличения упругой когерентной энергии), что суммарный выигрыш энергии уменьшился до нуля,
2. еще до того, как выигрыш энергии уменьшился до нуля, напряжения на фронте роста кристалла (в устье линзы) достигло предела текучести, произошла значительная деформация, в результате которой нарушилась когерентность на межфазной границе.

В сталях (и большинстве других сплавов) всегда срабатывает вторая причина, в этом случае обратное сдвиговое превращение при нагреве невозможно, а обратное диффузионное - должно идти при  $T > T_0$ , но еще до нее произойдет распад Мартенсита на феррито-карбидную смесь.

Однако есть сплавы, в которых достигается термоупругое равновесие: при некоторой температуре  $T_r$   $\Delta F = 0$ . Тогда при снижении температуры ниже  $T_r$  увеличится объемная энергия и  $\Delta F_{об}$ , и кристалл подрастет, но при повышении температуры выше  $T_r$  кристалл будет уменьшаться дислокационным путем, то есть дислокации пойдут обратным путем.

Обратимость дислокационных путей лежит в основе эффекта памяти формы у сплавов, в которых можно при мартенситном превращении достигнуть термоупругого равновесия. Наиболее известный из этих сплавов нитинол (примерно по 50% никеля и титана).

Принцип использования эффекта памяти следующий. Создается объект (например, космическая антенна), затем при низкой температуре в интервале  $M_n - M_k$  он деформируется (свертывается, складывается для лучшей транспортабельности), а затем при нагревании восстанавливает первоначальную форму (уже на орбите). Здесь используется сходство дислокационной природы мартенситного превращения и пластической деформации.

Все барьеры движению дислокаций упрочняют аустенит и затрудняют рост мартенсита, соответственно, понижают  $M_n$ , увеличивают количество Аост. и, следовательно, стабилизируют Аустенит. Это объясняет, в частности, влияние углерода и легирующих элементов на стабилизацию Аустенита.

Удельный объем у Мартенсита существенно больше, чем у Аустенита. Поэтому в участках не превращенного аустенита возникает трехосное сжатие, в результате чего касательное напряжение, равное  $(\sigma_1 - \sigma_3)/2$ , снижается, а образование Мартенсита прекращается, что и является причиной сохранения

Аост даже при достижении  $M_k$ .

Как выше указывалось, остановка температуры в интервале  $M_n - M_k$  может стабилизировать аустенит: при снижении температуры после остановки превращение начинается не сразу (температурный гистерезис), и в итоге повышается количество Аост. Стабилизирующий эффект тем меньше, чем выше температура остановки. Наконец, при некоторой температуре  $M_s$  стабилизирующий эффект сменяется дестабилизирующим. Стабилизацию при остановке температуры в интервале  $M_s - M_k$  объясняют двумя причинами: релаксацией напряжений в устье растущего мартенситного кристалла и блокировкой подвижных дислокаций атомами примесей внедрения (С и N), то есть дисперсионным твердением по типу старения. Однако при повышении температуры до  $M_s$  и выше скорость диффузии С и N возрастает настолько, что быстро наступает перестаривание: коагуляция и укрупнение частиц, уменьшение их числа и, соответственно, увеличение расстояния между ними. В результате Аустенит разупрочняется и дестабилизируется.

С барьерным эффектом примесей связан и характер зависимости  $M_n$  от скорости охлаждения (рис. ). При обычных скоростях охлаждения примеси успевают блокировать дислокации в Аустените до начала мартенситного превращения, но при очень высоких скоростях этот процесс упрочнения Аустенита не успевает проходить в полном объеме,  $M_n$  растет. Наконец, достигаются такие скорости, когда блокировки вообще не происходит, после чего  $M_n$  далее не повышается.

Отметим еще автокаталитичность мартенситного превращения. Оно начинается при достижении внутренних касательных напряжений некоторой критической величины. При росте мартенситной линзы в ее вершине (устье) создается концентрация напряжений, которая порождает новые зародыши и так далее. Автокаталитичностью обусловлена так называемая взрывная кинетика, присущая некоторым сплавам, когда в момент начала превращения сразу образуется большое количество Мартенсита (десятки процентов превращенного объема). Правда, взрывной процесс после прекращается, вероятно, вследствие адиабатного эффекта. Отметим, что вообще кинетика Мартенситных превращений у разных сплавов может очень сильно различаться. Есть сплавы, у которых имеется инкубационный период, можно строить С-кривые (только последняя линия не означает 100% - е превращение: остаточный Аустенит всегда остается).

Если во время охлаждения на металл действуют напряжения, то температура  $M_n$  повышается с ростом величины действующего внешнего напряжения, Это можно объяснить введением дополнительной энергии (вдобавок к объемной), необходимой для начала превращения. Если приложенное напряжение выше предела текучести Аустенита, то малые пластические деформации также повышают  $M_n$  до некоторого «предельного» значения  $M_d$ . Однако большие пластические деформации искажают решетку, что затрудняют обеспечение когерентности при превращении и затрудняют образование Мартенсита. Аналогично может влиять предварительная пластическая деформация выше  $M_n$ .

Таким образом, особенности мартенситного превращения обуславливаются его сдвиговым механизмом и доказывают его сдвиговую природу.

## **Лекция 7**

### ***Промежуточное бейнитное превращение***

В углеродистой стали при изотермической выдержке в интервале « $T_{мин} - M_n$ » (500 – 250 °С) Аустенит превращается в структуру, называемую Бейнитом. Бейнитное превращение имеет черты и перлитного (наличие инкубационного периода), и мартенситного (не доходит до конца, рельеф на поверхности, игольчатая структура) превращений, поэтому называется промежуточным.

В основе бейнитного превращения, как и перлитного, и мартенситного, лежит полиморфное превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$ , которое здесь может идти только бездиффузионным путем, так как в интервале 500 – 250 °С диффузии железа нет.

Но диффузия углерода еще достаточно активна. Во время инкубационного периода он перераспределяется в неустойчивом переохлажденном аустените с образованием участков, обогащенных и обедненных углеродом.

В обогащенных участках могут выделиться карбиды – цементит или E-карбид (спецкарбиды не образуются, так как нет диффузии легирующих элементов).

В обедненных участках будет идти мартенситное превращение, когда при уменьшении концентрации углерода точка  $M_n$  повысится до температуры выдержки. Содержание углерода в этом мартенсите, следовательно, будет определяться температурой выдержки: чем выше  $T_{выд.}$ , тем меньше процент углерода.

Для роста пластинок мартенсита требуется отвод углерода, поэтому скорость мартенситного превращения здесь невысокая, контролируется диффузией углерода в аустените.

При  $T$  выд. выше  $350-400^{\circ}\text{C}$  еще до начала мартенситного превращения успевают выделиться кристаллы цементита, которые в структуре окажутся между пластинами мартенсита, что неблагоприятно. Дисперсность этого цементита невелика. Образующийся так называемый верхний бейнит имеет характерную перистую структуру «резаной соломой», отличается относительно невысокими механическими свойствами.

Нижний бейнит, образующийся в интервале ( $350^{\circ}\text{C} - M_n$ ), имеет мартенситоподобную игольчатую структуру. Карбиды здесь выделяются только внутри мартенситных пластинок, и так как плотность дислокаций высокая, то эта карбидная фаза очень дисперсная и равномерная. При выделении карбидов концентрация углерода в А-фазе снижается, и она уже может считаться ферритной, то есть происходит самоотпуск мартенсита (так как углерод при температурах выше  $250^{\circ}\text{C}$  достаточно подвижен).

Отсутствие относительно крупных карбидных выделений между зернами феррита, повышенная плотность дислокаций, дисперсная карбидная фаза внутри ферритных пластин обуславливают высокий комплекс механических характеристик нижнего бейнита.

В структуре стали после изотермической закалки, кроме бейнита, может присутствовать троостит (вследствие перекрытия пар С-кривых для перлитного и бейнитного превращений, что особенно очевидно у видоизмененных С-кривых многих легированных сталей).

При более низких температурах превращения, кроме собственно нижнего бейнита, имеется остаточный аустенит, который при охлаждении до нормальной температуры частично превращается в мартенсит. При оптимальном сочетании в структуре нижнего бейнита, Ауст и мартенсита достигаются свойства иногда даже выше, чем в улучшенной стали.

Изотермическая закалка на нижний бейнит является эффективным видом окончательной термической обработки сталей, к тому же не вызывающим значительных закалочных напряжений (но трудно не задеть С- кривые).

#### **Превращения при нагреве закаленной стали (отпуск)**

Основная цель: повышение пластичности и вязкости, снижение склонности к хрупкому разрушению, а также общая стабилизация структуры стали.

Признаки микроструктурные: усиление травимости при отпуске до  $400^{\circ}\text{C}$ .

Для высокоуглеродистой стали стадии: 1 -  $70-150^{\circ}\text{C}$  – уменьшение длины, 2 -  $150-300^{\circ}\text{C}$  – увеличение, 3 -  $300-350^{\circ}\text{C}$  - уменьшение.

Рентгеноструктурным анализом установлено: 1-я стадия связана с распадом М и возникновением неоднородной тетрагональности структуры, как следствие постепенного и неоднородного выделения углерода из твердого раствора.

После Отпуска при  $125-150^{\circ}\text{C}$  возникает неоднородная тетрагональность: линии (110) и (112) смещаются в сторону малых углов по сравнению с положением а-фазы отожженной стали, а линия (200) – в противоположную сторону.

Наряду с раствором с исходной концентрацией С появляется ТВ.раствор с около  $0,25\%C$  ( $c/a=1,01$ ). По мере отпуска количество обедненного раствора растет за счет исходного. Скорость процесса можно характеризовать временем полураспада: достижением равных объемов, при  $100^{\circ}\text{C}$  – 50 мин, при  $120$  – 8 мин., при  $140^{\circ}\text{C}$  – 2,3 мин, при  $160^{\circ}\text{C}$  – 45 с (это для стали с  $1,4\%C$ , если С меньше, то и время полураспада меньше).

Исчезновение отражений от ГЦК после  $240-260^{\circ}\text{C}$  обусловлено распадом Ауст.

Сохраняется большая размытость интерференционных линий, но они уже не смещены по отношению к линиям а-железа. После  $300\text{C}$  появляются линии цементита – на 3-й стадии.

В закаленной стали присутствуют две нестабильные фазы - мартенсит и аустенит (обе – пересыщенные твердые растворы, но при этом мартенсит еще и подобен наклепанной фазе, поэтому в нем при нагреве идут и процессы распада (старения), и процессы возврата первого и второго рода, даже рекристаллизация. В этом ситуация похожа на старение цветных термоупрочняемых сплавов при НТМО – некоторое

**различие может быть связано с различием гомологических температур протекания двух типов процессов**), которые при нагревании превращаются в более стабильную ферритокарбидную смесь. Ход превращения можно изучать методами микроструктурного, магнитного, дилатометрического анализа.

Температурные зависимости намагниченности насыщения и длины образцов для углеродистой стали аналогичны (рис.1), они позволяют выделить на температурной шкале четыре стадии отпуска.

На первой стадии (80 – 200 °С) отмечается уменьшение длины (за вычетом естественного температурного расширения) образца и намагниченности.

Известно, что удельный объем уменьшается в порядке «мартенсит – бейнит – перлит – аустенит». Уменьшение длины на первой стадии объясняется началом распада пересыщенного мартенсита.

При температурах выше 80 – 100 °С углерод приобретает подвижность, достаточную не только, чтобы продиффундировать к ближайшим дислокациям (при 20С за 1-2 часа образуются атмосферы Коттрелла, и достаточно пластичный «свежий» мартенсит становится хрупким), но и образовать сегрегации или кластеры. Их количество и размеры увеличиваются, возникают когерентные пластинки или стерженьки E – карбида, гексагональная решетка которого хорошо сопрягается с решеткой высокоуглеродистого мартенсита: (0001)<sub>к</sub> // (011)<sub>м</sub> (экспериментально установлены и другие разновидности промежуточных карбидных фаз, их наличие и очередность зависит от химсостава стали).

Вокруг частичек участки мартенсита обеднены углеродом, в результате возникает неоднородная тетрагональность мартенсита, определяемая рентгеноструктурным анализом (вокруг частички  $c/a \approx 1$ , вдали  $c/a > 1$ ).

Выделение карбидов и уменьшение количества ферромагнитного мартенсита приводит к уменьшению намагниченности насыщения на первой стадии.

Естественно, процесс распада продолжается и на второй стадии. «Аномальный» в этой связи рост длины и намагниченности обусловлен тем, что в области 200-300 °С немагнитный плотноупакованный аустенит (остаточный) превращается в мартенсит. Этот процесс связан с перераспределением углерода и подобен бейнитному превращению. В образовавшемся из аустенита мартенсите идут вышеописанные процессы распада, и концу второй стадии структура однородная: мартенсит и карбиды.

Развитие процесса распада при росте температуры связано с ростом скорости и «путей» диффузии углерода, укрупнением карбидных частиц. Равновесная концентрация углерода около частицы обратна ее размеру. Поэтому между соседними (на расстоянии «пути» диффузии) частицами разных размеров под действием перепада (градиента) концентрации возникает нормальная выравнивающая диффузия, обеспечивающая перекачку вещества (здесь углерода) от мелкой частицы к крупной – это процесс коагуляции.

В итоге средний размер частиц растет, их число уменьшается, среднее расстояние между ними увеличивается, а концентрация углерода в мартенсите уменьшается. Устанавливается связь между температурой отпуска, средним размером частиц (при 400 °С  $\approx 0,3$  мкм, при 600 °С  $\approx 1$  мкм, при 700 °С – 3 мкм), концентрацией углерода в мартенсите (при 200 °С  $\approx 0,3\%$ , при 300 °С  $\approx 0,2\%$ , при 400 °С  $\approx 0,1\%$ ).

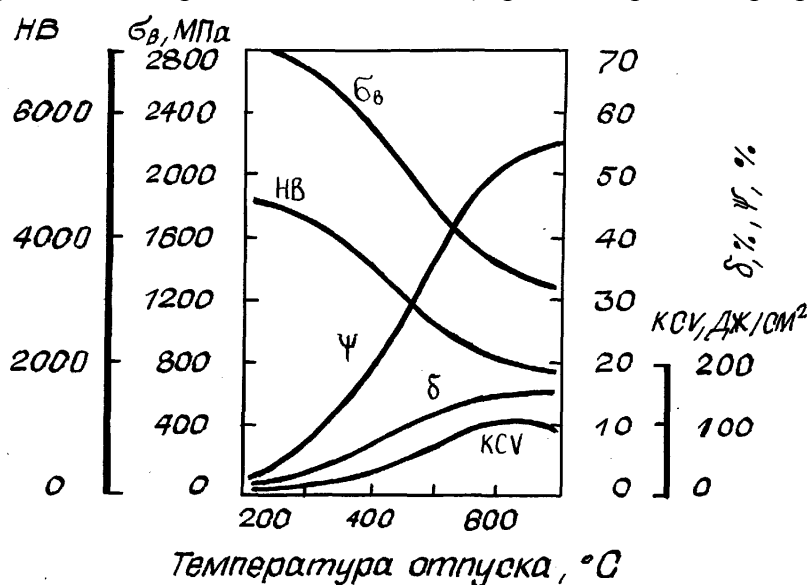
При температурах выше 250°С с решеткой мартенсита уже лучше сопрягается ромбическая решетка стабильного карбида - цементита. Происходит замена  $\epsilon$ -карбида на цементит (особенно активно в интервале 300 - 400 °С).

При низких температурах это дисперсные пластины, полукогерентные мартенситной матрице. Пока сохраняется когерентность (до 300 – 350 °С) рост пластины вызывает увеличение упругих напряжений и упругой энергии, что «термодинамически» тормозит процесс.

На третьей стадии отпуска происходит «срыв» когерентности. Значительно снижаются внутренние упругие напряжения (на второй стадии они могли повышаться при превращении Аост.), тетрагональность мартенсита уже не выявляется экспериментально, после 400 °С переход мартенсита в феррит заканчивается, начинается интенсивная коагуляция и одновременно сфероидизация цементитных частиц. Одновременно проходят процессы возврата в «наклепанном» мартенсита, перестройка дислокационной структуры, но развитие этих процессов сдерживается частицами карбидных выделений, закрепляющих дислокации, мало- и высокоугловые границы. Заметные изменения дислокационной структуры по данным электронной микроскопии отмечается после 400 °С: резкое в доли секунды падение протяженности дислокационных стенок (малоугловых границ). Игольчатый характер структуры сохраняется до высоких температур отпуска (550 – 600С), что говорит о торможении рекристаллизационного процесса.

Таким образом, снижение уровня внутренних напряжений на третьей стадии может быть связано с потерей когерентности цементитных частиц, уменьшением плотности дислокаций и других дефектов решетки, уменьшением дисперсности структуры. Одновременно отмечается увеличение плотности стали, что может быть обусловлено уменьшением количества дефектов решетки, тетрагональности мартенсита, снижением напряжений, залечиванием микронесплошностей, возникших при закалке.

На четвертой стадии развиваются процессы коагуляции и сфероидизации, в некоторых сталях теряется игольчатость (вероятно, проходит рекристаллизация).



На протекание процессов при нагреве закаленной стали сильно влияет химсостав. При низком содержании углерода, когда мартенсит не является пересыщенным раствором, при нагреве идут только процессы полигонизации и рекристаллизации. Легирующие элементы практически не диффундируют и не перераспределяются до температур порядка 450 – 500С. Кроме того, они затрудняют диффузию и перераспределение углерода. Их влияние проявляется в замедлении роста карбидных частиц, задержке превращения Аост., возврата и рекристаллизации. При температурах выше 450 – 500 °С начинается перераспределение легирующих элементов между твердым раствором и карбидной фазой, образуются спецкарбиды, повышенной дисперсности, стойкие к коагуляции и росту, задерживающие полигонизацию и рекристаллизацию. Сильные карбидообразующие элементы в больших количествах могут существенно изменять процессы, происходящие при нагреве закаленной стали и последующем охлаждении (например, вторичная закалка при охлаждении после отпуска в быстрорежущей стали).



В практике термической обработки различают низко-, средне- и высокотемпературный отпуск. В общем с повышением температуры отпуска твердость снижается, а пластичность и вязкость повышаются. Назначение отпуска: повышение вязкости и снятие напряжений.

Закалка увеличивает сопротивление пластической деформации за счет: твердорастворного упрочнения, границ зерен (мелкая структура), высокой плотности дефектов, в основном, дислокаций. При испытаниях на сжатие, на кручение прочность очень высокая.

При отпуске должно быть дисперсионное твердение (у цветных сплавов при старении так). Но углерод очень подвижен, он успевает образовать сегрегации на дислокациях уже в период закалочного охлаждения, причем это может быть стадия максимального упрочнения ((И после закалки свежий мартенсит упрочняется в течение 1 – 2 часов)). Это твердорастворное упрочнение. При отпуске выделяются  $\epsilon$ -карбиды, твердый раствор обедняется углеродом, что может вызвать большее разупрочнение, чем упрочнение от выпадающей карбидной фазы. Также разупрочнение от: потери когерентности и снятия упругих напряжений, коагуляции карбидов и увеличения расстояния между частицами, развития возврата и рекристаллизации.

Температуры низкого отпуска углеродистых, низко- и среднелегированных сталей порядка 120 – 250 °С. Получается структура, состоящая из отпущенного или кубического мартенсита ( $c/a = 1$ ), аустенита остаточного и небольшого количества карбидной фазы (E-карбиды). Твердость, как после закалки: при содержании 0,4%С и более порядка 55 – 60НРС. Уменьшение закалочных напряжений при низком отпуске несколько повышает вязкость и прочность стали, что обеспечивает работоспособность режущего и мерительного инструмента. В случае конструкционных сталей низкий отпуск может применяться только для легированных малоуглеродистых сталей. Отметим, что в высоколегированных быстрорежущих сталях отпущенный мартенсит сохраняется до температур порядка 600 °С.

При среднем отпуске (350 – 450 °С) твердость углеродистых и низколегированных сталей существенно снижается. Структура - троостит отпуска, как правило, не обеспечивает достаточной вязкости в конструкционных сталях. Применяется редко – когда требуется сочетание высокой прочности и упругости (для рессор и пружин) при достаточной вязкости. Для штампов.

Высокий отпуск (при улучшении) при 450 – 650 °С на сорбит отпуска обеспечивает наилучшее для деталей машин сочетание прочности, вязкости, усталостной прочности.

**Легирующие** элементы влияют на все 4 превращения в основном в связи с замедлением диффузии, трудностью перераспределения их и углерода: затрудняют гомогенизацию аустенита, стабилизируют аустенит при охлаждении сдвигают вправо С-кривые и изменяют их форму, понижают  $M_n$  и  $M_k$ , увеличивают  $A_{ост}$ .

Задерживают 2-4 стадии отпуска, изменяют природу карбидов и через это повышают стойкость против отпуска (теплостойкость, раньше называли красностойкость) – снижение твердости смещается от 200-300 °С до 450-550 °С и выше, что особо важно для инструмента. Добавки титана, Мо, У, вольфрама – дают вторичную твердость после отпуска на 500-600 °С: 1) образование кластеров из этих атомов и С или замена относительно грубых частиц карбидов цементитного типа  $Me_3C$  значительно более дисперсными выделениями спецкарбидов ( $Cr_2C_3$  – слабо влияет, быстро коагулирует при 550 °С, но  $Mo_2C$  и особенно Вольф $_2$ С – эффективно (коэф. Диффузии Вольфр. Меньше, чем у Мо – у него  $T_{пл.} - 3600$  °С). При этом параллельно увеличивается вязкость, так как у крупных частиц Цементита быстрее зарождаются микротрещины. 2) вторичная закалка – в быстрорезе, стали типа Х12М.

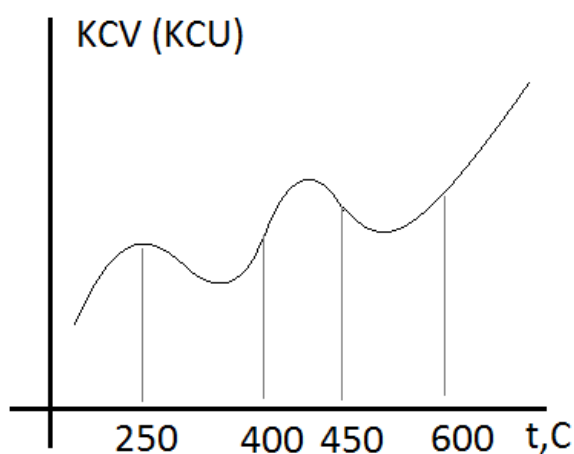
### **Проблемы отпуска**

- 1) **нарушение режима:** если твердость занижена, то надо провести

дополнительный отпуск при более высокой температуре, если твердость занижена, то только повторная закалка и новый отпуск при более низкой температуре.

2) **отпускная хрупкость (ОХ)**. Проблема возникла, когда пошли легированные стали: крупные изделия (орудия и т.п.) трудно охладить с большой скоростью. На графиках Уд.Вязк. – два провала:

250 – 400 °С – необратимая ОХ (если сначала отпустить при более высоких Т, повторный средний отпуск не возвращает в хрупкое состояние). Проявляется четче у МУС легированных, так как у них сравнительно высокая Уд.В. при отпуске до 250°С. Она не зависит от скорости охлаждения. Очистка от вредных примесей (фосфора, мышьяка и др.) несколько улучшает вязкость. Объясняют неблагоприятным сочетанием Ф-К (в речном Мартенсите тонкие прослойки Ауст. между рейками повышают Уд.В., когда они распадаются при – 300 °С, там прослойки (пленки) карбидов (ЛЭ задерживающие распад Ауст. сдвигают проявление ОХ 1 рода к более высоким Т). Устранять не умеют – применяют средний отпуск ограничено (в основном для рессор, пружин).



Второй провал на кривой КСИ – Тотп. – при 450 – 600 °С – при медленном охлаждении. Эта хрупкость 2-го рода – обратимая (нагреть снова до 550 - 600 °С (даже кратковременно) и быстро охладить – КСИ восстановится, но потом можно снова охрупчить отпуском при 450-600 °С или выше с медленным охлаждением. Отметим, что охрупчивание вернее выявляется не по величине КСИ при 20 °С, а по **Тхр.** – температуре хладноломкости (при 20 °С можно ошибиться, как и при –60 °С, например – рис. ).

УС с менее 0,5%Мп не склонны к ООХ (обратимой), она проявляется только у ЛС (лег.ст.), причем особенно вредны – Хром, Никель, Марганец (основные ЛЭ), особенно совместно. 0,2-0,3% Мо ослабляет ООХ, но если больше – усиливает. ООХ тем слабее, чем меньше %С.

Но ЛС очень высокой чистоты совершенно не склоны к ООХ, которую вызывают Фосфор, Сурьма, Олово, Мышьяк. Время охрупчивания – С-образным кривым: при – 500 °С начальные стадии ООХ (например, по Тхр.) наступают значительно быстрее (выступ С-кривой – рис. ). Структура стали в состоянии ООХ – Ф+К, разрушение преимущественно по границам исходных аустенитных зерен. Чем крупнее исходное зерно, тем больше сдвиг Тхр. при ООХ.

Важно, что охрупчивание в интервале 450-600 °С происходит не только после закалки, но и в меньшей степени при структуре Бейнита, и еще в меньшей – при перлитной структуре (общее явление - тепловая хрупкость) – причем во всех случаях охрупчивание обратимо. Стали, склонные к ООХ, рекомендуется и при отжиге ускоренно охлаждать в опасном интервале.

Считали, что в основе ООХ – «растворение – выделение» по ГЗ (границам зерен А-та) фосфидов и т.п., которые при нагреве до 650 °С растворяются, а затем при медленном охлаждении снова выделяются. Однако, электронная микроскопия показала: нет особых

выделений по ГЗ при ООХ. Оказалось (Оже – спектроскопия химсостава (концентрации элемента) тонких слоев) – не выделения, а повышение концентрации (в десятки-сотни раз (до нескольких процентов Р и др.– равновесные сегрегации толщиной в несколько атомных диаметров) вредных примесей (гирофильных) – отсюда повышенная травимость ГЗ в пикриновой кислоте в состоянии ООХ (метод определения величины зерна). Сцепление между зернами уменьшается (портятся границы – как, например, при окислении). По схеме хладноломкости по А.Иоффе, уменьшается сопротивление разрушению (здесь – межзеренному). Если Т отп. уже при ООХ ( и достигнута равновесная концентрация Р на ГЗ) повышается, то снижается Предел текучести и Тхр. может несколько снизиться (поэтому на зависимости Тхр –Тотп. бывает максимум). Чем меньше %Р в стали, тем «С-кривые» правее, то есть меньше склонность к ООХ. В основном ООХ связана с фосфором (Р)

Важно, что в УС сегрегация Р и др. мала и нет ООХ., а в присутствии Мп, хрома, никеля –резко увеличивается сегрегация Р и др. и самих ЛЭ (в сверхчистых сталях сегрегации ЛЭ нет). То есть именно взаимодействие (парное и более) ЛЭ и вредной примеси способствует их совместной сегрегации. Кроме того, ЛЭ повышают Предел текучести, что по схеме Иоффе повысит Тхр. (это вообще, ЛЭ (как и С) в тв. растворе повышают прочность, но и Тхр., кроме никеля, правда). Чем крупнее зерно исходного А-та, тем выше Тхр. в состоянии ООХ.

Основные меры борьбы с ООХ: 1) уменьшение % вредных примесей, 2)ускоренное охлаждение с Тотп. выше 600 °С (но трудно в сердцевине крупных изделий), да и трещины могут - при сложной форме), 3) введение 0,2 – 0,3%Мо, 4)ВТМО.