

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное агентство по образованию
Южно-Уральский государственный университет
Кафедра физического металловедения и физики твёрдого тела

621.74 (07)
И15

Х.М.Ибрагимов, В.И.Филатов, В.Л. Ильичёв

**ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ**

Учебное пособие

Челябинск
Издательский центр ЮУрГУ
2009

УДК [621.74:669.14] (075.8)

*Одобрено
учебно-методической комиссией
физико-металлургического факультета.*

*Рецензенты: доц., к.т.н. Р.З. Нагамазьянов,
зам. главного металлурга ОАО «ЧТЗ» В.П. Фокин*

Ибрагимов, Х.М.

И15 Основы технологических процессов термической обработки стали: учебное пособие / Х.М. Ибрагимов, В.И. Филатов, В.Л. Ильичёв – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2009. – 68 с.

Учебное пособие по курсу «Материаловедение» предназначено для студентов специальностей: 150202 – «Оборудование и технология сварочного производства», 150802 – «Гидравлические машины, гидроприводы и гидропневмоавтоматика», 151001 – «Технология машиностроения», 151002 – «Металлообрабатывающие станки и комплексы», 190201 – «Автомобиле- и тракторостроение», 190601 – «Автомобили и автомобильное хозяйство», 190701 – «Организация перевозок и управление на транспорте» и 190702 – «Организация и безопасность движения» заочного инженерно-экономического факультета ЮУрГУ.

Излагаются основные положения технологических процессов, имеющих место при термической обработке сталей. Будет полезно студентам при выполнении контрольных работ по курсу «Материаловедение», а также курсовых проектов по специальным дисциплинам и выпускной квалификационной работы.

УДК [621.74:669.14] (075.8)

© Издательский центр ЮУрГУ, 2009.

ВВЕДЕНИЕ

Термическая обработка заключается в целенаправленном изменении структуры и свойств металлов и сплавов методом теплового воздействия. Она является составной частью большинства технологических процессов изготовления деталей машин, инструмента и полуфабрикатов, так как позволяет в широких пределах изменять механические, физико-химические и технологические свойства металлов и сплавов (табл. 1).

Таблица 1

Эффективность термической обработки

Сплавы	σ_B , МПа	
	до термической обработки	после термической обработки
Углеродистые стали	350...600	700...1200
Легированные конструкционные стали	500...700	1000...2200
Высокопрочные чугуны	300...400	600...1000
Алюминиевые сплавы	150...240	300...600
Титановые сплавы	600...800	1200...1400

Термическая обработка может быть как промежуточной операцией, которая подготавливает структуру и улучшает технологические свойства для последующих операций (обработки давлением или резанием), так и окончательной, при которой формируются требуемые структура и свойства.

Любой вид термической обработки состоит из нагрева до оптимальной температуры, регламентированной выдержки при этой температуре и охлаждения по определенному режиму. Она может быть весьма сложной и включать несколько циклов нагрева и охлаждения, ступенчатый нагрев и охлаждение и т.д.. Термическая обработка может выполняться и в сочетании с другими воздействиями, например, с пластической деформацией (термомеханическая обработка) или насыщением поверхностных слоев металла одним или несколькими элементами (химико-термическая обработка).

1. КРИТИЧЕСКИЕ ТОЧКИ СТАЛИ

Основой для изучения процессов при термической обработке стали являются фазовые превращения в системе железо–цементит (рис. 1).

Температуры, при которых в металлах и сплавах происходят фазовые превращения, называют критическими точками. Обозначают их в сталях буквой «А» с индексами. В термической обработке оперируют критическими точками A_1 , A_3 и A_{cm} .

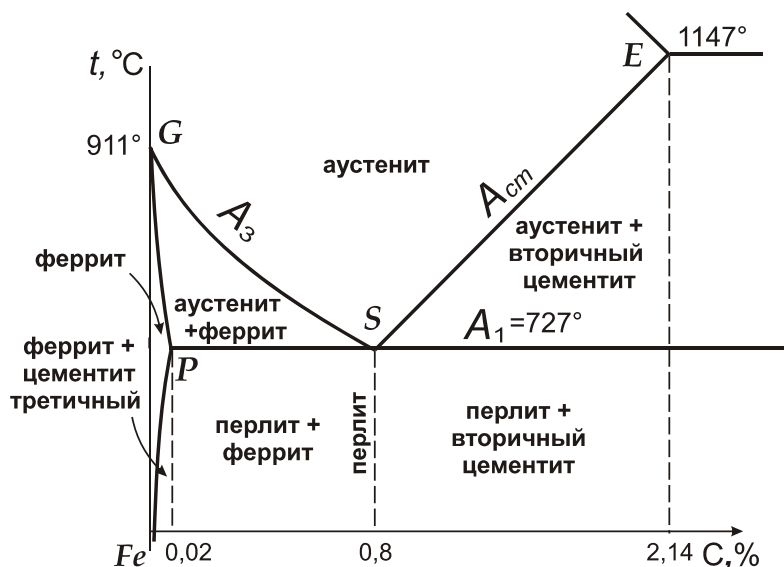


Рис. 1. «Стальной» участок диаграммы состояний железо–цементит

Критическим точкам A_1 соответствует линия PSK, точкам A_3 – GS, а точкам A_{cm} – ES. Однако у одной и той же стали эти точки имеют разные значения при нагреве и охлаждении. Поэтому критические точки, определённые при нагреве, обозначают с дополнительным индексом «с» (A_{c1} , A_{c3} , A_{cm}), а при охлаждении – «r» (A_{r1} , A_{r3} , A_{rcm}). Найти критические точки сталей можно в справочниках (матричниках).

2. ВИДЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Вид термической обработки определяется типом фазовых и структурных превращений, происходящих в металлах и сплавах при тепловом воздействии. Основными видами термической обработки стали являются отжиг, закалка, отпуск, а также цементация, азотирование и нитроцементация, относящиеся к химико-термической обработке.

Отжиг – это термическая обработка, обеспечивающая достижение равновесного или близкого к нему состояния. Сталь после отжига имеет феррито-карбидную структуру (ФКС) и обладает низкой твёрдостью и прочностью, но высокой пластичностью и вязкостью, то есть отжиг – *смягчающая обработка*. Есть несколько разновидностей отжига: полный, неполный, низкотемпературный и т.д.

Полный отжиг является основным видом предварительной термической обработки *доэвтектоидных* сталей. Он проводится для снятия внутренних напряжений, снижения твёрдости и улучшения обрабатываемости резанием, а также для измельчения зерна и получения более однородной структуры. Нагрев при полном отжиге проводят выше точки A_{c3} , то есть до аустенитного состояния, а охлаждают медленно (с печью). При такой обработке происходит *полная структурная перекристаллизация*, то есть вместо исходной, как правило, крупнозернистой структуры образуются новые зёрна, мелкие, если аустенит, полученный после нагрева, был мелкозернистым (рис. 2).

При *неполном отжиге* сталь нагревают в межкритический интервал температур, то есть выше A_{c1} , но ниже A_{c3} или A_{cm} . В доэвтектоидных сталях при этом отжиге происходит только *частичная структурная перекристаллизация*: в аустенит превращается лишь перлит, а большая часть избыточного феррита остаётся без изменений. Поэтому неполный отжиг для этих сталей применяется лишь в тех случаях, когда структура стали, сформировавшаяся при предшествующих технологических операциях, имеет достаточно мелкое зерно и в ней нет грубых ферритных включений, а требуется только несколько снизить твёрдость для улучшения обрабатываемости резанием и снять внутренние напряжения.

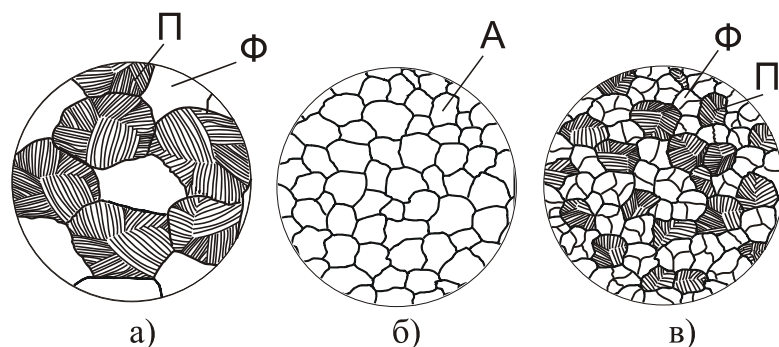


Рис. 2. Схема изменения структуры доэвтектоидной стали при полном отжиге: а) исходная – феррит (Ф) и перлит (П); б) после нагрева – аустенит (А); в) после медленного охлаждения (феррит и перлит)

Для *заэвтектоидных сталей отжиг* с нагревом в *межкритический интервал температур* ($A_{c1}...A_{cm}$) является *основным видом предварительной термической обработки*. Его целью является получение структуры с глобулярной формой цементита (зернистого перлита). Зернистый перлит по сравнению с пластинчатым обладает меньшей твёрдостью и большей пластичностью и вязкостью, что обеспечивает лучшую обрабатываемость резанием и хорошую штампуемость. Неполный отжиг заэвтектоидных сталей называют *сфероидизирующим* или *отжигом на зернистый перлит*.

Низкотемпературный отжиг заключается в нагреве стали до температур, лежащих ниже точки A_{c1} . После окончания выдержки охлаждение обычно проводится на воздухе. Такой отжиг применяется в основном для конструкционных легированных сталей для снижения остаточных напряжений и уменьшения твёрдости, что позволяет улучшить обрабатываемость резанием. При низкотемпературном отжиге фазовых превращений не происходит, а имеет место только *сфероидизация и коагуляция (коалесценция)* карбидных частиц (см. стр. 19).

Разновидностью отжига является *нормализация*, при которой сталь нагревают до аустенитного состояния (свыше A_{c3} или A_{cm}), а охлаждение проводят на спокойном воздухе. При этом охлаждение на воздухе должно обеспечить формирование феррито-карбидной структуры. Если же после охлаждения на воздухе в структуре стали появляются другие структуры (например, мартенсит), то такую обработку нельзя называть нормализацией.

Окончательная термическая обработка большинства деталей машин и инструмента заключается в закалке и отпуске.

Закалка – это термическая обработка, при которой получают крайне неравновесные структуры. Основной структурой закалённой стали является *мартенсит*, обладающий повышенной твёрдостью и прочностью, зависящих от содержания в нём углерода. Поэтому для большинства сталей закалка – *упрочняющая обработка*. При закалке сталь нагревают до аустенитного состояния и после необходимой выдержки охлаждают со скоростью, большей или равной критической скорости закалки ($V_{кр}$).

Закалка не является окончательной операцией термической обработки. Чтобы уменьшить напряжения, возникшие в стали при закалке, и получить требуемые механические свойства, *закалённая сталь* обязательно подвергается *отпуску*, то есть нагреву до температур, не превышающих критическую точку A_{c1} , и медленному охлаждению. С повышением температуры отпуска у большинства сталей твёрдость и прочность снижаются, а пластичность и вязкость повышаются.

3. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

При термической обработке протекают определённые фазовые превращения, в результате которых формируются окончательная структура и свойства стали.

3.1. Образование аустенита при нагреве

В большинстве видов термической обработки сталь нагревают выше критических точек, то есть до аустенитного состояния. Такая операция называется *аустенитизацией*. Образование аустенита в углеродистой эвтектоидной стали происходит путём возникновения его зародышей на границах раздела фаз феррит/цементит и последующего роста их за счёт этих фаз. В процессе превращения сначала исчезает феррит, а затем уже цементит. После растворения цементитных частиц концентрация углерода в различных участках аустенита неодинакова: в тех местах, где был феррит, она понижена, а в участках, где находился цементит, повышена. Поэтому для выравнивания содержания углерода по объёму (*гомогенизации* аустенита) требуется дополнительная выдержка.

Легирующие элементы замедляют процесс образования аустенита, так как они затрудняют растворение карбидной фазы из-за малой скорости диффузии легирующих элементов. Поэтому для получения однородного по составу аустенита в легированных сталях требуется более длительный нагрев.

В момент окончания перлитно-аустенитного превращения сталь состоит из большого количества *мелких зёрен* аустенита. Дальнейший нагрев приводит к самопроизвольному росту аустенитных зёрен. Чем выше температура и больше длительность выдержки, тем крупнее зерно. Однако склонность к росту зерна аустенита у разных сталей неодинакова: у одних зерно начинает быстро расти уже при небольших перегревах выше критических точек (такие стали называют *наследственно крупнозернистыми*), а у других мелкое зерно сохраняется до темпе-

ратур, значительно превышающих критические точки, а только затем происходит бурный рост зёрен (*наследственно мелкозернистые стали*).

Почти все легирующие элементы задерживают рост аустенитного зерна (исключение – марганец, способствующий укрупнению зёрен). Наиболее сильно тормозят рост зёрен аустенита карбидообразующие элементы (Cr, Mo, W, V, Nb и Ti), если они образуют свои карбиды. Чем устойчивее эти карбиды при нагреве, тем до более высоких температур сохраняется мелкое зерно аустенита (например, карбиды ванадия начинают растворяться в аустените лишь при 1100 °С).

Размер аустенитного зерна является важной характеристикой стали, влияющей на её свойства. Хотя при охлаждении аустенит распадается и при комнатной температуре его в большинстве случаев нет, но формирование продуктов превращения происходит в пределах каждого аустенитного зерна. Поэтому чем крупнее аустенитное зерно, тем грубее образующиеся продукты распада аустенита, тем ниже у стали пластичность и ударная вязкость и выше порог хладноломкости. В связи с этим после нагрева, за очень малым исключением, необходимо иметь *мелкозернистый аустенит*.

3.2. Превращения аустенита при охлаждении

Аустенитизация – только первый этап большинства видов термической обработки стали. Очень важной операцией является последующее охлаждение до комнатной температуры, так как именно при охлаждении формируются окончательная структура и служебные свойства стали.

Для изучения кинетики превращения аустенита при охлаждении используют *диаграммы изотермического распада*, которые строят по экспериментальным данным. Тонкие образцы исследуемой стали подвергают нагреву до аустенитного состояния, затем быстро переохлаждают ниже критических точек до той или иной температуры и выдерживают при этой температуре до завершения превращения аустенита или его приостановки. В ходе выдержки каким-либо способом (магнитным, микроструктурным и др.) регистрируют степень превращения и строят кинетическую кривую распада аустенита для данной температуры $t_1 < A_1$ (рис. 3).

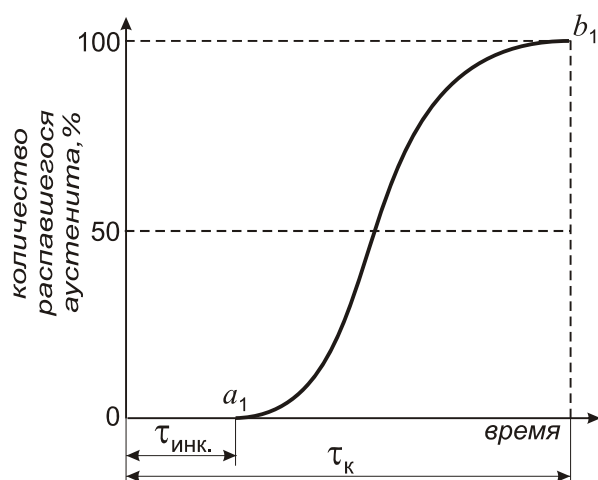


Рис. 3. Кинетическая кривая распада переохлаждённого аустенита по диффузионному механизму

Из рис. 3 видно, что распад аустенита начинается не сразу, а через некоторое время (в точке a_1). Время до начала превращения аустенита при данной температуре называют *инкубационным периодом* ($\tau_{\text{инк}}$), а аустенит, который некоторое время ниже критической точки A_1 остается непревращённым – *переохлаждённым*.

Кинетические кривые строят для нескольких температур, лежащих ниже A_1 . Далее переходят к построению диаграммы изотермического превращения переохлаждённого аустенита в координатах «температура – десятичный логарифм времени». Для этого из кинетических кривых определяют моменты начала (a_1, a_2, a_3 и т.д.) и конца (b_1, b_2, b_3 и т.д.) превращений при каждой температуре (t_1, t_2, t_3 и т.д.) и одноименные точки соединяют плавными кривыми. Также на диаграмму в виде горизонтальных линий наносят критические точки стали и температуры начала и конца мартенситного превращения M_H и M_K .

Эти диаграммы сокращенно называют «С-образными», так как между A_1 и M_H имеются две линии, похожие на русскую букву «С».

Диаграмма изотермического превращения переохлаждённого аустенита углеродистой эвтектоидной стали приведена на рис. 4.

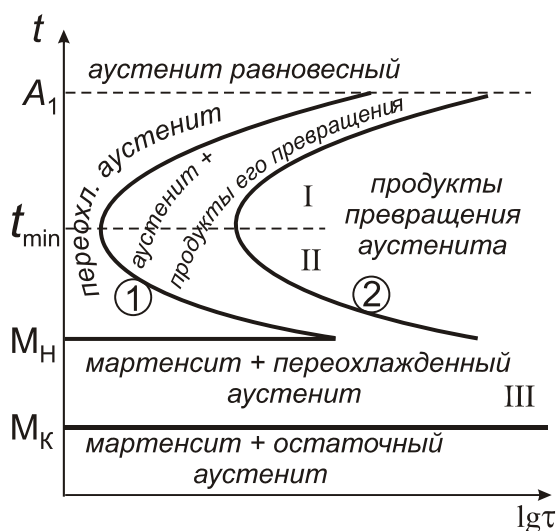


Рис. 4. Диаграмма изотермического превращения переохлаждённого аустенита стали У8 ($M_H=230\text{ }^\circ\text{C}$, $M_K=-80\text{ }^\circ\text{C}$). Цифры: 1, 2, I, II и III – пояснения в тексте

На диаграмме кривая 1 характеризует начало, а кривая 2 – конец распада переохлаждённого аустенита. Расстояния от оси ординат до кривой 1 соответствуют инкубационным периодам при различных температурах. Инкубационный период характеризует *устойчивость* переохлаждённого аустенита. Видно, что с понижением температуры устойчивость переохлаждённого аустенита уменьшается, достигает минимума, затем увеличивается. У стали У8 $\tau_{\text{инк}}$ при $700\text{ }^\circ\text{C}$ составляет около $7\dots 8$ с, при $550\text{ }^\circ\text{C}$ – $0,7\dots 0,8$ с, а при $300\text{ }^\circ\text{C}$ – $50\dots 60$ с.

В зависимости от механизма превращений и строения образующихся структур весь интервал температур, в котором происходит распад переохлаждённого аустенита, можно разделить на 3 области:

- I – область диффузионного перлитного превращения;
- II – область промежуточного бейнитного превращения;
- III – область бездиффузионного мартенситного превращения.

При относительно небольших переохлаждениях, т.е. в I области, происходит *диффузионное превращение* переохлаждённого аустенита в *феррито-карбидную структуру* (ФКС), то есть из аустенита образуются одновременно две фазы: феррит и карбиды (в углеродистых сталях – цементит), которые сильно отличаются друг от друга количеством углерода (в феррите углерода не более 0,02 %, а в цементите – 6,67 %). Поэтому это превращение реализуется только при относительно высоких температурах, когда диффузионная подвижность атомов железа и углерода достаточно велика.

Чем ниже температура, то есть больше степень переохлаждения относительно A_1 , тем выше степень дисперсности образующейся ФКС, которая оценивается межпластинчатым расстоянием S_0 – средней суммой толщин одной ферритной и одной карбидной пластин. На практике ФКС в зависимости от степени дисперсности условно подразделяют на *перлит* (П), *сорбит* (С) и *троостит* (Т). При этом под перлитом понимают ФКС, формирующуюся при распаде переохлаждённого аустенита при температурах 700...650 °С и имеющую $S_0 \approx 0,5 \dots 1,0$ мкм. Сорбитом называют ФКС, образующуюся при 650...600 °С. У неё $S_0 \approx 0,2 \dots 0,4$ мкм. Самой тонкодисперсной ФКС является троостит (S_0 около 0,1 мкм), который получается при 600...550 °С, то есть у нижней границы первой области распада переохлаждённого аустенита. Чем дисперснее феррито-карбидная структура, то есть чем меньше S_0 , тем выше её твёрдость и прочность. Лучшую пластичность имеет сорбит.

В доэвтектоидных и заэвтектоидных сталях образованию ФКС предшествует выделение избыточных фаз – феррита и вторичного цементита соответственно. Это отображается на диаграммах изотермического распада переохлаждённого аустенита в виде дополнительных линий, соответствующих началу образования избыточного феррита или цементита (рис. 5).

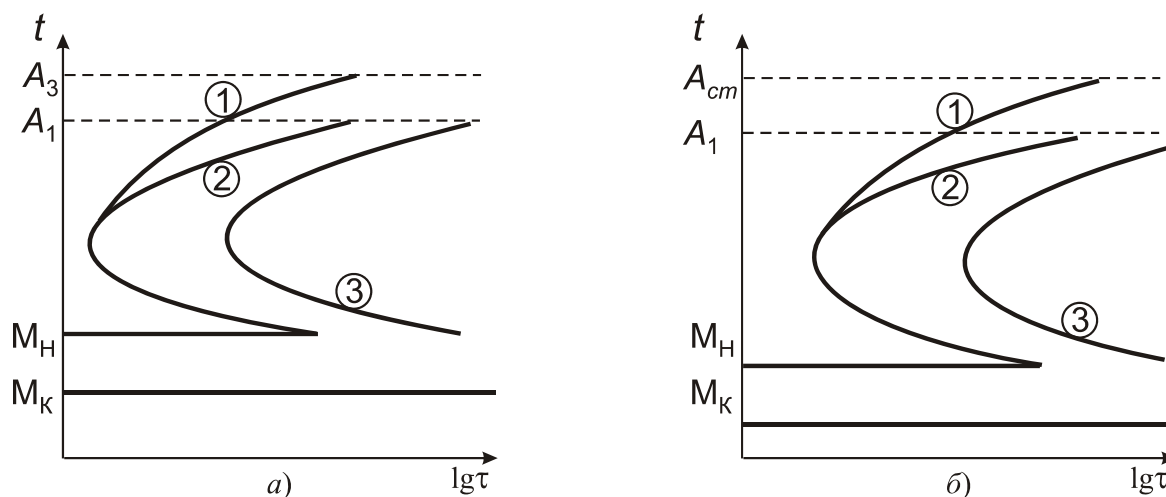


Рис. 5. Диаграммы изотермического распада переохлаждённого аустенита доэвтектоидной (а) и заэвтектоидной (б) сталей: 1 – начало выделения феррита (в доэвтектоидных сталях) или вторичного цементита (в заэвтектоидных сталях); 2 – конец выделения избыточных фаз и начало образования феррито-карбидной структуры (ФКС); 3 – конец превращений

Легирующие элементы, растворённые в аустените, за исключением кобальта, замедляют диффузионное превращение, то есть увеличивают устойчивость переохлаждённого аустенита. Графически это отображается в виде смещения линий 1, 2 и 3 вправо от оси ординат по сравнению с аналогичными диаграммами изотермического распада переохлаждённого аустенита углеродистых сталей.

Ниже точки M_n аустенит превращается в мартенсит. При низких температурах диффузионные процессы оказываются заторможенными, поэтому это превращение – *бездиффузионное* и, вследствие этого, химический состав мартенсита такой же, как у исходного аустенита. Например, в стали У8 в мартенсите углерода должно быть около 0,8 %. Так как растворимость углерода в α -железе при комнатной температуре очень мала ($\sim 0,01$ %), то *мартенсит* представляет собой *пересыщенный твёрдый раствор внедрения углерода в α -железе* и имеет *тетрагональную*, а не кубическую *объёмноцентрированную* кристаллическую решётку (рис. 6).

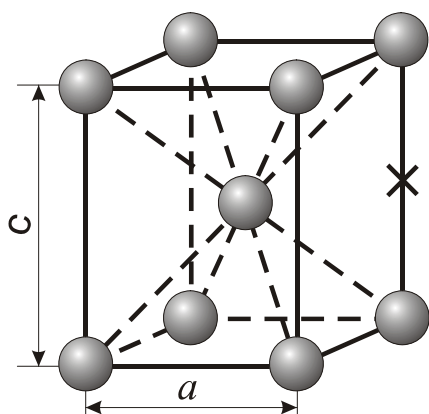


Рис. 6. Элементарная ячейка кристаллической решётки мартенсита:

● – атомы железа; × – возможное положение атома углерода

Отношение параметров кристаллической решётки мартенсита (c/a) характеризует *степень тетрагональности* решётки α -железа, которая тем больше, чем выше содержание углерода в мартенсите:

$$c/a = 1 + 0,046 \cdot \langle C \rangle, \quad (1)$$

где «C» – концентрация углерода в стали в %.

Мартенсит имеет высокую твёрдость, которая тем выше, чем больше в нём содержание углерода. В то же время он обладает повышенной склонностью к хрупкому разрушению.

Мартенситное превращение протекает в интервале температур $M_n \dots M_k$, положение которого зависит от химического состава аустенита, то есть содержания в нём углерода (рис. 7) и легирующих элементов.

С увеличением количества углерода в аустените мартенситные точки снижаются, но M_n всегда остается выше 0°C , а M_k при содержании углерода более $\sim 0,6$ % опускается в область отрицательных температур. Алюминий и кобальт повышают мартенситные точки, кремний почти не влияет, а большинство легирующих элементов снижают их.

Мартенситное превращение, в отличие от перлитного, никогда не идёт до конца, то есть при достижении M_k в стали сохраняется небольшое количество непре-

вращённого аустенита. Такой аустенит называется *остаточным*, а линию M_K по этой причине на диаграммах превращения переохлаждённого аустенита обычно не показывают.

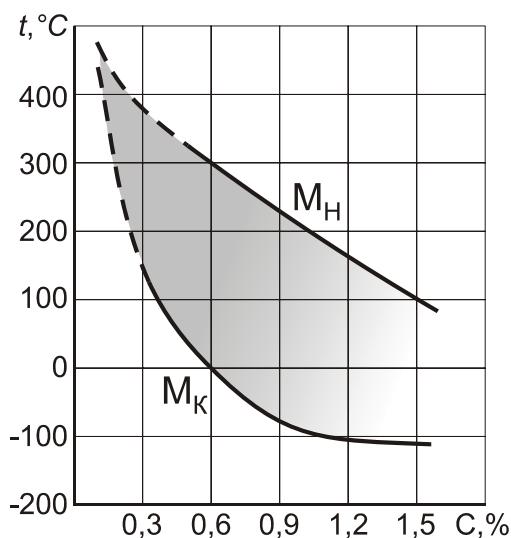


Рис. 7. Зависимость мартенситных точек от количества углерода в аустените стали

Мартенсит по сравнению с аустенитом имеет бóльший удельный объём. Поэтому мартенситное превращение сопровождается всегда увеличением объёма детали. Это приводит к возникновению в стали при закалке внутренних напряжений, величина которых тем больше, чем выше содержание углерода в мартенсите.

Промежуточное превращение протекает в температурном интервале между диффузионным перлитным и бездиффузионным мартенситным превращениями и сочетает в себе черты их обоих. В результате этого превращения возникает структура, называемая *бейнитом*, которая состоит из кристаллов α -фазы и карбидов. Бейнитная α -фаза представляет собой, как и мартенсит, пересыщенный твёрдый раствор внедрения углерода в α -железе, но с меньшим, чем в мартенсите, содержанием углерода.

Различают *верхний* и *нижний бейнит*. Верхний бейнит образуется в верхней части температурного интервала промежуточного превращения, а нижний — в нижней половине этого интервала. У нижнего бейнита мельче кристаллы α -фазы и значительно дисперснее карбидная фаза. При этом карбидные частицы выделяются преимущественно внутри кристаллов α -фазы, а не по границам, как у верхнего бейнита.

Бейнит имеет более высокую прочность, чем ФКС, но у верхнего бейнита низкая пластичность и ударная вязкость, что связано с выделением относительно крупных карбидов. В связи с этим термическая обработка стали на структуру верхнего бейнита не применяется. У нижнего бейнита более высокие, чем у верхнего бейнита, прочностные характеристики в сочетании с хорошей пластичностью и ударной вязкостью. Поэтому термическая обработка стали на структуру нижнего бейнита, называемая *изотермической закалкой*, широко применяется на практике.

Таким образом, из аустенита при охлаждении можно получить следующие структуры: перлит (П), сорбит (С), троостит (Т), верхний бейнит (ВБ), нижний бейнит (НБ) и мартенсит (М). Они расположены по мере понижения температуры превращения переохлаждённого аустенита. В этом ряду, за редкими исключениями, о которых было сказано выше, слева направо увеличиваются прочностные свойства, а справа налево – пластичность и вязкость. Вот почему после закалки структура стали должна состоять из мартенсита, а после отжига – из ФКС (перлита или сорбита).

Легирующие элементы, как указывалось ранее, за исключением кобальта замедляют распад переохлаждённого аустенита. При этом они могут существенно изменять вид диаграмм изотермического распада переохлаждённого аустенита. Если в углеродистых нелегированных сталях перлитное и бейнитное превращения накладываются друг на друга и распад переохлаждённого аустенита описывается одной С-образной кривой (см. рис. 4), то в сталях, легированных карбидообразующими элементами и кремнием, они разделены, и каждое превращение отображается самостоятельной С-образной кривой (рис. 8). При этом у некоторых легированных сталей между интервалами перлитного и бейнитного превращений может находиться зона повышенной устойчивости переохлаждённого аустенита.

В практике термической обработки формирование окончательной структуры происходит чаще всего при *непрерывном охлаждении*, а не в изотермических условиях. Изменяя скорость охлаждения, можно получить различные структуры и свойства.

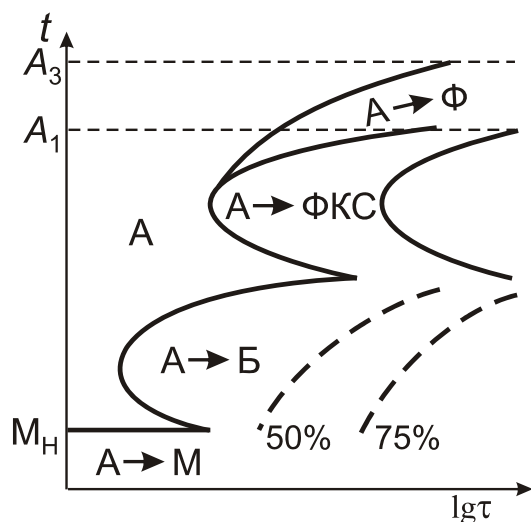


Рис. 8. Диаграмма изотермического распада переохлаждённого аустенита доэвтектоидной среднелегированной стали. Цифры на кривых – % превращения переохлаждённого аустенита

Рассмотрим влияние скорости охлаждения на превращение переохлаждённого аустенита на примере эвтектоидной углеродистой стали. Допустим, что после аустенитизации эта сталь охлаждалась со скоростями V_1, V_2, V_3, V_4, V_5 (рис. 9). При этом $V_1 < V_2 < V_3 < V_4 < V_5$.

Будем считать, что точки пересечения кривых охлаждения с С-образными кривыми диаграммы соответствуют началу (точки «а») и концу (точки «б») превращения. При охлаждении со скоростями V_1, V_2 и V_3 распад аустенита происхо-

дит с образованием ФКС, но разной степени дисперсности: при V_1 образуется грубопластинчатый перлит, так как степень переохлаждения аустенита невелика; охлаждение со скоростями V_2 и V_3 вследствие увеличения степени переохлаждения аустенита приводит к образованию более дисперсных ФКС (сорбита и троостита соответственно). Если аустенит охлаждать со скоростью V_4 , то его распад начнётся с образования тонкодисперсной ФКС ниже точки a_4 , однако это превращение до конца не пройдет, так как кривая охлаждения V_4 не пересекает вторую С-образную кривую, показывающую конец превращения. При дальнейшем охлаждении с этой скоростью возможно образование бейнита и закончится превращение аустенита в мартенситной области ниже точки a'_4 . При скорости охлаждения V_5 диффузионное превращение становится невозможным, и аустенит ниже точки a_5 бездиффузионным путём превращается в мартенсит с сохранением небольшого количества остаточного аустенита, то есть будет проведена *закалка стали*. Для того, чтобы предотвратить образование ФКС, то есть чтобы аустенит превращался бы только в мартенсит, необходимо охлаждать его со скоростью $V \geq V_{кр}$, где $V_{кр}$ – *критическая скорость закалки* (минимальная скорость охлаждения, при которой весь аустенит оказывается переохлаждённым до температурного интервала мартенситного превращения).

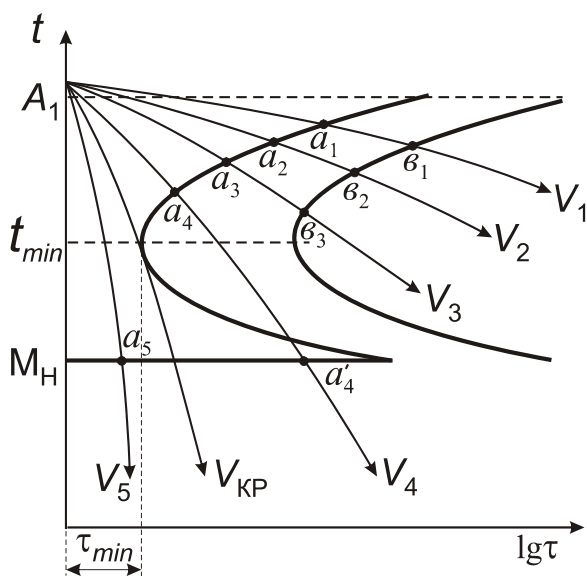


Рис. 9. Схема наложения кривых охлаждения на диаграмму изотермического распада переохлаждённого аустенита углеродистой эвтектоидной стали

Критическая скорость закалки тем ниже, чем выше устойчивость переохлаждённого аустенита, то есть чем дальше С-образные кривые диаграммы распада аустенита сдвинуты вправо от оси ординат. Устойчивость переохлаждённого аустенита зависит, в первую очередь, от химического состава исходного аустенита: все легирующие элементы, кроме кобальта, повышают её, особенно сильно в области перлитного превращения. Кроме того, критическая скорость закалки тем меньше, чем крупнее зерно аустенита и однороднее его химический состав.

Диаграммы изотермического распада переохлаждённого аустенита дают лишь качественную картину превращений, происходящих при непрерывном охлаждении, так как распад аустенита при непрерывном охлаждении происходит при более низких температурах и больших выдержках, чем в изотермических условиях.

Более точное представление об образующихся структурах для этих условий охлаждения дают *термокинетические диаграммы*, которые строят в тех же координатах, но на основе анализа серии кривых охлаждения (Приложение 3). Среднюю критическую скорость закалки по ним определяют по формуле:

$$V_{\text{кр}} = \frac{A_1 - t_{\text{min}}}{\tau_{\text{min}}}, \quad (2)$$

где t_{min} – температура, при которой наблюдается минимальный инкубационный период τ_{min} (см. рис.9).

Однако определить примерное численное значение критической скорости закалки для выбора охлаждающей среды можно и по изотермическим диаграммам распада переохлаждённого аустенита, воспользовавшись формулой Грэнджа и Кифера:

$$V_{\text{кр}} = \frac{A_1 - t_{\text{min}}}{1,5 \cdot \tau_{\text{min}}}, \quad (3)$$

где 1,5 – коэффициент, учитывающий смещение вправо кривой начала превращения переохлаждённого аустенита при непрерывном охлаждении по сравнению с изотермическими условиями.

При этом надо иметь в виду, что изотермические диаграммы в ряде случаев могут дать весьма искажённое представление о превращениях, происходящих при непрерывном охлаждении. Так, критическая скорость закалки, определённая для одной и той же стали по изотермической и термокинетической диаграммам, может различаться в несколько раз. Поэтому для непрерывного охлаждения надо пользоваться термокинетическими диаграммами и только в тех случаях, когда их нет, использовать для оценки критической скорости закалки диаграммы изотермического распада переохлаждённого аустенита.

При разработке технологии термической обработки используют и диаграммы кинетики превращения переохлаждённого аустенита в координатах «Температура – диаметр обрабатываемой заготовки» (ССТ диаграммы. ССТ от английского выражения Continuous Cooling Transformation – превращение при непрерывном охлаждении) (Приложение 4). Эти диаграммы строятся при одновременном использовании расчётного и экспериментального методов. За основу, как и в других расчётных методах, приняты данные диаграмм изотермического превращения переохлаждённого аустенита сталей, которые дополнены результатами обширных dilatометрических исследований с выборочным контролем микроструктур.

Диаграммы ССТ описывают температурные интервалы превращения аустенита в условиях непрерывного охлаждения в центре заготовок различного сечения. На оси абсцисс этих диаграмм имеется три шкалы: верхняя шкала относится к заготовкам диаметром от 0,1 до 2000 мм, охлаждение которых от температуры аустенитизации проводилось на воздухе. Вторая и третья шкалы относятся к охлаждению цилиндрических заготовок сечением до 500 мм в минеральном машинном масле или в воде.

В таблице 2 показано, какие структурные составляющие могут быть получены в центре заготовок сталей 40 и 40Н2М (см. Приложение 4) в зависимости от размера их сечения и охлаждающей среды.

Таблица 2

Структурные составляющие в центре сечения заготовок из сталей 40 и 40Н2М после охлаждения аустенита в различных средах

Структурные составляющие в центре сечения заготовки	Сталь 40			Сталь 40Н2М		
	Диаметры заготовок (мм) при охлаждении					
	на воздухе	в минеральном масле	в воде	на воздухе	в минеральном масле	в воде
Мартенсит	до 0,25	до 9,2	до 14,5	до 1,05	до 23,0	до 32,0
Бейнит и мартенсит	0,26 ... 1,00	9,0 ... 22,0	14,6 ... 29,0	1,06 ... 7,00	23,1 ... 60,0	32,1 ... 75,0
Бейнит	1,01 ... 2,80	22,1 ... 36,0	29,1 ... 48,0	7,1 ... 9,0	60,1 ... 69,0	75,1 ... 84,0
Феррит, перлит и бейнит	5,0 ... 12,0	50,0 ... 80,0	65,0 ... 94,0	9,1 ... 33,0	69,1 ... 160,0	84,1 ... 172,0
Феррит и перлит	> 12,0	> 80,0	> 94,0	> 33,0	> 160,0	> 172,0

Пользуясь ССТ диаграммами, можно определять температурные интервалы превращения переохлаждённого аустенита. Последовательность образования структурных составляющих в центре цилиндрической детали можно прочесть по вертикали диаграммы для любого из указанных сечений. Например, для вала диаметром 30 мм из стали 40Н2М (см. Приложение 4, стрелка 1) на воздухе превращение аустенита начнётся при $\sim 625^{\circ}\text{C}$ с выделения избыточного феррита и будет развиваться до 595°C . При дальнейшем охлаждении ниже 595°C аустенит будет превращаться в перлит и при температуре $\sim 540^{\circ}\text{C}$ это превращение закончится.

Если этот вал охлаждать в масле, то при 500°C (стрелка 2 Приложения 4) начнётся образование бейнита, а при 310°C оставшийся переохлаждённый аустенит превратится в мартенсит и при 120°C этот процесс завершится.

При закалке этого вала в воде при 320°C (стрелка 3 Приложения 4) начнётся и при 120°C завершится превращение аустенита в мартенсит.

Диаграммы ССТ не учитывают влияния изменения состава переохлаждённого аустенита за счёт выделения избыточного феррита или карбидов на его последующее превращение и не могут претендовать на большую точность. Однако они принципиально правильно описывают характер превращения аустенита в различных по составу сталях.

4. ВЫБОР ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Основными параметрами термической обработки являются температура нагрева, длительность выдержки, скорости нагрева и охлаждения.

4.1. Выбор условий нагрева

В большинстве видов термической обработки сталь нагревается до *аустенитного* состояния, то есть выше критических точек. При этом верхний предел температуры нагрева всегда ограничивают, так как чрезмерное повышение температуры приводит к интенсивному росту зерна аустенита, в результате чего после охлаждения получается крупнозернистая структура с низким сопротивлением хрупкому разрушению (*перегрев* стали). Чем выше скорость нагрева, тем при более высокой температуре происходит образование аустенита.

Температура нагрева при *полном отжиге* и *нормализации* назначается выше верхней критической точки стали, то есть

$$t_{\text{н}} = A_{c_3}(A_{c_{cm}}) + (30 \dots 50) \text{ } ^\circ\text{C}.$$

В легированных сталях образование аустенита протекает заметно медленнее, чем в углеродистых, поэтому их нагревают до более высоких температур.

При *неполном отжиге* доэвтектоидные стали нагревают в межкритический интервал температур ($A_{c_1} < t_{\text{н}} < A_{c_3}$), а заэвтектоидные – в интервал температур $A_{c_1} \dots A_{c_{cm}}$, (для углеродистых сталей это 740 ... 780, °C).

Нагрев сталей при *низкотемпературном* отжиге проводится обычно до 450 ... 650, °C).

Температура нагрева стали под закалку зависит от содержания в ней углерода и легирующих элементов. Доэвтектоидные углеродистые стали нагревают до температуры на 30...50 °C выше A_{c_3} , то есть $t_{\text{н}} = A_{c_3} + (30 \dots 50) \text{ } ^\circ\text{C}$. В этом случае сталь с исходной структурой перлит+феррит при нагреве приобретает аустенитную структуру, которая при последующем охлаждении со скоростью выше или равной критической ($V_{\text{охл}} \geq V_{\text{кр}}$) превращается в мартенсит. *Закалку с нагревом выше A_{c_3} называют полной*. Если доэвтектоидную сталь нагреть в межкритический интервал температур ($A_{c_1} < t_{\text{н}} < A_{c_3}$), то после нагрева структура будет состоять из аустенита и феррита. При охлаждении со скоростью выше или равной критической аустенит также превратится в мартенсит, а феррит останется без изменений, то есть конечная структура стали после такой закалки, называемой *неполной*, будет состоять из мартенсита, феррита и небольшого количества остаточного аустенита. Феррит в закалённой стали уменьшает твёрдость и ухудшает её механические свойства после отпуска. По этой причине неполная закалка для доэвтектоидных сталей, как правило, не применяется.

Заэвтектоидные стали под закалку нагревают в межкритический интервал температур, то есть $A_{c_1} < t_{\text{н}} < A_{c_{cm}}$. После такого нагрева структура стали состоит из аустенита и некоторого количества цементита. При охлаждении со скоростью, равной или бóльшей критической, аустенит превращается в мартенсит, а карбиды остаются, то есть заэвтектоидная сталь при закалке приобретёт структуру мартенсит + цементит вторичный + остаточный аустенит. Цементит имеет очень высо-

кую твердость (~HV 800), которая даже больше, чем у мартенсита (~HV 650 в высокоуглеродистых сталях). Закалка от температур выше $A_{c_{cm}}$ для этих сталей не применяется, так как при повышении температуры нагрева происходит более полное растворение карбидов в аустените, что приводит к снижению интервала температур развития мартенситного превращения ($M_n...M_k$) и, следовательно, к увеличению количества остаточного аустенита в структуре закалённой стали. Кроме того, с повышением температуры нагрева происходит рост зёрен аустенита, ускоряются процессы окисления и обезуглероживания поверхностных слоёв стали (см. стр.18) и возрастают закалочные напряжения в термообработанной детали.

Оптимальный интервал температур нагрева под закалку углеродистых сталей показан на рис.10.

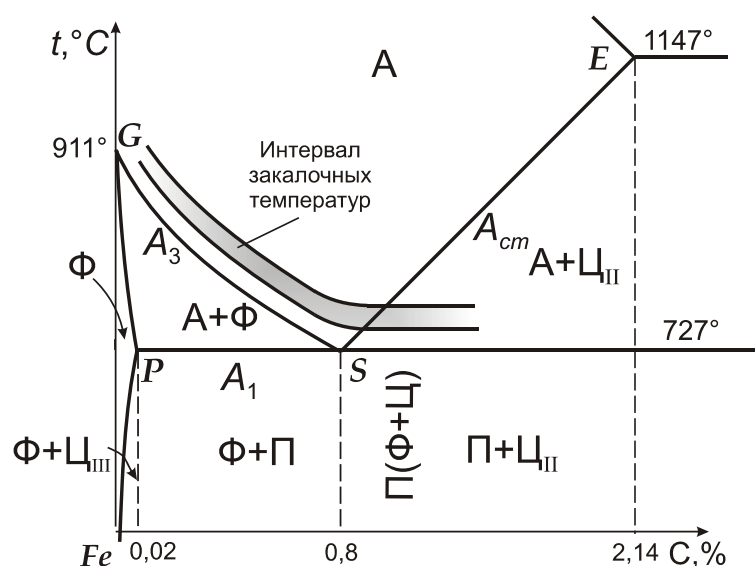


Рис.10. Оптимальный интервал закалочных температур углеродистых сталей

Температуру нагрева под закалку легированных сталей принимают бóльшей, чем для углеродистых, так как наличие карбидообразующих элементов повышает устойчивость карбидов к растворению и замедляет гомогенизацию аустенита. Многие доэвтектоидные среднелегированные стали нагревают выше A_{c_3} на 50...100 °С, а высоколегированные стали с большим содержанием карбидообразующих элементов (например, быстрорежущие) – до более высоких температур (1100...1250 °С), чтобы за счёт растворения бóльшего количества специальных карбидов обеспечить необходимую концентрацию углерода и легирующих элементов в аустените.

Общее время нагрева при термической обработке складывается из времени нагрева до заданной температуры (τ_n) и времени выдержки при этой температуре (τ_b), то есть

$$\tau_{\text{общ}} = \tau_n + \tau_b.$$

Величина τ_n зависит от нагревающей способности среды, размеров и форм деталей, их укладки в печи и др. Выдержка должна обеспечить прогрев изделия по всему сечению до заданной температуры и завершение фазовых превращений, но

не должна быть слишком большой, чтобы не вызвать роста зерна аустенита и обезуглероживание поверхностных слоёв стали.

В настоящее время разработаны инженерные методы расчёта основных параметров нагрева – продолжительности нагрева, перепада температуры по толщине изделия и т.д. Но пользуются и опытными данными. Чаще всего продолжительность нагрева в электропечах принимают в пределах 45...75 с на 1 мм сечения или толщины, а в соляной ванне – 15...20 с. Время выдержки при заданной температуре для деталей машин обычно принимают равной 15...25 % от продолжительности нагрева.

Для инструмента из углеродистых сталей с 0,7...1,3 % С выдержка в электрической печи при температуре закалки рекомендуется 50...80 с на 1 мм наименьшего сечения, а из легированных сталей – 70...90 с; при нагреве в соляной ванне соответственно 20...25 с для углеродистых сталей и 25...30 с – для легированных.

Фасонный инструмент и детали машин сложной конфигурации необходимо при нагреве под закалку для уменьшения деформации предварительно подогреть в печи до 400...600 °С.

При нагреве в пламенных или электрических печах происходит взаимодействие печной атмосферы с поверхностью нагреваемого изделия. При этом особое значение имеют два процесса: 1) *обезуглероживание* стали, связанное с выгоранием углерода в поверхностных слоях ($C+O_2 \rightarrow CO_2$) и 2) *окисление* стали ($2Fe+O_2 \rightarrow 2FeO$), ведущее к образованию на поверхности оксидов железа (окалина). Эти процессы – диффузионные и, естественно, с повышением температуры они ускоряются.

Для предохранения изделий от окисления и обезуглероживания нередко в рабочем пространстве печи вводят *защитную газовую среду* – контролируемые атмосферы. Они представляют собой искусственные газовые атмосферы, получаемые путем сжигания в специальных установках углеводородов с недостатком воздуха. Наиболее часто применяют *эндотермическую атмосферу* (эндогаз), содержащую ~21 % CO, ~40 % H₂, ~37 % N₂ и ~2 % CH₄. Состав этой атмосферы можно регулировать таким образом, чтобы исключить окисление и обезуглероживание стали с любым содержанием углерода. Кроме газовых нейтральных сред, нагрев без окисления и обезуглероживания стали осуществляется в расплавленных солях. Состав соляной ванны подбирается так, чтобы температура полного расплавления солей была ниже, чем заданная температура нагрева. При термической обработке высоколегированных сталей иногда применяют вакуум (~ 10⁻² мм рт. ст.). Недостаток глубокого вакуума при высокотемпературном нагреве – возможность обеднения стали легирующими элементами.

4.2. Выбор режимов охлаждения

Режим охлаждения при термической обработке определяется требуемыми конечной структурой и свойствами стали.

4.2.1. Охлаждение при отжиге и нормализации стали

При *полном и неполном отжигах* доэвтектоидных сталей проводят *медленное охлаждение*, во время которого распад переохлаждённого аустенита должен происходить при малых степенях переохлаждения относительно A_1 , чтобы избежать образования излишне дисперсной феррито-карбидной структуры с повышенной твёрдостью. Углеродистые стали обычно охлаждают с печью со скоростью 150...200 град/ч. Если термические напряжения не опасны, охлаждение после полного распада аустенита можно ускорить. В этом случае сталь выгружают из печи при 500...600 °С и дальнейшее охлаждение проводят на спокойном воздухе. Легированные стали обладают более высокой устойчивостью переохлаждённого аустенита, чем углеродистые. Поэтому их при отжиге следует охлаждать более медленно (10...100 град/ч). Вследствие этого полный отжиг легированных сталей – очень длительная обработка. Для ускорения процесса на практике для этих сталей применяют *изотермический отжиг*, который является разновидностью полного отжига. Для этого после аустенитизации сталь ускоренно охлаждают (обычно на воздухе) до температур на 50...100 °С ниже критической точки A_1 и переносят в другую печь, имеющую такую же температуру, в которой выдерживают до полного распада аустенита, после чего следует охлаждение на воздухе (рис. 11).

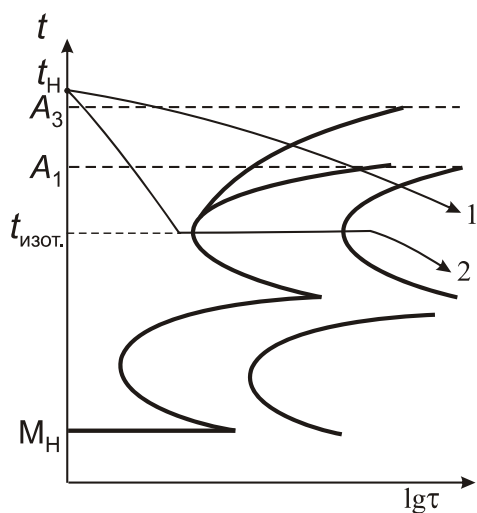


Рис. 11. Схема охлаждения доэвтектоидной стали при полном отжиге с непрерывным охлаждением (1) и изотермическом отжиге (2)

Температура изотермической выдержки влияет на получающуюся структуру и свойства: чем она ниже, тем феррито-карбидная структура более дисперсна, следовательно, выше её твёрдость. Изотермический отжиг не только сокращает длительность технологического процесса по сравнению с обычным полным отжигом, но также приводит к получению по сечению более однородной структуры и свойств, так как в результате выравнивания температуры по объёму стали распад переохлаждённого аустенита по всему сечению детали происходит при одной и той же температуре. Поэтому он особенно удобен для больших заготовок или крупных поковок, требующих однородной структуры по сечению.

При *сфероидизирующем отжиге* заэвтектоидные стали после нагрева в интервал $A_{c1}...A_{cm}$ (740...780 °С) и выдержки медленно охлаждают со скоростью

20...50 град/ч. При нагреве в межкритический интервал температур часть вторичного цементита не растворяется в аустените, но претерпевает *сфероидизацию*, то есть пластинчатый цементит превращается в зернистый (глобулярный). При медленном охлаждении эти глобулярные частицы цементита играют роль готовых зародышевых центров, на которых и выделяется цементит при распаде переохлаждённого аустенита, в результате чего формируются карбидные частицы глобулярной формы. Затем происходит *коагуляция (коалесценция)* цементитных частиц, то есть рост более крупных частиц за счет растворения более мелких. Чем меньше скорость охлаждения, тем до больших размеров успевают вырасти частицы карбидов. Охлаждение с регламентированной скоростью обычно проводят до 600...650 °С, затем сталь охлаждают на воздухе.

Для получения структуры зернистого перлита применяют также *изотермический отжиг*: после нагрева до тех же температур (740...780 °С) сталь ускоренно (со скоростью 50...100 град/ч) подстуживают до 650...680 °С и делают выдержку, обеспечивающую полный распад переохлаждённого аустенита. Дальнейшее охлаждение можно проводить на воздухе. Изотермический отжиг менее длителен, а зернистый перлит получается более однородным.

При *нормализации*, как уже было сказано, *охлаждение аустенита* проводят на спокойном воздухе. Ускорение охлаждения приводит к распаду аустенита при больших степенях переохлаждения, что увеличивает дисперсность феррито-карбидной структуры и уменьшает в доэвтектоидных сталях количество избыточного феррита. Это, естественно, увеличивает прочность и твёрдость нормализованной стали по сравнению с отожжённой. Чем выше устойчивость переохлаждённого аустенита, то есть чем дальше С-образные кривые сдвинуты вправо от оси ординат, тем разница в структуре между отожжённой и нормализованной сталью будет больше. Как известно, углерод и легирующие элементы увеличивают устойчивость переохлаждённого аустенита. Поэтому назначение нормализации для сталей разного химического состава неодинаково.

Для малоуглеродистых сталей нормализация часто применяется вместо полного отжига, так как ввиду невысокой устойчивости переохлаждённого аустенита этих сталей твёрдость после нормализации не намного выше, чем после отжига, и это заметно не сказывается на обрабатываемости резанием. Среднеуглеродистые стали, у которых устойчивость переохлаждённого аустенита выше, чем у малоуглеродистых, после нормализации по сравнению с отжигом имеют более высокие прочностные свойства при той же или даже большей пластичности и ударной вязкости. Хотя по сравнению с улучшением, то есть с закалкой на мартенсит и последующим высоким отпуском, комплекс механических свойств нормализованной стали хуже, для многих изделий эти свойства оказываются вполне приемлемыми и в этом случае нормализацию применяют в качестве окончательной термической обработки. Для высокоуглеродистых заэвтектоидных сталей нормализацию применяют для устранения цементитной сетки, так как при нагреве выше критической точки $A_{c_{cm}}$ происходит растворение вторичного цементита в аустените, а последующее ускоренное охлаждение на воздухе подавляет его выделение по границам зерен.

На рис. 12 показаны режимы полного отжига и нормализации углеродистой доэвтектоидной стали.

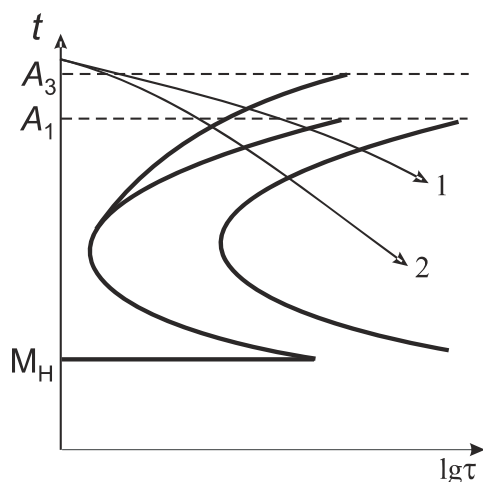


Рис. 12. Схема охлаждения доэвтектоидной стали при полном отжиге (1) и нормализации (2)

4.2.2. Выбор охлаждающих сред при закалке стали

Охлаждение при закалке должно обеспечить получение структуры мартенсита в пределах заданного сечения изделия (обеспечить определённую *прокаливаемость*) и не должно вызывать больших растягивающих остаточных напряжений в поверхностных слоях, которые могут привести к деформации, короблению и возникновению трещин.

Под прокаливаемостью стали понимают глубину закалённой зоны. При сквозной прокаливаемости свойства стали как после закалки, так и после окончательного отпуска однородны по сечению изделия, а при неполной прокаливаемости они разные. В большинстве случаев стремятся иметь полную прокаливаемость. Зависит она от скорости охлаждения при закалке (чем она больше, тем выше и прокаливаемость) и от критической скорости закалки (чем она меньше, тем прокаливаемость выше). Углеродистые стали имеют небольшую прокаливаемость: у них *критический диаметр* (максимальный диаметр цилиндра, закаливающегося насквозь в данном охладителе), не превышает 15 мм. Это является их главным недостатком как конструкционного материала. Легированные элементы (кроме кобальта) повышают прокаливаемость, особенно эффективно увеличивает её комплексное легирование.

Для получения структуры мартенсита скорость охлаждения должна быть не ниже критической (в стали У8 критическая скорость закалки ≈ 200 °/с). Но такую скорость охлаждения ($\geq V_{кр}$) целесообразно иметь только лишь в температурном интервале минимальной устойчивости переохлаждённого аустенита (для большинства сталей это 650...400 °С). В нижнем мартенситном интервале скорость охлаждения желательно снизить, чтобы уменьшить величину закалочных напряжений. В то же время слишком медленное охлаждение ниже точки M_n может привести к частичному отпуску мартенсита и увеличению количества остаточного аустенита вследствие его стабилизации, что снижает твёрдость стали.

В качестве охлаждающих сред при закалке наиболее широко применяют воду и водные растворы солей, щелочей и полимеров, минеральные масла. Процесс охлаждения в них состоит из трёх стадий:

а) в первый момент охлаждения образуется тонкая плёнка перегретого пара, которая является плохим проводником тепла и поэтому снижает скорость охлаждения. Это – *стадия плёночного кипения*;

б) когда количество теплоты, отнимаемой жидкостью, становится больше количества теплоты, излучаемой нагретым телом, плёнка перегретого пара разрывается и дальнейшее охлаждение происходит парообразованием на поверхности металла. Поскольку на кипение жидкости требуется много тепла, то скорость охлаждения на этой стадии, называемой *стадией пузырькового кипения*, существенно возрастает;

в) в момент, когда температура поверхности изделия станет ниже температуры кипения закалочной жидкости, парообразование прекращается, а теплоотвод от детали осуществляется конвекцией, наступает *стадия конвективного теплообмена*. Интенсивность охлаждения закаливаемой детали в этот период очень низкая.

В таблице 3 приведена охлаждающая способность наиболее широко применяемых закалочных сред.

Таблица 3

Охлаждающая способность закалочных сред

Закалочная среда	Температурный интервал стадии пузырькового кипения, °С	Скорость охлаждения в интервале 650...550 °С, град/с
Вода при 18 °С	400...100	600
Вода при 74 °С	250...100	30
10 %-ный раствор в воде:		
NaCl	650...100	1100
NaOH	650...100	1200
Масло минеральное	500...250	150

Как видно из табл. 3, вода охлаждает в интервале температур 650...550 °С значительно быстрее, чем масло. Недостатком её является высокая скорость охлаждения в мартенситном интервале, что приводит к возникновению больших внутренних напряжений в детали. При нагреве воды её закаливающая способность в области высоких температур резко снижается, а скорость охлаждения в нижнем интервале температур остаётся высокой. Поэтому охлаждение в горячей воде не уменьшает возможности образования трещин. Добавление к воде солей и щелочей значительно увеличивает её закаливающую способность в связи с расширением интервала пузырькового кипения и почти полным исключением стадии плёночного кипения. При низких же температурах эти растворы охлаждают медленнее, чем вода.

Основным достоинством масел как закалочных жидкостей является их небольшая скорость охлаждения в мартенситном интервале, но они значительно медленнее воды и её растворов охлаждают в наиболее опасном интервале температур (650...550 °С).

Подводя итог, отметим, что воду и её растворы применяют для закалки изделий из сталей с большой критической скоростью закалки (углеродистые стали), причём последние, то есть водные растворы солей и щелочей, предпочтительнее, а в масле закалывают детали из сталей с малой критической скоростью закалки (легированные стали).

4.2.3. Способы закалки стали

Наиболее широко применяется *непрерывная закалка*, которая заключается в том, что после аустенитизации изделие помещают в соответствующую закалочную среду, где оно выдерживается до полного охлаждения (рис. 13, *а*). Главный недостаток этого способа – возникновение *высоких внутренних напряжений* в детали, если в качестве закалочной среды применяют воду или её растворы.

Внутренние закалочные напряжения состоят из *термических* и *структурных*. Скорость охлаждения при закалке поверхности и сердцевины изделия различна. Вследствие этого по сечению возникает температурный градиент, величина которого тем больше, чем выше скорость охлаждения. Градиент температур вызывает различное по времени сжатие наружных и внутренних слоёв металла, в результате чего и образуются термические напряжения. Возникновение структурных напряжений обусловлено тем, что мартенситное превращение сопровождается увеличением объёма металла и протекает не одновременно в разных точках сечения изделия: поверхностные слои раньше достигают мартенситной точки M_H , чем внутреннее.

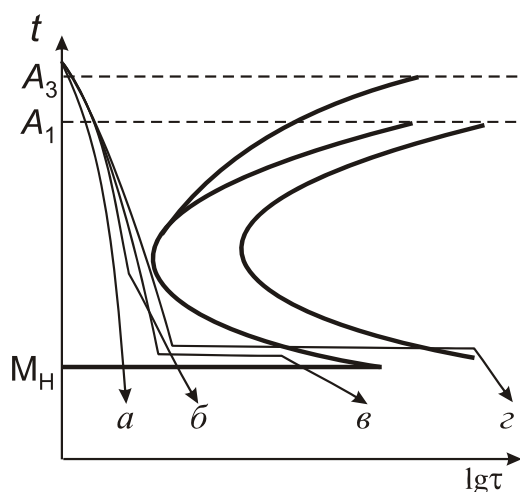


Рис. 13. Схема проведения различных способов закалки стали: *а*) непрерывная; *б*) в двух средах; *в*) ступенчатая; *г*) изотермическая

Для уменьшения внутренних напряжений применяют другие способы закалки: в двух средах, ступенчатую, изотермическую и закалку с самоотпуском.

При *закалке в двух средах* изделие сначала охлаждают быстро (в воде), чтобы «проскочить» температурный интервал минимальной устойчивости переохлаждённого аустенита, затем переносят в среду с небольшой охлаждающей способно-

стью (масло), где выдерживают до полного охлаждения (рис. 13, б). Этот способ применяют для инструмента из высокоуглеродистых сталей. Его недостаток – трудно определить время пребывания деталей в первой жидкости.

Этого недостатка лишена *ступенчатая закалка* (рис. 13, в), при которой нагретое изделие помещают в ванну с расплавленной щёлочью или солью, температура которой на 20...40 °С выше точки M_n данной стали. Выдержка не должна превышать длительности инкубационного периода распада переохлаждённого аустенита при выбранной температуре. После окончания выдержки изделие охлаждают обычно на воздухе. Во время выдержки в горячей среде происходит релаксация термических напряжений в детали. Так как при выдержке происходит выравнивание температуры по сечению изделия, то при последующем медленном охлаждении мартенситное превращение происходит почти одновременно по всему объёму детали, что уменьшает величину и структурных напряжений. Охлаждение в горячих средах происходит относительно медленно, поэтому ступенчатая закалка углеродистых сталей может применяться лишь для изделий диаметром не более 8 ... 10 мм. Скорость охлаждения более крупных изделий в среде с температурой выше точки M_n оказывается ниже критической скорости закалки и аустенит претерпевает вследствие этого распад при более высоких температурах. У легированных сталей критическая скорость закалки меньше, и поэтому ступенчатой закалке можно подвергать и крупные изделия, если в этом есть необходимость.

В отличие от ступенчатой при *изотермической закалке* необходимо сталь выдерживать в горячей среде столько времени, чтобы успело закончиться изотермическое превращение переохлаждённого аустенита при этой температуре с образованием структуры *нижнего бейнита* (рис. 13, г). Изотермическая закалка применяется широко для изделий из среднеуглеродистых легированных сталей. Она позволяет не только уменьшить внутренние напряжения, но и получить более благоприятное сочетание механических свойств: прочность изотермически закалённой стали примерно такая же, как и после закалки на мартенсит с отпуском при 450...550 °С, но ударная вязкость и пластичность при этом выше.

Закалка с самоотпуском применяется, в основном, для инструментов типа зубил, пуансонов и др., у которых рабочая часть должна иметь высокую твёрдость, а сердцевина – более низкую, чтобы воспринимать ударные нагрузки. Для этого нагретое тело выдерживают в закалочной среде не до полного охлаждения по всему сечению. За счёт тепла, сохранившегося во внутренних слоях изделия, происходит разогрев закалённой поверхности детали, то есть самоотпуск. Поскольку сердцевина изделия закалке не подвергается, она будет иметь более низкую твёрдость, чем поверхностные слои. Кроме того, снижаются при этом и остаточные напряжения.

4.3. Выбор режимов отпуска стали

Сталь после закалки обязательно подвергают *отпуску*, то есть нагреву до температур, не превышающих нижнюю критическую точку A_{c1} .

При отпуске в стали происходят определенные превращения, изменяющие ее структуру и свойства.

4.3.1. Превращения в стали при отпуске

Структура закалённой стали состоит из *мартенсита* и *остаточного аустенита*. Иногда в ней могут присутствовать нерастворившиеся при нагреве карбиды. При комнатной температуре мартенсит и аустенит являются неравновесными фазами. Поэтому в закалённой стали должны происходить процессы, приводящие её структуру к более равновесному состоянию. Эти процессы являются диффузионными и с заметной скоростью они протекают только при нагреве, когда возрастает диффузионная подвижность атомов.

Главным процессом при отпуске является *распад мартенсита*, то есть выделение из пересыщенного α -твёрдого раствора углерода в виде дисперсных частиц карбидов пластинчатой формы. При этом кристаллические решётки карбидов и мартенсита ещё когерентно связаны. Чем выше температура отпуска, тем в большей мере мартенсит обедняется углеродом, и тем, следовательно, будет меньше степень тетрагональности его решётки. При 350...400 °С в углеродистой стали весь «лишний» углерод выделяется из мартенсита, то есть концентрация углерода в твёрдом растворе становится соответствующей равновесной. Это означает, что мартенсит превратился в *феррит*. При этих же температурах происходит нарушение когерентности решёток, то есть решётки феррита и карбидов обособляются.

В интервале температур 200...300 °С, помимо распада мартенсита закалки, происходит и *превращение остаточного аустенита*: из него выделяются карбиды, в результате чего он обедняется углеродом и превращается в мартенсит.

При нагреве выше 400 °С происходит сфероидизация и коагуляция карбидных частиц. *Сфероидизация*, это процесс превращения пластинок карбидов в зернистую форму, он заканчивается при 550...600 °С, а *коагуляция* (процесс роста более крупных карбидных частиц за счёт растворения более мелких) продолжается и при более высоких температурах. Чем выше температура отпуска, тем больше размер карбидных частиц. При температурах выше 650 °С может происходить *рекристаллизация феррита*.

Структуры, получаемые при отпуске стали, получили определённые названия: *отпущенный мартенсит*, *троостит отпуска* и *сорбит отпуска*. *Отпущенный мартенсит* отличается от мартенсита закалки меньшим содержанием углерода в твёрдом растворе и наличием большого количества выделившихся дисперсных карбидов. В углеродистых сталях он образуется при отпуске ниже 300 °С. *Троостит отпуска* возникает при температурах 300...450 °С и представляет собой двухфазную структуру, состоящую из α -твёрдого раствора с почти равновесным количеством углерода и карбидов. *Сорбит отпуска* является феррито-карбидной структурой, в которой карбиды имеют округлую (зернистую) форму, его получают при температурах отпуска 500...600 °С.

Как известно, *сорбит* может быть получен и при непосредственном распаде переохлаждённого аустенита. В нём цементит имеет *пластинчатое* строение, а в

сорбите, полученном в результате закалки и отпуска при высоких температурах, цементитные частицы имеют сферическую форму и равномерно распределены в феррите. Поэтому сорбит отпуска обладает лучшим комплексом механических свойств: при не меньшей, чем у сорбита, полученного при распаде аустенита, прочности, он обладает большей пластичностью и вязкостью.

Легирующие элементы замедляют процессы распада мартенсита и остаточного аустенита и затрудняют коагуляцию карбидных частиц, то есть они сдвигают все процессы, происходящие при отпуске, в область более высоких температур. Наиболее сильно такое влияние оказывают карбидообразующие элементы (Cr, Mo, W, V, Ti).

4.3.2. Влияние отпуска на механические свойства стали

а) *Твёрдость*. В углеродистых сталях при низких температурах отпуска (до 150...200 °С) твёрдость почти не меняется, затем с повышением температуры отпуска она плавно снижается (рис. 14).

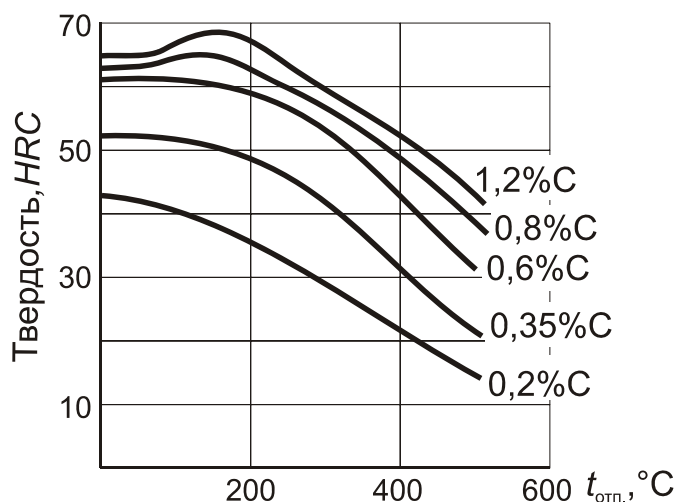


Рис. 14. Зависимость твёрдости углеродистых сталей с различным содержанием углерода от температуры отпуска

Задержка падения твёрдости или даже небольшой её рост при температурах отпуска 200...300 °С в высокоуглеродистых сталях связан с распадом остаточного аустенита, где содержание его повышено.

Легирование слабо влияет на твёрдость закалённой стали при низких температурах отпуска. С повышением температуры отпуска она в легированных сталях падает гораздо медленнее, чем в углеродистых, так как легирующие элементы, особенно карбидообразующие, смещают превращения, происходящие при отпуске, в область более высоких температур. Поэтому для получения одинаковой твёрдости в углеродистой и легированной стали последнюю необходимо отпускать при более высоких температурах (рис. 15). Если же в стали содержится большое количество сильных карбидообразующих элементов (W, V, Ti), то во время отпуска при температурах выше 400...450 °С происходит выделение большого количества дисперсных карбидов этих элементов, что может привести к по-

вышению твёрдости при таком отпуске. Этот эффект называют *вторичным или дисперсионным твердением*.

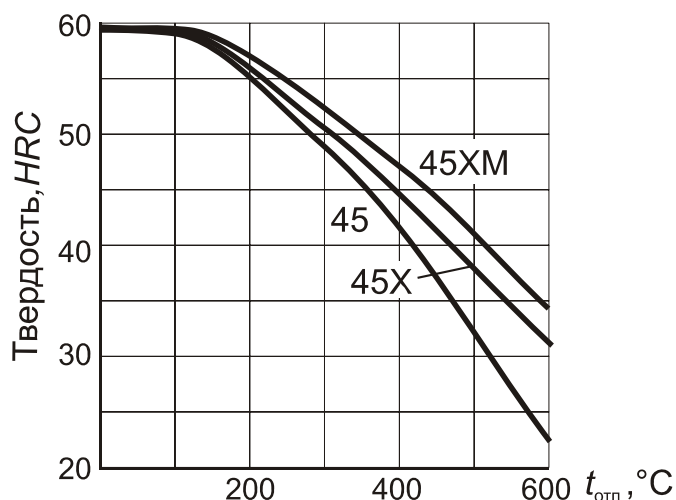


Рис. 15. Изменение твёрдости при отпуске сталей с различным содержанием легирующих элементов

б) *Прочность*. С повышением температуры отпуска пределы текучести и прочности закалённой стали снижаются, причём в мало- и среднелегированных сталях это понижение ощутимо наблюдается при отпуске выше 300...400 °C. Комплексное легирование стали карбидообразующими элементами и кремнием обуславливает сохранение высоких значений прочностных свойств при отпуске до 400 °C.

в) *Пластичность*. Относительные удлинение и сужение, определяемые при испытаниях на растяжение, с повышением температуры отпуска растут.

г) *Предел упругости*. У сталей, применяемых для изготовления упругих элементов (рессор, пружин и др.), важной характеристикой является предел упругости, который оценивает *сопротивление металла малым пластическим деформациям*. При повышении температуры отпуска он сначала растёт, достигая максимума при 300...350 °C (при структуре троостит отпуска), затем постепенно снижается.

д) *Ударная вязкость*. Закалённая сталь имеет низкую ударную вязкость. С повышением температуры отпуска она возрастает, но у некоторых сталей при температурах отпуска 250...400 °C и 450...600 °C наблюдается охрупчивание, то есть снижение ударной вязкости. Этот эффект называют *отпускной хрупкостью*, причём при температурах отпуска 250...400 °C – *необратимой*, а при 450...600 °C – *обратимой*.

Необратимая отпускная хрупкость в той или иной мере свойственна всем сталям, как углеродистым, так и легированным. Легирующие элементы не оказывают значительного влияния на неё. Более существенно она зависит от степени чистоты металла по примесям. Особенно отрицательно влияет фосфор. Надёжных способов устранения необратимой отпускной хрупкости нет. Поэтому отпуск деталей в этом интервале температур проводят крайне редко.

Обратимая отпускная хрупкость наблюдается у некоторых легированных сталей промышленной чистоты. Интенсивность их охрупчивания тем больше, чем

выше в них содержание таких примесей, как фосфор, сурьма, олово и мышьяк. Некоторые легирующие элементы (хром, никель, марганец и кремний) увеличивают склонность стали к этому виду хрупкости, а молибден в количестве 0,2...0,7% и, в меньшей мере, вольфрам (при содержании в стали 0,6...1,2 %), наоборот, ослабляют её.

Следует отметить, что обратимая отпускная хрупкость проявляется в двух случаях:

1) при отпуске в интервале температур 450...600 °С, независимо от скорости охлаждения с этих температур;

2) при отпуске выше 600 °С, но с замедленным охлаждением при температурах 600...450 °С (например, на воздухе). Если же охлаждение после отпуска, проведённого при температурах выше 600 °С, проводить быстро, то охрупчивание стали не наблюдается.

Для ослабления развития отпускной хрупкости на практике применяют следующие методы:

- уменьшение содержания в стали примесей, особенно фосфора;
- легирование стали молибденом или вольфрамом;
- ускоренное охлаждение деталей в масле, в воде и др. средах после отпуска при температурах выше 600 °С.

4.3.3. Виды отпуска стали

Отпуск закалённой стали преследует две основные цели:

1) снизить внутренние напряжения, возникшие в стали при закалке (чем выше температура отпуска и длительнее выдержка, тем они снимаются полнее и быстрее);

2) получить требуемый комплекс механических свойств. Закалённая на мартенсит сталь обладает высокой твёрдостью, но имеет повышенную склонность к хрупкому разрушению. Изменяя температурно-временные условия проведения отпуска, можно в широких пределах менять механические свойства стали.

Различают низкий, средний и высокий отпуск.

Низкий отпуск проводится при температурах 120...250 °С. Структура – *отпущенный мартенсит*. Цель – снизить уровень остаточных закалочных напряжений при сохранении высокой твёрдости стали. При низком отпуске несколько повышается сопротивление стали хрупкому разрушению, но низкоотпущенные изделия не выдерживают значительных динамических нагрузок. Поэтому низкому отпуску подвергают конструкционные стали после поверхностной закалки, цементации и нитроцементации, а также режущий и измерительный инструмент из углеродистых и низколегированных сталей.

Средний отпуск осуществляют путем нагрева закалённой углеродистой стали до 350...450 °С. После этого отпуска структура стали состоит из *троостита отпуска*. При этом на достаточно высоком уровне сохраняются твёрдость и проч-

ность при умеренной пластичности и вязкости. Средний отпуск средне- и высокоуглеродистых сталей (0,5...1,0 % С) обеспечивает высокие пределы упругости, выносливости и хорошую релаксационную стойкость. Поэтому этот вид отпуска применяют для пружин, рессор и других упругих элементов, в которых не допускается появление остаточной деформации.

При *высоком отпуске* сталь нагревают до 500...670 °С и получают структуру *сорбита отпуска*. При этом отпуске наиболее полно снимаются остаточные напряжения. Но самое главное – *высокий отпуск создаёт наилучшее соотношение между прочностью и вязкостью стали*. Закалка с высоким отпуском по сравнению с нормализацией или отжигом весьма сильно повышает одновременно прочность, пластичность и ударную вязкость. Поэтому такую обработку, то есть *закалку с последующим высоким отпуском*, называют *улучшением*.

Улучшению подвергают среднеуглеродистые (0,3...0,5 % С) конструкционные стали, к которым предъявляются высокие требования по ударной вязкости и пределу выносливости. Однако износостойкость улучшенной стали невысокая из-за её пониженной твёрдости.

После отпуска изделия, как правило, охлаждают медленно, так как чем ниже скорость охлаждения, тем меньше уровень остаточных напряжений. Но если сталь склонна к обратимой отпускной хрупкости, то после высокого отпуска детали из такой стали следует охлаждать ускоренно.

В заключение отметим ещё раз, что главной целью отпуска является получение заданного комплекса механических свойств детали или инструмента. Эти свойства зависят от содержания углерода и легирующих элементов в стали, температуры и продолжительности отпуска. Часто режим отпуска подбирается в зависимости от требуемой твёрдости, так как она легко определяется в производственных условиях и её величина в определённой мере характеризует работоспособность детали. Однако во многих случаях конструктору кроме твёрдости необходимо знать и другие механические свойства (прочность, пластичность, вязкость). Для определения этих характеристик построены диаграммы зависимости механических свойств от температуры отпуска. Следует, однако, учитывать, что эти зависимости получены по результатам испытаний образцов небольших размеров. В реальных деталях абсолютные значения механических свойств отличаются от найденных из графиков. В этом случае необходимо вносить поправки на прокаливаемость и масштабный фактор. Необходимо также иметь в виду, что большое значение для получения заданных механических свойств имеет длительность выдержки при отпуске: чем выше температура отпуска, тем меньше должна быть длительность выдержки для получения требуемых свойств.

5. МЕТОДЫ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Многие детали машин работают в таких условиях, когда их поверхность подвергается интенсивному изнашиванию и одновременно на них действуют также

значительные динамические нагрузки. Для успешной работы в этих условиях детали должны иметь высокую твёрдость и прочность на поверхности в сочетании с вязкой пластичной сердцевиной. Такой комплекс свойств достигается правильным выбором марки стали и последующей термической обработкой, обеспечивающей упрочнение поверхностных слоёв изделия. Основными методами поверхностного упрочнения являются:

- 1) поверхностная закалка;
- 2) химико-термическая обработка;
- 3) упрочнение поверхности изделия путем пластической деформации (дробеструйный наклёп, обкатка поверхности детали роликами и др.).

5.1. Поверхностная закалка стали

Суть её в том, что поверхностные слои детали очень быстро нагреваются до аустенитного состояния, после чего немедленно проводится интенсивное охлаждение (чаще всего водой под давлением). В момент окончания нагрева по сечению детали создаётся большой перепад температур (рис. 16).

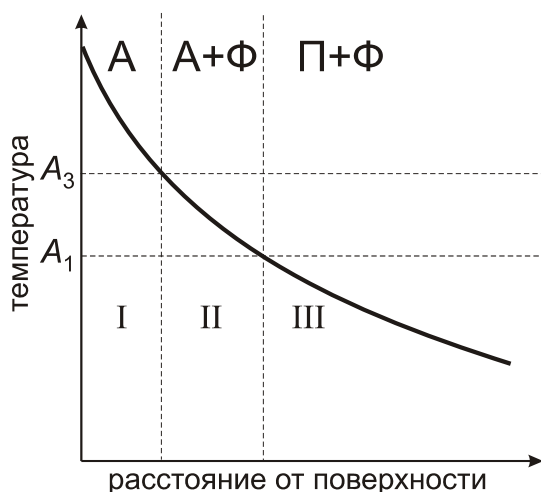


Рис. 16. Кривая изменения температуры по сечению изделия из доэвтектоидной стали при поверхностном нагреве. А, А+Ф, П+Ф – структуры стали после нагрева. I, II и III – пояснения в тексте

После охлаждения доэвтектоидной стали с исходной равновесной структурой со скоростью большей или равной критической скорости закалки в первой зоне структура стали будет состоять из мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита, во второй области – из мартенсита, феррита и остаточного аустенита, а в третьей она останется исходной (феррит + перлит), так как температура нагрева в этой зоне не превысила даже критическую точку A_{c1} . Поэтому в первой зоне твёрдость стали будет максимальной, во второй зоне она будет ниже из-за присутствия мягкого феррита, а в третьей области – она не изменится по сравнению с исходным состоянием стали.

Поверхностной закалке подвергают углеродистые стали с 0,4...0,5 % С, которые после закалки должны иметь высокую твердость (HRC 58...62) и износостойкость, реже – низколегированные с таким же количеством углерода: 40X, 45X, 45Г2, 40ХН, 40 ХНМ и др.

После поверхностной закалки изделия немедленно подвергают низкому отпуску при 150...200 °С, а часто – самоотпуску.

Существует несколько способов нагрева под поверхностную закалку, основными из которых являются:

- 1) индукционный;
- 2) лазерный;
- 3) газопламенный.

При *закалке с индукционного нагрева* деталь устанавливают в индуктор, представляющий собой один или несколько витков пустотелой водоохлаждаемой медной трубки или шины (рис. 17). Через индуктор пропускают переменный ток высокой частоты ($f=10^3 \dots 10^5$ Гц), который создаёт переменное магнитное поле. В результате индукции в детали возникают вихревые токи и происходит выделение джоулева тепла. Плотность индуктированного тока по сечению нагреваемого изделия неодинакова: в поверхностном слое она имеет наибольшее значение, а дальше резко падает.

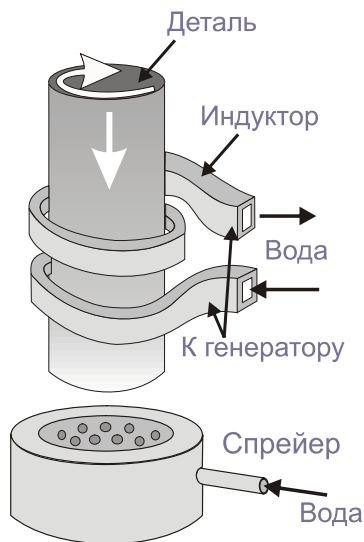


Рис. 17. Схема индукционного нагрева

Около 90 % тепла выделяется в слое толщиной δ , который находится в следующей зависимости от частоты тока (f), магнитной проницаемости стали, из которой изготовлена деталь (μ), и её удельного электросопротивления (ρ):

$$\delta = K \cdot \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}}, \quad (4)$$

где K – постоянный коэффициент для данной стали.

Для получения слоя толщиной 1,0 мм оптимальная частота тока составляет 50...60 кГц, для слоя 2,0 мм – примерно 15 кГц и для слоя 4,0 мм – всего около 4 кГц.

Выбор оптимальной толщины упрочняемого слоя определяется условиями работы детали. Если изделие работает только на износ, то толщина закалённого слоя

должна быть 1,5...3,0 мм, в условиях высоких контактных нагрузок – 4...5 мм, а при особо больших контактных нагрузках – 10...15 мм. Обычно считают, что площадь сечения закалённого слоя должна быть не более 20 % всего сечения детали.

Если при печном нагреве его скорость не превышает 1 град/с, то при индукционном она достигает $10^2...10^3$ град/с. С повышением скорости нагрева фазовые превращения сдвигаются в область более высоких температур. В связи с этим, чем больше скорость нагрева, тем выше должна быть температура аустенитизации. Так, если при печном нагреве температура закалки стали 40 составляет 840...860 °С, то при индукционном нагреве со скоростью 250 град/с она равна 880...920 °С, а при 500 град/с – 980...1020 °С. При этом зерно аустенита не только не растёт, а получается даже более мелким, чем при печном нагреве, так как скорость образования зародышевых центров аустенита растёт гораздо быстрее, чем линейная скорость их роста.

Для поверхностного упрочнения применяют и *закалку с лазерного нагрева*. Применение лазеров для термической обработки основано на трансформации световой энергии в тепловую. Под воздействием лазерного излучения поверхность детали нагревается до очень высоких температур и тончайший поверхностный слой может даже оплавляться, на месте которого после затвердевания возникнет слой аморфного металла, обладающего высокой твердостью и коррозионной стойкостью. Однако чаще на поверхности после закалки структура представляет собой тонкодисперсный мартенсит, имеющий высокую твердость.

При поверхностной закалке глубина лазерного нагрева не превышает 2 мм. Из-за очень малой длительности нагрева (скорость нагрева до 10^6 град/с) внутренние слои детали практически не нагреваются, поэтому охлаждение после лазерного нагрева происходит путём отвода тепла в глубинные слои детали за счёт теплопроводности металла. Скорость охлаждения при этом достигает 10^6 град/с, следовательно отпадает необходимость применять закалочную среду.

Для крупных деталей применяют *закалку с газопламенным нагревом*. Поверхность детали нагревается газовым пламенем, имеющим высокую температуру (2400... 3200 °С). Вследствие быстрого подвода значительного количества тепла поверхность детали за короткое время нагревается до температуры закалки, тогда как сердцевина её не успевает нагреться. Последующее быстрое охлаждение с помощью душирующих устройств обеспечивает закалку только поверхностного слоя. Толщина закалённого слоя составляет 2...4 мм, а его твердость у стали с содержанием углерода 0,45...0,50 % – порядка HRC 50...55.

5.2. Химико-термическая обработка стали

Химико-термическая обработка (ХТО) заключается в изменении химического состава и структуры поверхностных слоёв деталей путём диффузионного насыщения их при повышенной температуре одним или несколькими элементами. Для

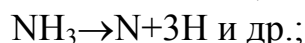
поверхностного упрочнения стальных деталей наиболее часто применяют цементацию, азотирование, нитроцементацию и реже борирование.

5.2.1. Общая характеристика процессов ХТО

При ХТО происходит ряд сложных процессов как в среде, окружающей обрабатываемые изделия, так и на поверхности металла и внутри него.

Основными из них являются:

1) *образование активных атомов* насыщающего элемента вблизи или непосредственно на поверхности металла. Оно происходит обычно в результате диссоциации химических веществ при высоких температурах, например:



2) *адсорбция*, то есть поглощение поверхностью обрабатываемого металла атомов насыщающего элемента;

3) *диффузия* – перемещение адсорбированных атомов в кристаллической решётке обрабатываемого металла. Процесс диффузии возможен только при наличии растворимости насыщающего элемента в металле и достаточно высокой температуры, обеспечивающей необходимую энергию атомам. Есть несколько *механизмов диффузии*. В плотноупакованных решётках наиболее вероятными являются *вакансионный* (атомы перемещаются по вакансиям) и *межузельный* (по междоузлиям). Первый реализуется в том случае, если насыщающий элемент с железом образует твёрдый раствор замещения, а второй – в случае образования твёрдого раствора внедрения.

При насыщении углеродом или азотом, образующими с железом твёрдые растворы внедрения, диффузия протекает быстрее, чем при насыщении металлами, которые образуют с железом твёрдые растворы замещения. Поэтому в последнем случае процесс ХТО проводят при более высоких температурах и более длительно.

Развитие процесса диффузии приводит к образованию так называемой *диффузионной зоны*, под которой понимают слой металла у поверхности детали, отличающийся от исходного по химическому составу. Материал же детали под диффузионной зоной, не затронутый воздействием насыщающей среды, называют *сердцевиной*. Под *общей толщиной* диффузионной зоны понимают расстояние от поверхности металла до сердцевины. Однако чаще оперируют *эффективной толщиной* – расстоянием от поверхности до участка, имеющего заданное значение базового параметра (твёрдости, содержания насыщающего элемента и др.).

Характеристиками ХТО являются: общая или эффективная толщина диффузионной зоны; содержание насыщающего элемента на поверхности изделия; характер распределения диффундирующего элемента по сечению детали и др. Регулируют их путём изменения температуры процесса, его продолжительности и активности насыщающей среды.

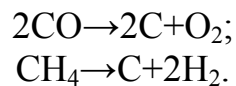
5.2.2. Цементация стали

Цементация заключается в диффузионном насыщении поверхности стали углеродом. Для получения требуемых свойств *цементированные детали обязательно подвергаются закалке и низкому отпуску.*

Цементация с последующей термической обработкой проводится для повышения твёрдости, износостойкости и предела выносливости поверхностных слоев детали при сохранении вязкой пластичной сердцевины.

Подвергают цементации низкоуглеродистые стали ($C=0,1...0,25\%$), так как сердцевина изделия после закалки должна иметь высокую вязкость. Проводят её при температурах $930...950\text{ }^\circ\text{C}$, когда устойчив аустенит, растворяющий углерод в больших количествах. Концентрация углерода на поверхности стали после цементации должна составлять $0,8...1,0\%$. Более высокое содержание углерода ухудшает механические свойства изделия. Толщина цементованного слоя для деталей, изготовленных из стали с содержанием углерода более $0,17\%$, составляет обычно 15% от наименьшей толщины или диаметра цементуемого сечения. При содержании углерода менее $0,17\%$ толщину слоя уменьшают до $5...9\%$, а для деталей, работающих только на износ без больших удельных нагрузок, – и до $3...4\%$. Для зубчатых колес её выбирают в зависимости от модуля. Так, при модуле зубчатого колеса $1,5\text{ мм}$ эффективная толщина слоя до HRC 50 после закалки и отпуска должна быть $0,4\text{ мм}$, а при модуле 10 мм – $1,8\text{ мм}$.

Диффузия углерода в сталь возможна только в том случае, если он находится в атомарном состоянии. Получается атомарный углерод при диссоциации газов, содержащих углерод:



Цементированный слой имеет переменную концентрацию углерода, убывающую от поверхности к сердцевине детали. В связи с этим после *медленного охлаждения* в структуре диффузионной зоны можно различить три зоны: *заэвтектоидную*, состоящую из перлита и вторичного цементита (там, где $C > 0,8\%$), далее следует *эвтектоидная* со структурой пластинчатого перлита ($C \approx 0,8\%$) и *доэвтектоидная* ($C < 0,8\%$) – феррит + перлит. Количество феррита в этой зоне непрерывно возрастает по мере приближения к сердцевине детали. За *эффективную толщину* чаще всего принимают сумму заэвтектоидной, эвтектоидной и половины доэвтектоидной зон (до содержания $C = 0,4\%$ и HRC 50 после закалки и низкого отпуска).

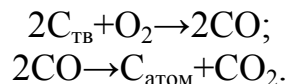
Вещество, из которого получается при высоких температурах атомарный углерод, называют *карбюризатором*.

Известно несколько способов цементации. Из них наиболее широко применяют газовую, реже – цементацию в твёрдом карбюризаторе.

При *цементации в твёрдом карбюризаторе* детали, упакованные в стальные или чугунные ящики попеременно с карбюризатором, нагревают до температуры $930...950\text{ }^\circ\text{C}$ и в течение длительного времени выдерживают при этой температу-

ре, затем охлаждают, ящики распаковывают и детали подвергают закалке и низкому отпуску.

Основной частью твёрдого карбюризатора является древесный уголь. Для активизации процесса цементации в состав карбюризатора вводят углекислые соли (BaCO_3 или Na_2CO_3) в количестве 10...25 %. В цементационном ящике при высоких температурах происходят реакции:



Атомарный углерод адсорбируется поверхностью детали и диффундирует в сталь, растворяясь в γ -железе.

Скорость цементации составляет примерно 0,15 мм/ч при толщине слоя до 1 мм и 0,1 мм/ч – при толщине слоя более 1 мм.

Вследствие очевидных недостатков процесса (большая продолжительность, так как много времени уходит на прогрев ящика и карбюризатора, плохие санитарные условия труда и др.) цементация в твёрдом карбюризаторе применяется, главным образом, в единичном и мелкосерийном производстве.

Более совершенным и поэтому основным является *газовая цементация*. В *серийном производстве* её обычно проводят в шахтных печах. В качестве карбюризатора применяют *жидкие углеводороды* (керосин, бензол, синтин и др.), которые подаются в рабочее пространство печи с помощью капельницы, где они диссоциируют с образованием метана, из которого и получается атомарный углерод, необходимый для насыщения поверхностных слоёв детали:



В *крупносерийном и массовом производствах* газовую цементацию проводят в печах непрерывного действия, где весь цикл ХТО (цементация, закалка и низкий отпуск) полностью механизирован и автоматизирован. В этих печах для цементации применяют *эндотермическую атмосферу* (92...95 %) с добавками *природного газа* (8...5 %). Эндотермическая атмосфера (эндогаз) получается путем сжигания природного газа в специальных генераторах и содержит около 21 % CO , 40 % H_2 , 37 % N_2 и 2 % CH_4 . Основное преимущество этой атмосферы – возможность *автоматического регулирования углеродного потенциала*, под которым понимают науглероживающую способность среды, обеспечивающую заданную концентрацию углерода на поверхности детали.

Скорость газовой цементации при температуре 930...950°C составляет 0,12...0,15 мм/ч при толщине слоя до 1,5...1,7 мм.

5.2.3. Термическая обработка стали после цементации

Цементация является только промежуточной операцией, цель которой – *обогащение поверхностных слоёв изделия углеродом*. Необходимые для работы детали свойства достигаются в результате последующей термической обработки. Основные её цели следующие:

1) получить высокую твёрдость, прочность и износостойкость в поверхностных слоях изделия;

2) измельчить зерно в сердцевине детали, чтобы она была вязкой и пластичной.

Цементированная деталь является двухслойной: в поверхностных слоях $C \geq 0,8\%$ (заэвтектоидная или эвтектоидная сталь), а в сердцевине $C < 0,8\%$ (доэвтектоидная сталь). Для достижения первой цели следует провести закалку с температуры $A_{c1}^{нов.} < t_1 < A_{cm}^{нов.}$ (рис. 18), то есть $t_1 \approx 760 \dots 780^\circ\text{C}$, а для измельчения зерна в сердцевине должна пройти там *полная структурная перекристаллизация*, для чего необходимо нагреть деталь до температуры $t_2 = A_{c3}^{сердц.} + (30 \dots 50)^\circ\text{C}$, т.е. $\sim 880 \dots 900^\circ\text{C}$. Видно, что нет единой температуры нагрева, после закалки с которой полностью достигались бы обе цели.

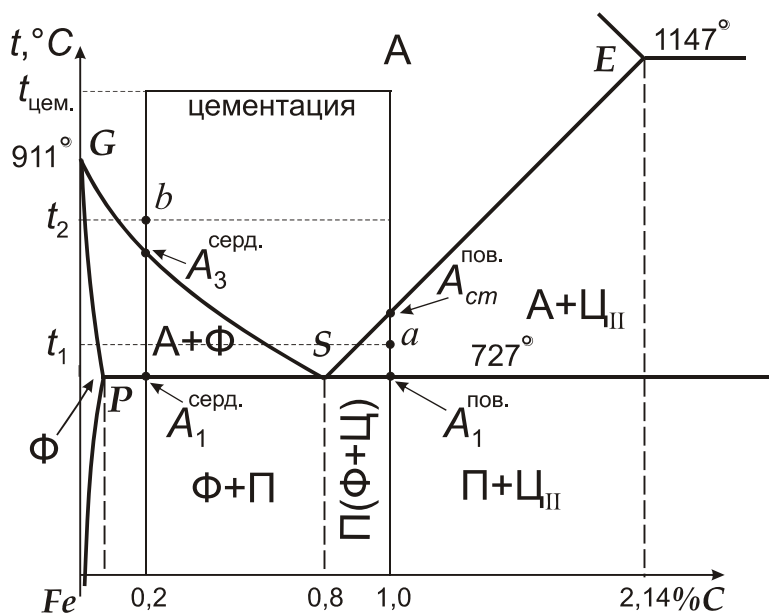


Рис. 18. Оптимальные температуры нагрева при закалке поверхности и сердцевины цементированной детали из углеродистой стали 20

Поэтому в зависимости от конкретных требований к детали, марки стали и режимов цементации применяют различные варианты последующей термической обработки, основными из которых являются:

1) *закалка с цементационного нагрева с подстуживанием* – это самый простой и экономичный способ. После окончания цементации детали подстуживаются до $860 \dots 840^\circ\text{C}$ и закаливаются. Такая обработка не исправляет структуры слоя и сердцевины, в частности, не измельчает зерно. Поэтому применяется, в основном, после газовой цементации и для деталей, изготовленных из наследственно мелкозернистых сталей;

2) *однократная закалка с дополнительного нагрева*. В этом случае изделия после цементации охлаждают медленно, затем вновь нагревают под закалку. Температура нагрева различна, как было сказано выше, для малоуглеродистой сердцевины и цементированного слоя. Поэтому её выбирают, руководствуясь требованиями, предъявляемыми к изделию: если необходимо высокое качество слоя, а свойства сердцевины менее важны, то закалку проводят с температуры t_1 , то есть

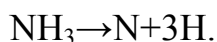
760...780 °С для углеродистых сталей. При необходимости получения мелкого зерна в сердцевине закалку надо проводить с температуры t_2 (см. рис. 18). Закалку с повторным нагревом применяют после цементации в твёрдом карбюризаторе и после газовой цементации в шахтных печах;

3) *двойная закалка*. После цементации и медленного охлаждения проводят последовательно две заковки: первую с температуры 880 ... 900 °С для измельчения зерна, вторую с температуры 760...780 °С (для придания высокой твёрдости поверхности детали). Недостаток такой обработки заключается в сложности технологического процесса, повышенном короблении и возможности окисления и обезуглероживания поверхности детали.

После любого варианта заковки обязательно проводится *низкий отпуск* при 150...180 °С, переводящий мартенсит заковки в поверхностном слое в отпущенный мартенсит и уменьшающий величину остаточных напряжений. Структура цементированного слоя оказывает существенное влияние на его свойства. Наибольшая прочность слоя достигается при структуре отпущенного мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита. Дисперсные зернистые карбиды в наружной части слоя повышают его износостойкость, но могут снижать прочность при изгибе и предел выносливости.

5.2.4. Азотирование стали

Азотирование, то есть процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя *азотом*, повышает твёрдость поверхности детали, её износостойкость, предел выносливости и сопротивление коррозии во влажной атмосфере и пресной воде. Наибольшее применение получило *низкотемпературное газовое азотирование* в частично диссоциированном аммиаке:



При насыщении чистого железа структура азотированного слоя определяется диаграммой состояний Fe–N, в которой имеются следующие фазы:

- 1) α -твёрдый раствор азота в α -железе (азотистый феррит), решётка ОЦК;
- 2) γ -твёрдый раствор азота в γ -железе (азотистый аустенит), решётка ГЦК;
- 3) γ' -твёрдый раствор на базе нитрида железа Fe_4N , решётка ГЦК;
- 4) ε -твёрдый раствор на основе нитрида железа Fe_{2-3}N , решётка ГПУ;
- 5) ξ -твёрдый раствор на основе нитрида железа Fe_2N , решётка ромбическая.

Структура железа, азотированного при температурах ниже 590 °С, после медленного охлаждения состоит из тонкого слоя ε -фазы, под которым залегает α -твёрдый раствор с частицами γ' -фазы. Далее сохраняется исходная структура, не изменившаяся в процессе азотирования. Однако азотирование железа не вызывает значительного повышения твёрдости. Поэтому азотированию подвергают легированные стали, содержащие Cr, V, Mo и, особенно, Al. Наиболее часто применяют сталь 38Х2МЮА, обеспечивающую на поверхности очень высокую после азотирования твёрдость (HV 1000...1200).

Скорость низкотемпературного азотирования значительно ниже, чем скорость цементации. Поэтому толщина азотированного слоя сравнительно невелика – от

0,3 до 0,6 мм, а длительность процесса при 500...520 °С составляет 20...60 часов. Содержание азота в поверхностном слое легированных сталей может достигать 7...8 %.

Технологический процесс обработки деталей, подвергающихся азотированию, предусматривает несколько операций, приведённых ниже.

1. *Улучшение*. Азотированный слой тонкий и для предотвращения его разрушения при контактных нагрузках необходима вязкая, но и достаточно прочная сердцевина. Поэтому азотируемые детали предварительно подвергают закалке с высоким отпуском, т.е. улучшению. При этом температура отпуска должна быть выше температуры азотирования на 20...40 °С.

2. *Механическая обработка* деталей, включая шлифование.

3. *Защита участков, не подлежащих азотированию*; достигается нанесением тонкого слоя олова электролитическим методом или нанесением жидкого стекла.

4. *Азотирование*. Азотирование тонкостенных изделий сложной конфигурации из стали 38Х2МЮА рекомендуется выполнять при 500...520 °С. Длительность процесса зависит от требуемой толщины слоя. Чем выше температура азотирования, тем ниже твердость азотированного слоя и больше его толщина. Поэтому для ускорения часто применяют двухступенчатый процесс: сначала азотирование проводят при 500...520 °С, а затем при 540...560 °С. Первая ступень обеспечивает получение высокой твёрдости, а вторая необходима для ускорения наращивания слоя.

5. *Окончательное шлифование или доводка изделия*.

Сравним эффективность цементации и азотирования, преследующих одни и те же цели. Азотирование перед цементацией имеет ряд преимуществ и, в частности:

1) более высокая твёрдость поверхностного слоя (HV до 1000...1200 против HV 750...900 после цементации, закалки и низкого отпуска);

2) повышенная твёрдость азотированного слоя сохраняется при нагреве до температур 400...450 °С, а цементированного – до 200...250 °С;

3) после азотирования не требуется дополнительной термической обработки, как после цементации.

Таким образом, азотирование даёт более качественные результаты, однако является дорогостоящим процессом, так как он очень длителен и требует применения дорогих легированных сталей, в то время как цементации можно подвергать и углеродистые стали.

5.2.5. Нитроцементация стали

Наряду с цементацией и азотированием, применяют и *одновременное насыщение* поверхностных слоев стали *углеродом и азотом*. Изменяя температуру и химический состав насыщающей среды можно в широких пределах регулировать соотношение концентраций углерода и азота в диффузионной зоне и, следова-

тельно, влияя на свойства поверхности изделий. Чем выше температура процесса, тем больше доля углерода и меньше азота в диффузионном слое.

Различают:

а) *нитроцементацию* – насыщение поверхностных слоев стали углеродом и азотом в газовой среде при температурах 700...950 °С, и

б) *цианирование* – насыщение поверхности стали азотом и углеродом в расплавах смеси солей, содержащих цианистые соединения. Из-за чрезмерной ядовитости цианистых солей и их высокой стоимости этот процесс применяется весьма ограниченно.

Нитроцементация по сравнению с цементацией обладает рядом преимуществ, главный из которых состоит в том, что проводят её при температурах 850...870 °С, что примерно на 80 °С ниже, чем температура цементации. При этом за одинаковое время получается диффузионный слой той же толщины. Это связано с тем, что в присутствии азота ускоряется диффузия углерода.

Подвергают нитроцементации те же стали, что и при цементации, – с концентрацией углерода 0,10...0,25 %. В качестве карбюризатора применяют *углеродо-содержащие газы с добавкой до 15 % аммиака* (в проходных печах – это эндогаз с добавкой метана и аммиака, в шахтных – жидкие углеводороды с аммиаком). Кроме того, в шахтных печах нитроцементация может осуществляться и в атмосфере, образованной при термическом распаде *триэтанолamina* ($C_2H_4OH)_3N$, без добавки аммиака.

Максимальные показатели свойств достигаются только при оптимальном суммарном содержании на поверхности углерода и азота, которое зависит от марки стали и колеблется в пределах от 1,0 % до 1,65 %. При этом азота должно быть не менее 0,15 % и не более 0,4...0,5 %.

После нитроцементации требуется такая же термическая обработка, как и после цементации (закалка и низкий отпуск). Обычно проводят *непосредственную закалку с подстуживанием*, реже – с повторного нагрева.

Структура стали после нитроцементации, закалки и низкого отпуска состоит из отпущенного мартенсита, карбонитридов и остаточного аустенита. Кроме того, при нитроцементации нередко образуется так называемая *«тёмная составляющая»* в наружной части слоя толщиной до 0,1 мм, которая на 45...75 % *снижает усталостную прочность и в несколько раз (!) – контактную выносливость*. Вероятность её возникновения возрастает с увеличением толщины слоя и содержанием в нём азота. Поэтому для ответственных изделий *глубина нитроцементованного слоя должна быть менее 1,0 мм (обычно она составляет 0,2...0,8 мм)*. При необходимости получения более толстых слоев (>1 мм) применяют цементацию.

Нитроцементация позволяет получить более высокое качество упрочнённого слоя по сравнению с цементацией, поэтому она широко применяется в машиностроении, особенно на автомобильных и тракторных заводах.

6. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящем учебном пособии теоретические аспекты термической обработки изложены очень лаконично и доступным языком, так как главная цель, которую ставили перед собой авторы – дать студенту-заочнику *начальные понятия* о превращениях, протекающих в стали при нагреве и охлаждении, и основных операциях термической обработки. Более углублённо эти вопросы можно изучить, пользуясь учебниками, указанными в рекомендуемой литературе [1...5].

При разработке же технологических процессов термической обработки изделий необходимо пользоваться марочниками сталей и справочниками, основные из которых также приведены ниже [6...10].

Для облегчения выполнения контрольных работ по курсу «Материаловедение» студентами заочной формы обучения в Приложении 1 приведён химический состав и критические точки некоторых наиболее широко применяемых конструкционных и инструментальных сталей, а в Приложениях 2, 3 и 4 – их диаграммы превращения переохлаждённого аустенита. В указанных Приложениях химический состав сталей указан в весовых процентах, а критические точки A_1 , A_3 , A_{cm} , M_n и температура нагрева (t_n) – в градусах Цельсия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Материаловедение. / Под ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Изд-во МГТУ, 2004. – 646 с.
2. Лахтин, Ю.М. Материаловедение: учебник для высших технических учебных заведений / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. 5-е изд., стереотипное. – М.: ООО «Издательский дом «Альянс», 2009. – 528 с.
3. Солнцев, Ю.П. Материаловедение: учебник для ВУЗов / Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин. – СПб.: Химиздат, 2004. – 736 с.
4. Смирнов, М.А. Основы термической обработки стали / М.А. Смирнов, В.М. Счастливцев, Л.Г. Журавлёв. – М.; Наука и технологии, 2002. – 519 с.
5. Смирнов, М.А. Материаловедение: учебное пособие, ч. 1 / М.А. Смирнов, К.Ю. Окишев, Х.М. Ибрагимов, Ю.Д. Корягин – Изд-во ЮУрГУ, 2005. – 140 с.
6. Марочник сталей и сплавов / М.М. Колосков, Е.Т. Долбенко, Ю.В. Каширский и др.; Под общей ред. А.С. Зубченко – М.: Машиностроение, 2001. 672 с.
7. Журавлёв, В.Н. Машиностроительные стали: справочник / В.Н. Журавлёв, О.И. Николаева. – М.: Машиностроение, 1992. – 480 с.
8. Попова, Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник / Л.Е. Попова, А.А. Попов. 3-е изд., перераб. и доп.– М.: Metallurgia, 1991. – 503 с.
9. Тылкин, М.А. Справочник термиста ремонтной службы / М.А. Тылкин. – М. Metallurgia, 1981. – 648 с.
10. Термическая обработка в машиностроении: справочник / под ред. Ю.М. Лахтина и А.Г. Рахштадта – М.: Машиностроение, 1980. – 783 с.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Приложение 1

Таблица П 1

Химический состав и критические точки некоторых конструкционных и инструментальных сталей

№ п/п	Марка стали	Химический состав, вес. %								Критические точки, °С	
		С	Mn	Si	Cr	Ni	Другие элементы	S	P	A ₁	A ₃
1	12X18H9T	≤ 0,12	≤ 2,00	≤ 0,80	17,0–19,0	8,00–9,50	Ti: 5·C–0,80	≤ 0,020	≤ 0,035	–	–
2	12XH3A	0,09–0,16	0,30–0,60	0,17–0,37	0,60–0,90	2,75–3,15	–	≤ 0,025	≤ 0,025	715	775
3	12X13	0,09–0,15	≤ 0,80	≤ 0,80	12,0–14,0	–	–	≤ 0,025	≤ 0,030	730	850
4	15XΦ	0,12–0,18	0,40–0,70	0,17–0,37	0,80–1,10	≤ 0,30	V: 0,06–0,12	≤ 0,035	≤ 0,035	740	845
5	15X9CMΦ	0,12–0,18	≤ 0,80	0,90–1,20	8,00–10,00	–	Mo: 0,90–1,00 V: 0,25–0,35	≤ 0,035	≤ 0,035	880	940
6	18XГТ	0,17–0,23	0,80–1,10	0,17–0,37	1,00–1,30	≤ 0,30	Ti: 0,03–0,09	≤ 0,035	≤ 0,035	740	825
7	18X2H4B	0,14–0,20	0,25–0,55	0,17–0,37	1,35–1,65	4,00–4,40	W: 0,60–0,90	≤ 0,035	≤ 0,035	700	810
8	20X	0,17–0,23	0,50–0,80	0,17–0,37	0,70–1,00	≤ 0,30	–	≤ 0,035	≤ 0,035	750	825
9	20XM	0,15–0,25	0,40–0,70	0,17–0,37	0,80–1,10	≤ 0,30	Mo: 0,15–0,25	≤ 0,035	≤ 0,035	730	825
10	20XH2	0,15–0,25	0,30–0,60	0,17–0,37	0,60–0,90	1,50–1,90	–	≤ 0,035	≤ 0,035	740	775
11	20XГНР	0,16–0,23	0,70–1,00	0,17–0,37	0,70–1,00	0,80–1,10	B: 0,001–0,005	≤ 0,035	≤ 0,035	740	830
12	20XH2MP	0,16–0,23	0,40–0,70	0,17–0,37	0,70–1,10	1,60–2,00	Mo: 0,20–0,30 B: 0,001–0,005	≤ 0,035	≤ 0,035	735	800
13	20XH3A	0,17–0,24	0,30–0,60	0,17–0,37	0,60–0,90	2,75–3,15	–	≤ 0,025	≤ 0,025	730	810
14	25XГΦ	0,22–0,28	0,80–1,10	0,17–0,37	0,80–1,10	≤ 0,30	V: 0,10–0,15	≤ 0,035	≤ 0,035	755	840
15	25XH3MΦA	0,20–0,25	0,25–0,50	≤ 0,37	1,40–1,80	3,00–3,75	Mo: 0,30–0,50 V: 0,08–0,15	≤ 0,025	≤ 0,025	720	820
16	30XM	0,26–0,34	0,40–0,70	0,17–0,37	0,80–1,10	≤ 0,30	Mo: 0,15–0,25	≤ 0,035	≤ 0,035	760	810

Продолжение табл. П 1

№ п/п	Марка стали	Химический состав, вес. %								Критические точки, °С	
		С	Mn	Si	Cr	Ni	Другие элементы	S	P	A ₁	A ₃
17	30ХГС	0,28–0,34	0,80–1,10	0,90–1,20	0,80–1,10	≤ 0,30	–	≤ 0,035	≤ 0,035	760	830
18	3Х2В8	0,30–0,40	0,15–0,40	0,15–0,40	2,20–2,70	–	W: 7,50–9,00 V: 0,20–0,50	≤ 0,035	≤ 0,035	820	925
19	35ХН2М	0,32–0,40	0,30–0,60	0,17–0,37	0,60–0,90	1,25–1,65	Mo: 0,20–0,30	≤ 0,035	≤ 0,035	730	780
20	38ХСА	0,34–0,42	0,30–0,60	1,00–1,40	1,30–1,60	≤ 0,30	–	≤ 0,025	≤ 0,025	760	810
21	38Х2МЮА	0,35–0,42	0,30–0,60	0,20–0,45	1,35–1,65	≤ 0,30	Al: 0,70–1,10	≤ 0,025	≤ 0,025	800	865
22	40Г2	0,36–0,44	1,40–1,80	0,17–0,37	≤ 0,30	≤ 0,30	–	≤ 0,035	≤ 0,035	715	745
23	40ХНА	0,36–0,44	0,50–0,80	0,17–0,37	0,45–0,75	1,10–1,40	–	≤ 0,025	≤ 0,025	735	770
24	40ХГТ	0,37–0,44	0,80–1,10	0,17–0,37	1,00–1,30	≤ 0,30	Ti: 0,03–0,09	≤ 0,035	≤ 0,035	770	820
25	40ХГТР	0,38–0,45	0,70–1,00	0,17–0,37	0,80–1,10	≤ 0,30	Ti: 0,03–0,09 B: 0,001–0,005	≤ 0,035	≤ 0,035	770	825
26	4Х5МФС	0,32–0,40	0,20–0,50	0,90–1,20	4,50–5,50	≤ 0,30	Mo: 1,20–1,50 V: 0,30–0,50	≤ 0,030	≤ 0,030	840	870
27	4Х5В2ФС	0,38–0,45	0,15–0,50	0,80–1,20	4,50–5,50	≤ 0,30	W: 2,40–2,60 V: 0,80–1,20	≤ 0,035	≤ 0,035	710	790
28	50Г	0,48–0,56	0,70–1,00	0,17–0,37	≤ 0,30	≤ 0,30	–	≤ 0,035	≤ 0,035	725	760
29	50ХГФ	0,48–0,55	0,80–1,00	0,17–0,37	0,95–1,20	≤ 0,30	V: 0,15–0,25	≤ 0,035	≤ 0,035	720	760
30	5ХНМ	0,50–0,60	0,50–0,80	0,10–0,40	0,50–0,80	1,40–1,80	–	≤ 0,030	≤ 0,030	730	780
31	5ХНВС	0,50–0,60	0,30–0,60	0,60–0,90	1,30–1,60	0,80–1,20	W: 0,40–0,60	≤ 0,030	≤ 0,030	710	790
32	60С2	0,57–0,65	0,60–0,90	1,50–2,00	≤ 0,30	≤ 0,25	–	≤ 0,035	≤ 0,035	770	820
33	У7	0,65–0,74	0,17–0,33	0,17–0,33	≤ 0,40	≤ 0,25	–	≤ 0,028	≤ 0,030	730	770
34	70С3А	0,66–0,74	0,60–0,90	2,40–2,80	≤ 0,30	–	–	≤ 0,025	≤ 0,025	755	780
35	70С2Х	0,65–0,75	0,40–0,60	1,40–1,70	0,20–0,40	≤ 0,25	–	≤ 0,035	≤ 0,035	740	770

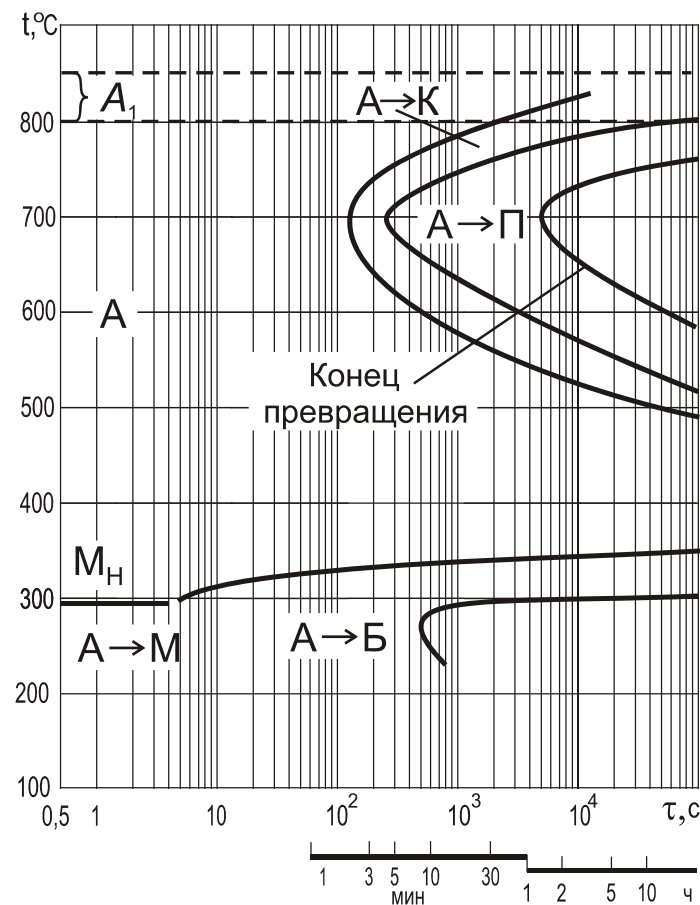
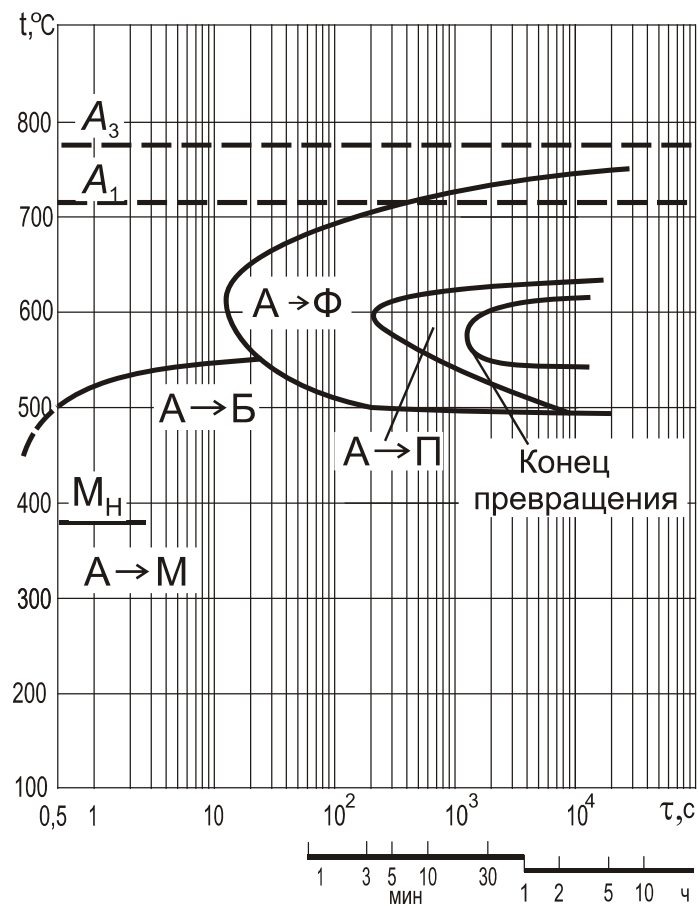
Окончание табл. П 1

№ п/п	Марка стали	Химический состав, вес. %								Критические точки, °С	
		С	Mn	Si	Cr	Ni	Другие элементы	S	P	A_1	A_{cm}
36	P18	0,73–0,83	0,20–0,50	0,20–0,50	3,80–4,40	≤ 0,60	W: 17,0–18,5 Mo ≤ 1,00 V: 1,0–1,4 Co ≤ 0,50	≤ 0,030	≤ 0,030	820	860
37	P6M3	0,85–0,95	≤ 0,40	≤ 0,50	3,80–4,40	≤ 0,40	W: 5,5–6,5 Mo: 3,0–3,6 V: 2,0–2,5 Co ≤ 0,50	≤ 0,030	≤ 0,035	815	870
38	P6M5	0,82–0,90	0,20–0,50	0,20–0,50	3,80–4,40	≤ 0,60	W: 5,5–6,5 Mo: 4,8–5,3 V: 1,7–2,1 Co ≤ 0,50	≤ 0,025	≤ 0,025	815	880
39	9ХФ	0,80–0,90	0,50–0,80	0,17–0,37	0,80–1,10	≤ 0,25	V: 0,10–0,20	≤ 0,035	≤ 0,035	740	–
40	9ХВГ	0,85–0,95	0,90–1,20	0,15–0,35	0,50–0,80	–	W: 0,50–0,80	≤ 0,030	≤ 0,030	730	–
41	ХВГ	0,90–1,05	0,80–1,10	0,10–0,40	0,90–1,20	≤ 0,35	W: 1,20–1,60	≤ 0,030	≤ 0,030	750	940
42	ШХ15	0,95–1,05	0,20–0,50	0,17–0,37	1,30–1,65	≤ 0,25	Cu ≤ 0,25	≤ 0,020	≤ 0,027	725	900
43	ШХ15СГ	0,95–1,05	0,90–1,20	0,40–0,65	1,30–1,65	≤ 0,25	Cu ≤ 0,25	≤ 0,020	≤ 0,027	750	910
44	110Г13Л	0,90–1,50	11,5–15,0	0,30–1,00	≤ 1,00	≤ 1,00	–	≤ 0,050	≤ 0,050	–	–
45	X12MB	2,00–2,20	0,15–0,45	0,10–0,40	11,0–12,5	≤ 0,35	Mo: 0,60–0,90 W: 0,50–0,80 V: 0,15–0,30	≤ 0,030	≤ 0,030	815	–

Диаграммы изотермического превращения переохлаждённого аустенита сталей
Сталь 12ХН3 **Сталь 12Х13**

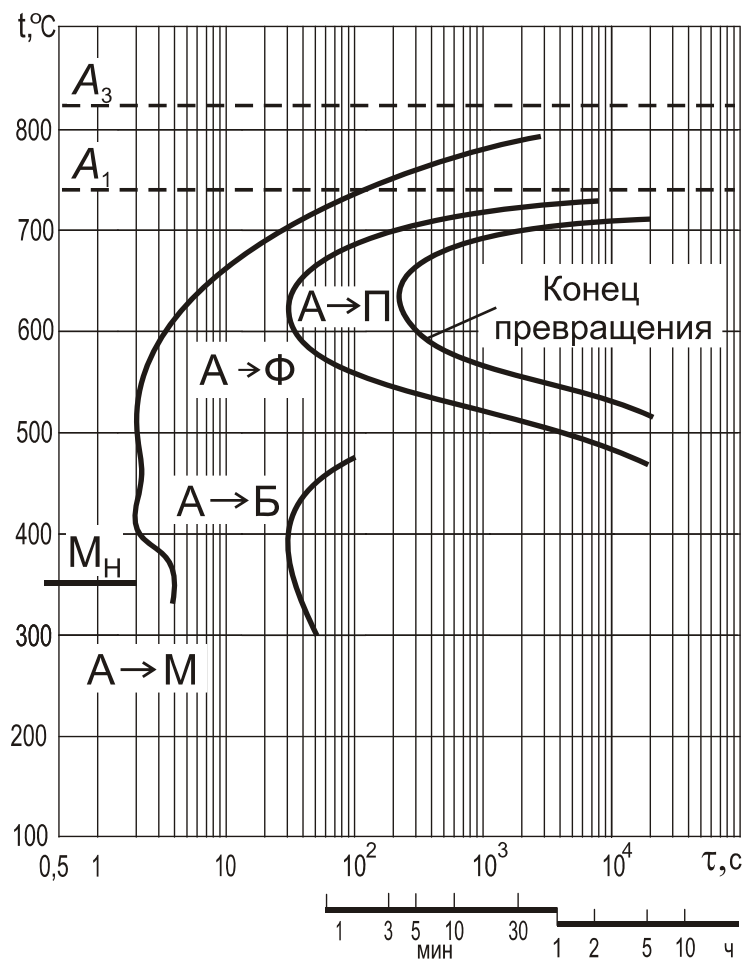
C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,14	0,28	0,36	0,68	3,18	715	775	380	840

C	Si	Mn	Cr	Ni	Интервал A ₁	M _H	t _H
0,13	0,52	0,33	12,5	0,12	800-850	295	1050



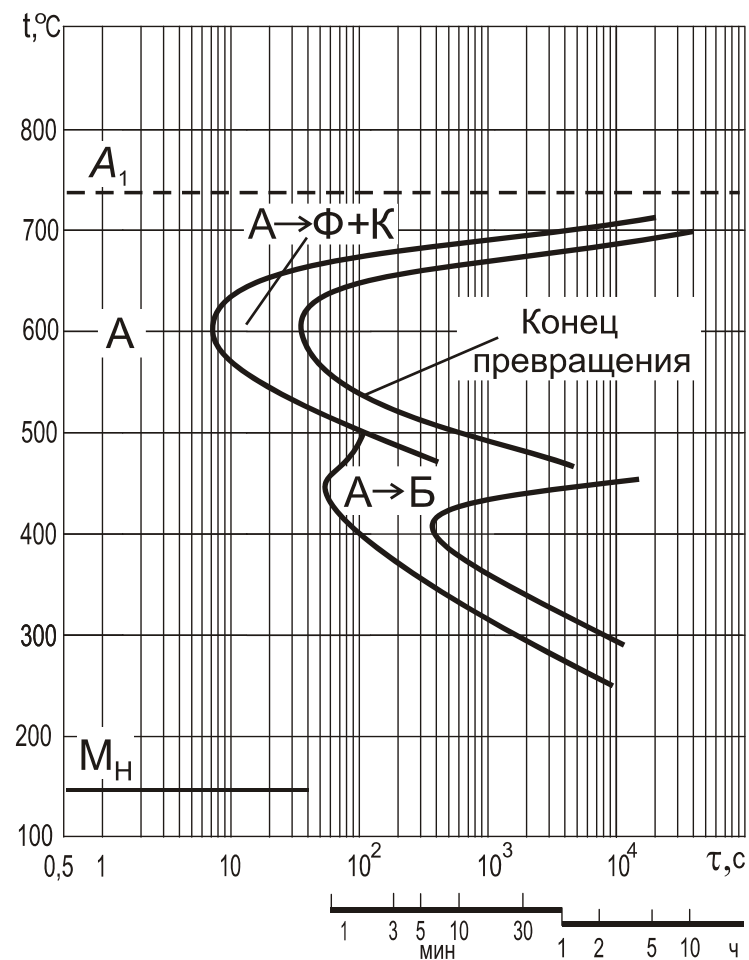
Сталь 18ХГТ

C	Si	Mn	Cr	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,20	0,28	0,96	1,15	0,14	740	825	350	900



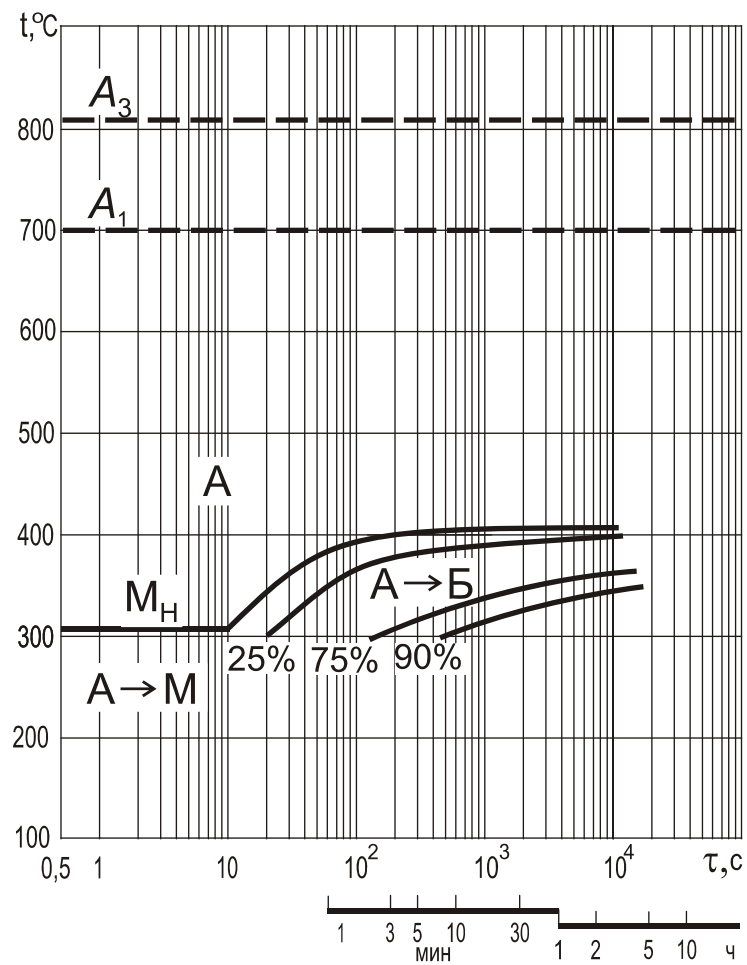
Сталь 18ХГТ цементован.

C	Si	Mn	Cr	Ti	A ₁	A _{cm}	M _H	t _H
0,97	0,28	0,96	1,15	0,14	735	—	140	900



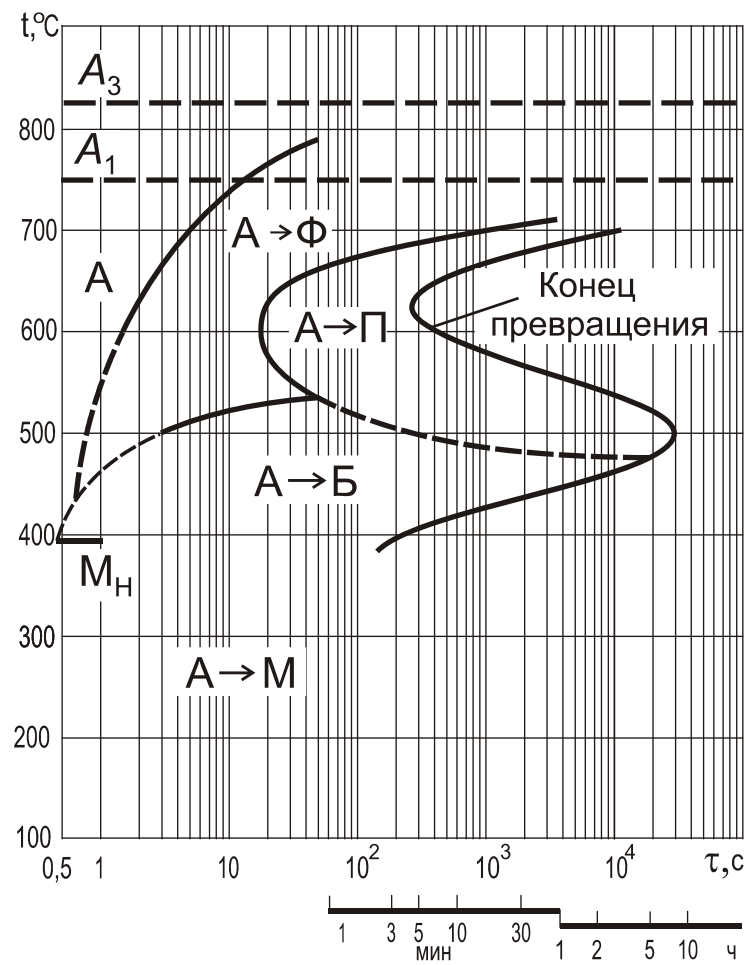
Сталь 18Х2Н4ВА

C	Si	Cr	Ni	W	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,16	0,19	1,51	4,3	0,86	700	810	310	900



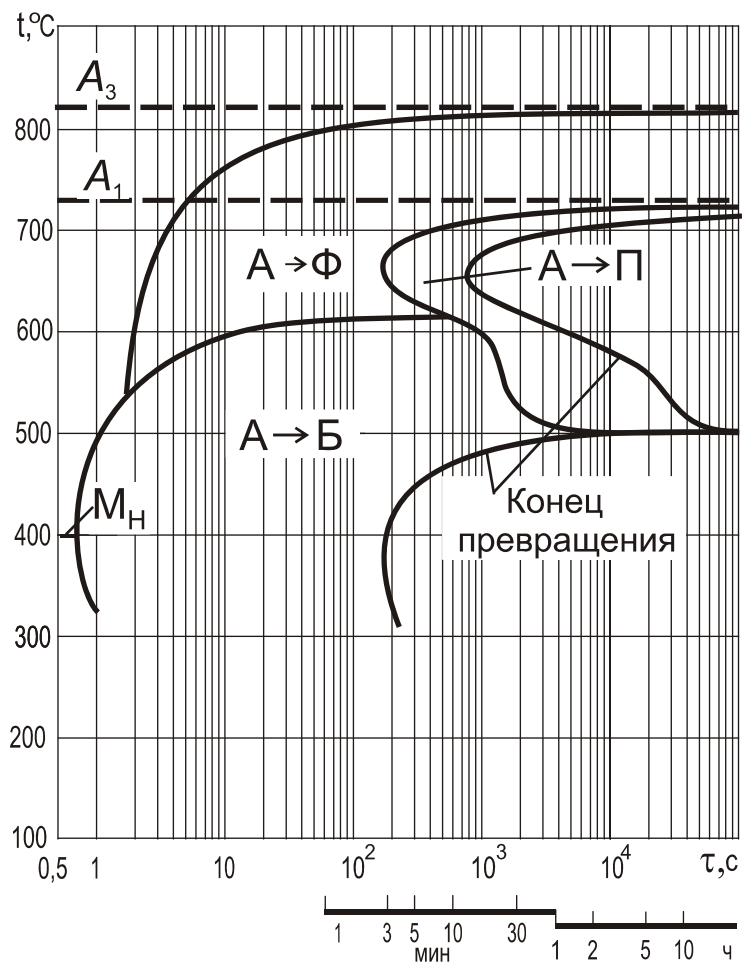
Сталь 20Х

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,20	0,30	0,72	0,79	0,27	750	825	390	860



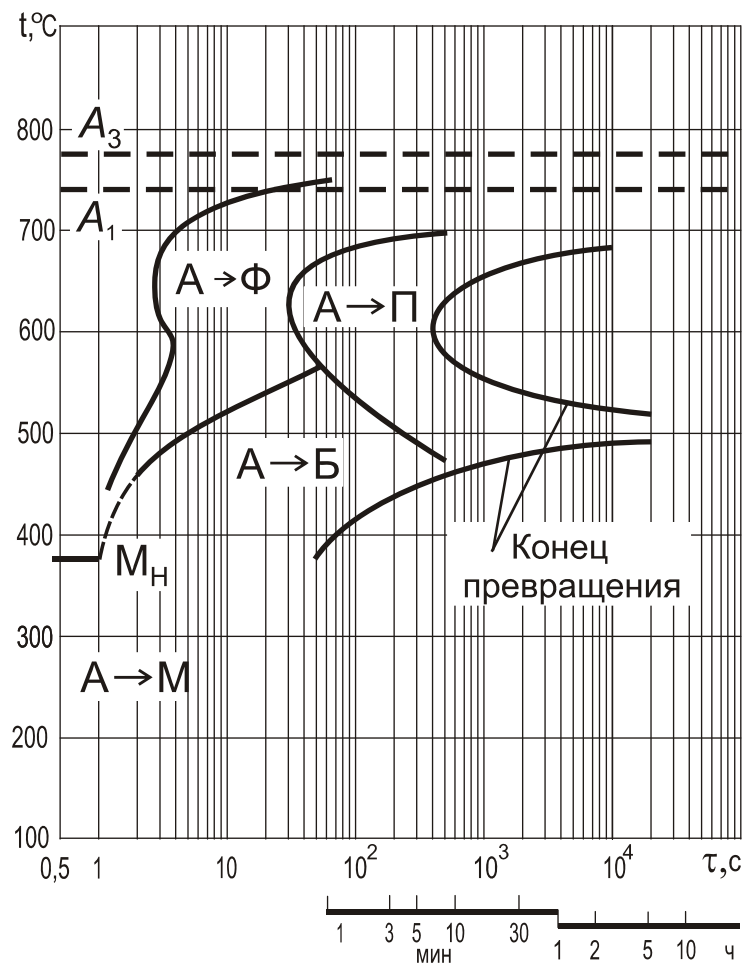
Сталь 20ХМ

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,22	0,25	0,64	0,97	0,23	730	825	400	875



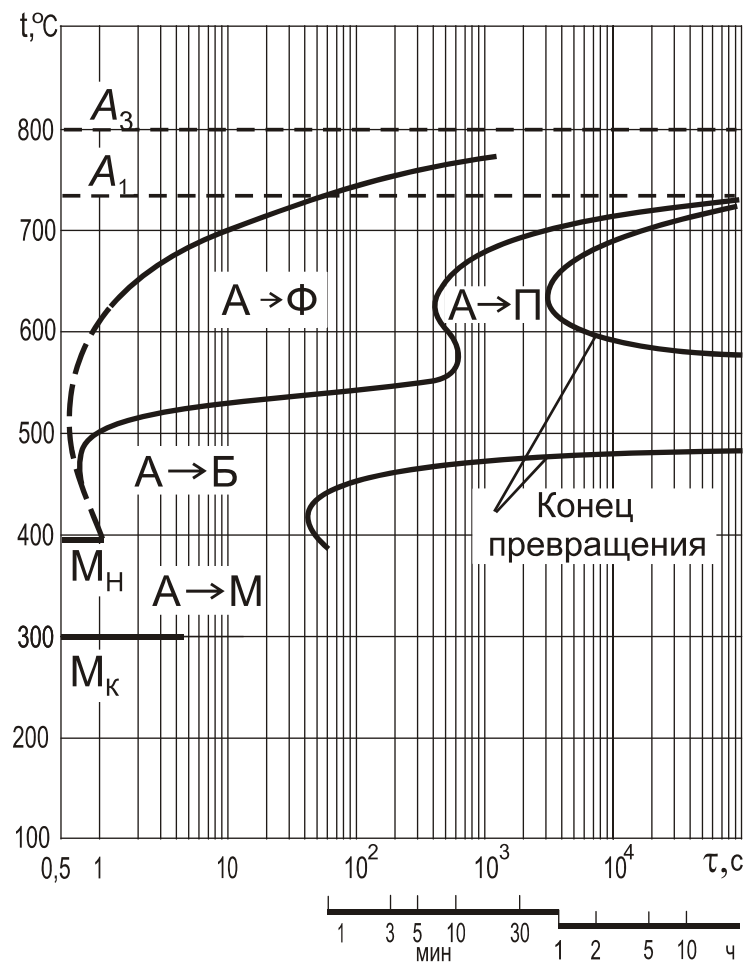
Сталь 20ХН2

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,30	0,55	0,81	1,52	740	775	375	900



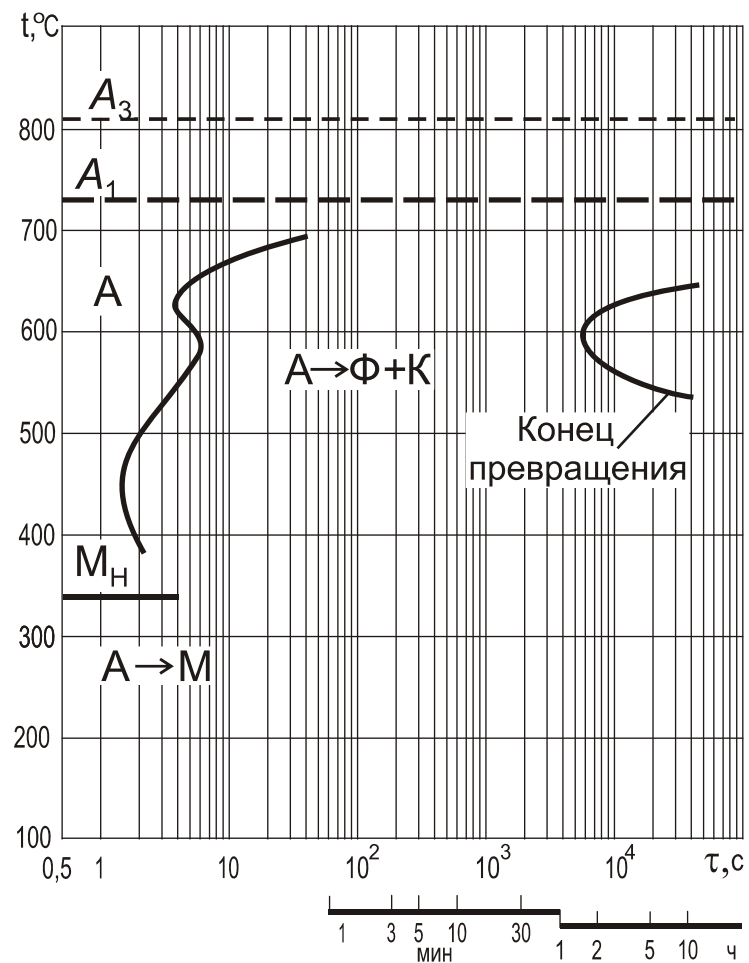
Сталь 20ХН2МР

C	Cr	Ni	Mo	B	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,14	0,49	1,81	0,27	0,003	735	800	395	930



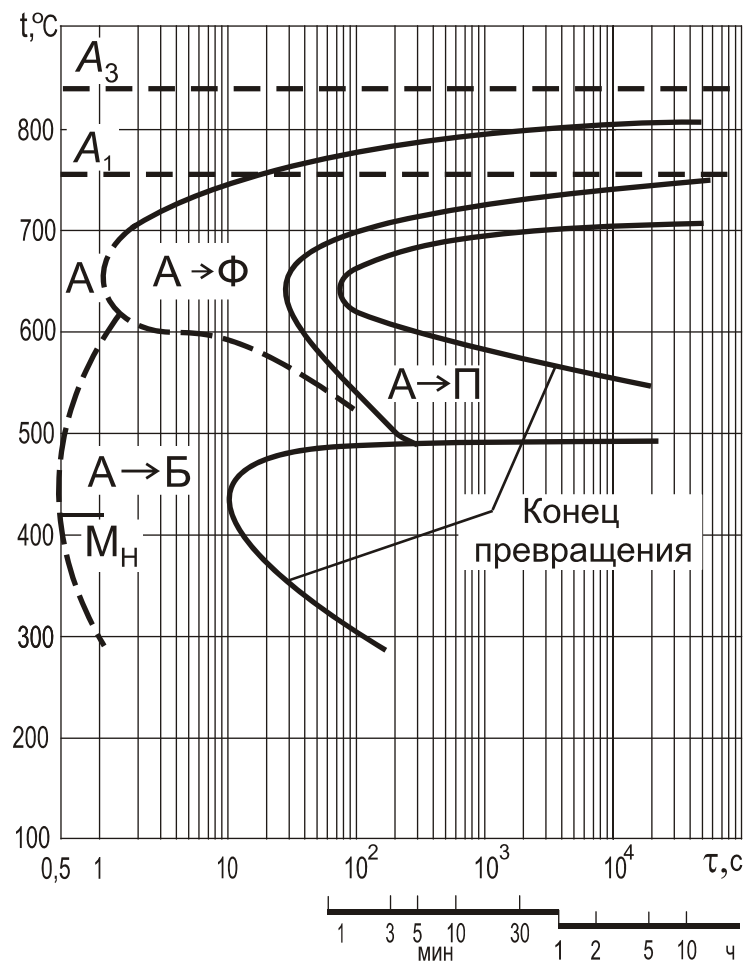
Сталь 20ХН3А

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
В пределах марки					730	810	340	800



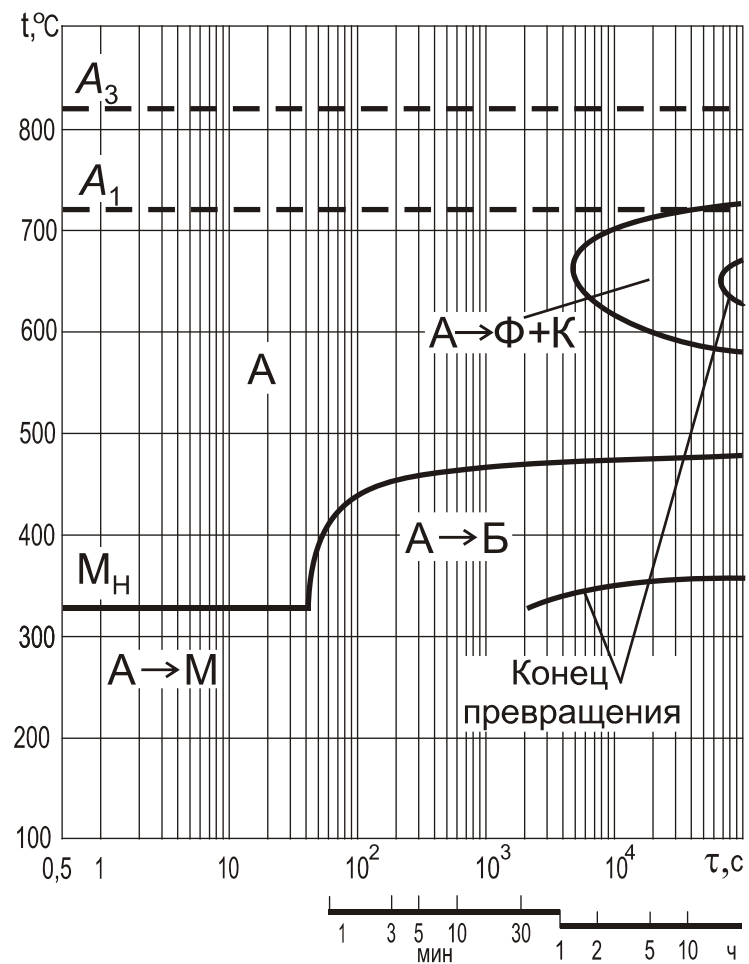
Сталь 25ХГФ

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,24	0,21	1,08	0,79	0,10	755	840	420	880



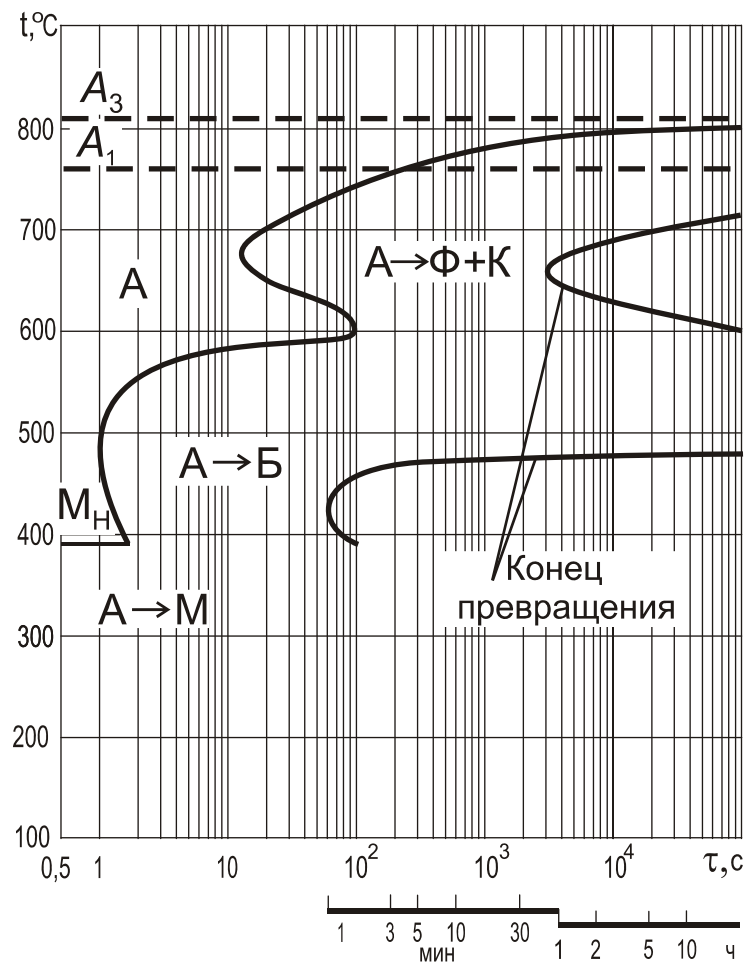
Сталь 25ХН3МФ

C	Mn	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	A ₃	t _H
0,25	0,52	1,14	3,33	0,65	0,16	720	820	830



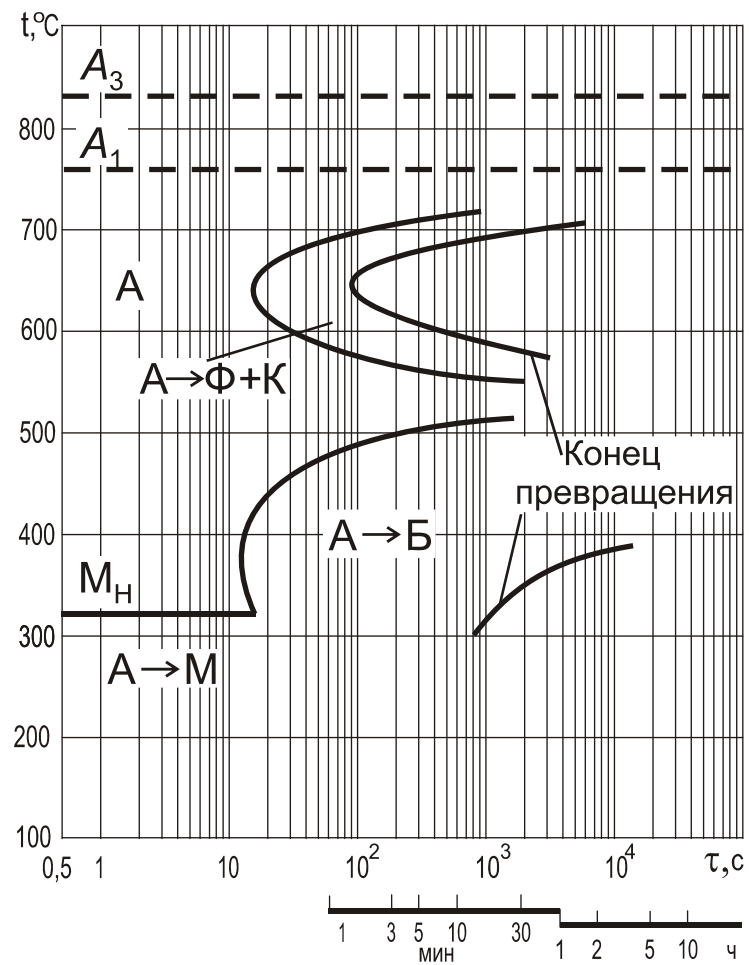
Сталь 30ХМ

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,27	0,13	0,60	0,74	0,55	760	810	390	875



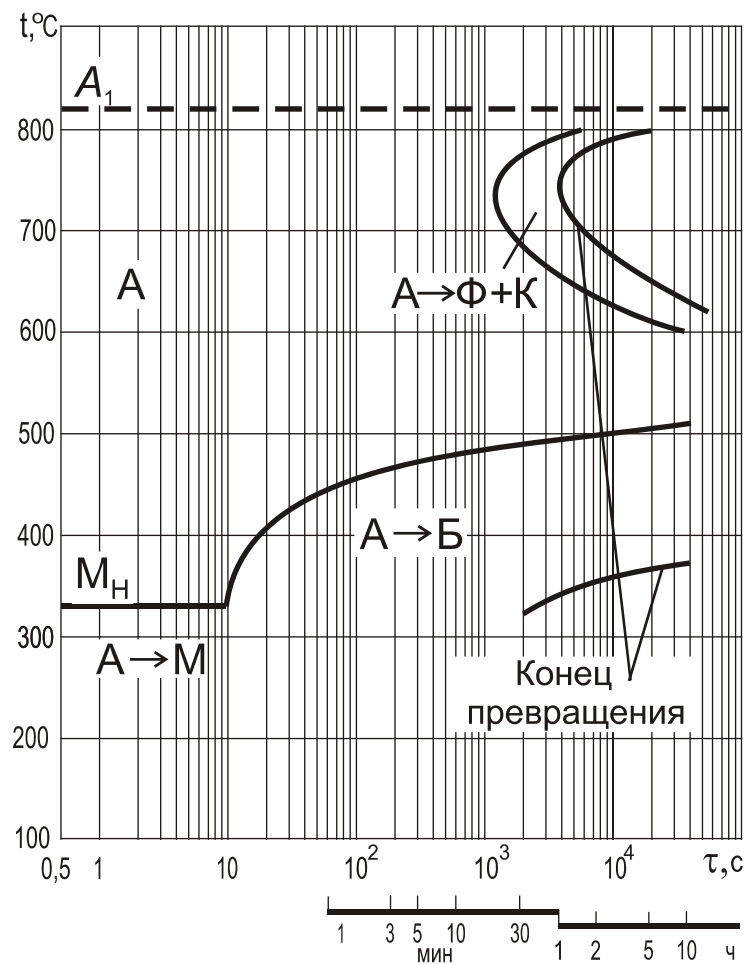
Сталь 30ХГС

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,29	1,05	0,98	0,91	0,13	760	830	320	900



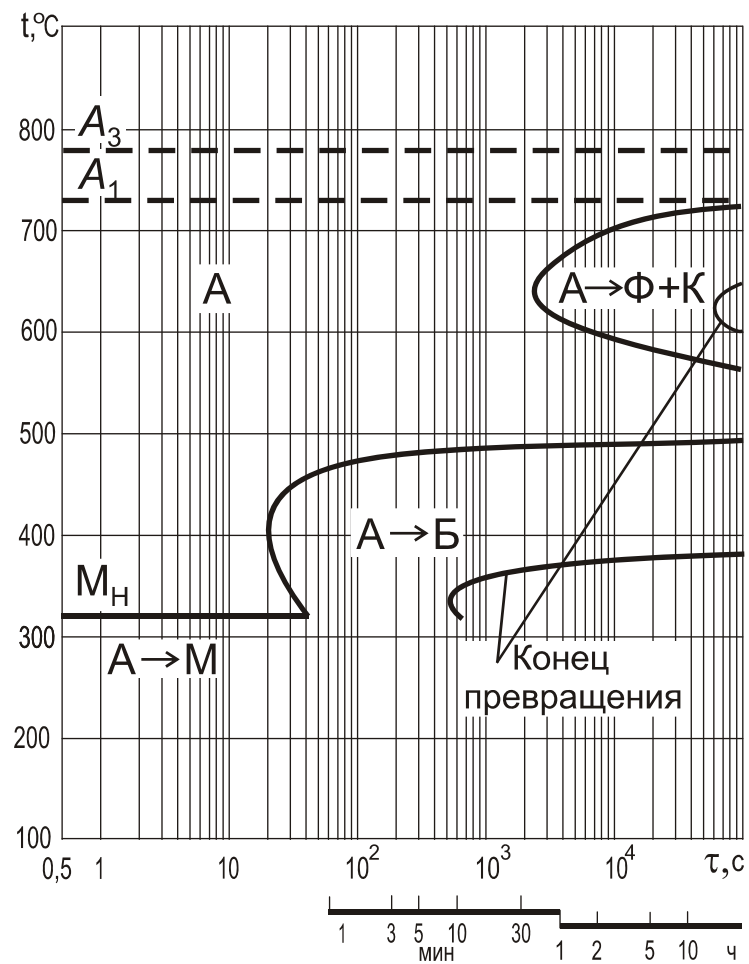
Сталь 3Х2В8

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	M _H	t _H
0,34	0,31	0,38	2,86	8,12	0,17	820	330	1150



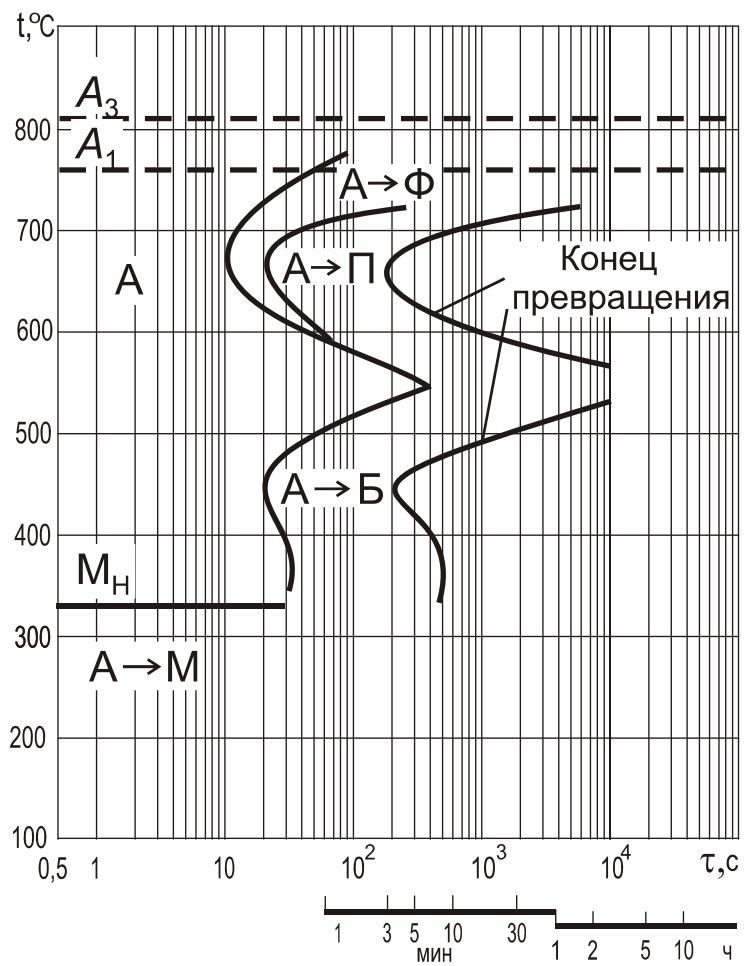
Сталь 35ХН2М

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	A ₃	t _H
0,31	0,20	0,62	0,64	2,63	0,58	730	780	830



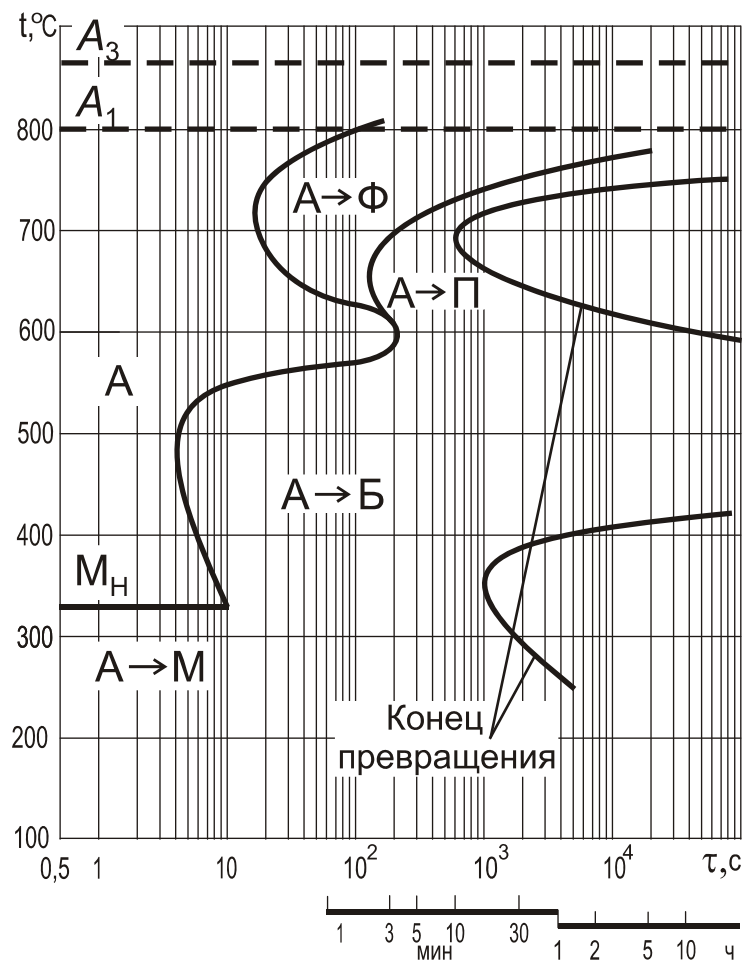
Сталь 38ХСА

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,36	1,19	0,45	1,65	-	760	810	330	880



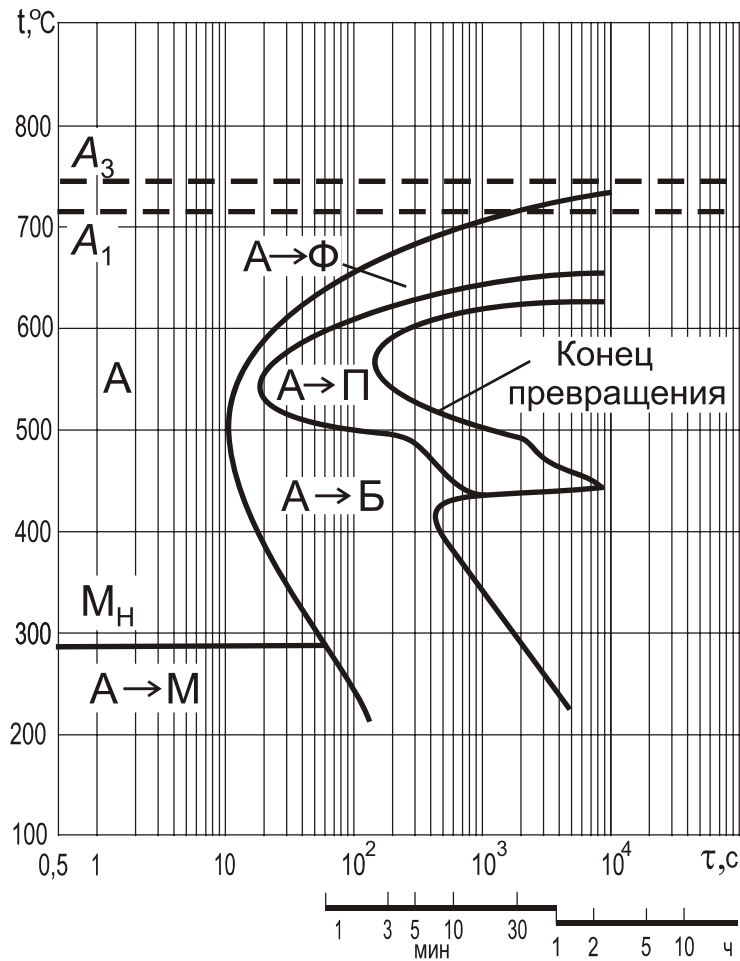
Сталь 38Х2МЮ

C	Mn	Cr	Mo	Al	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,41	0,57	1,57	0,36	1,26	800	865	330	930



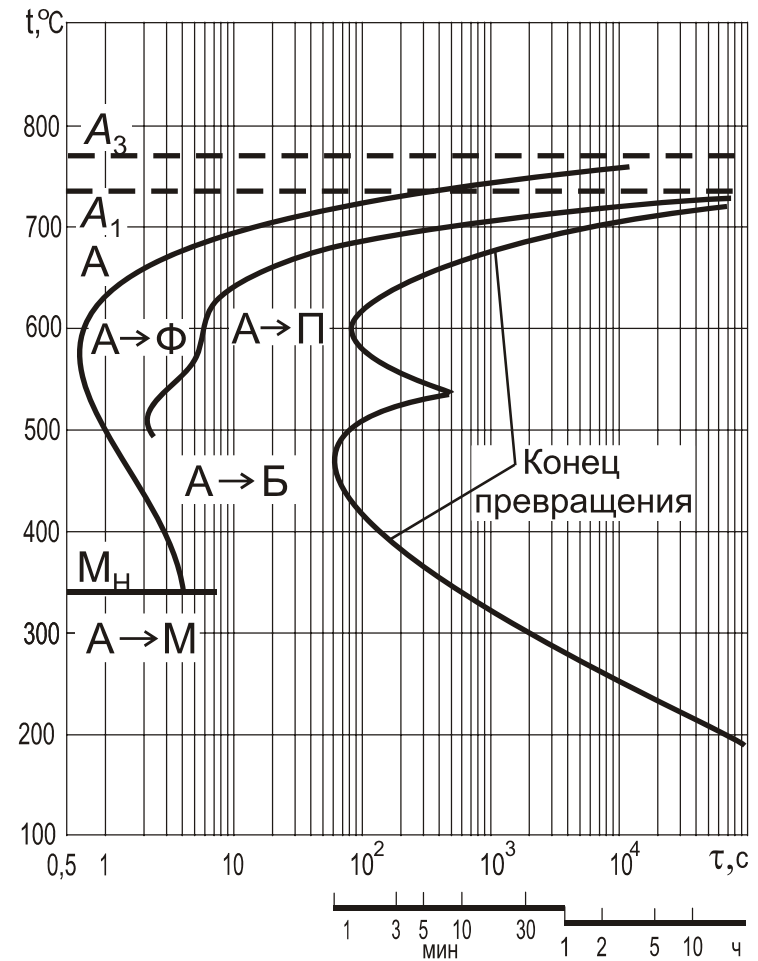
Сталь 40Г2

C	Si	Mn	Cr	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,48	0,28	1,98	-	-	715	745	290	850



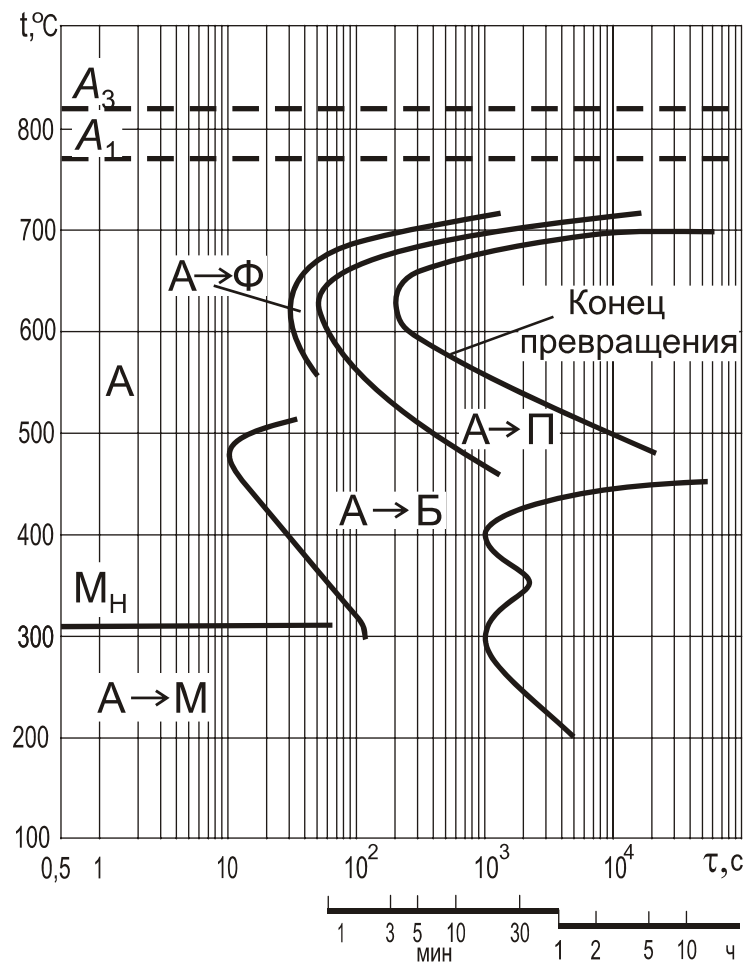
Сталь 40ХН

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,38	0,21	0,72	0,5	1,3	735	770	340	845



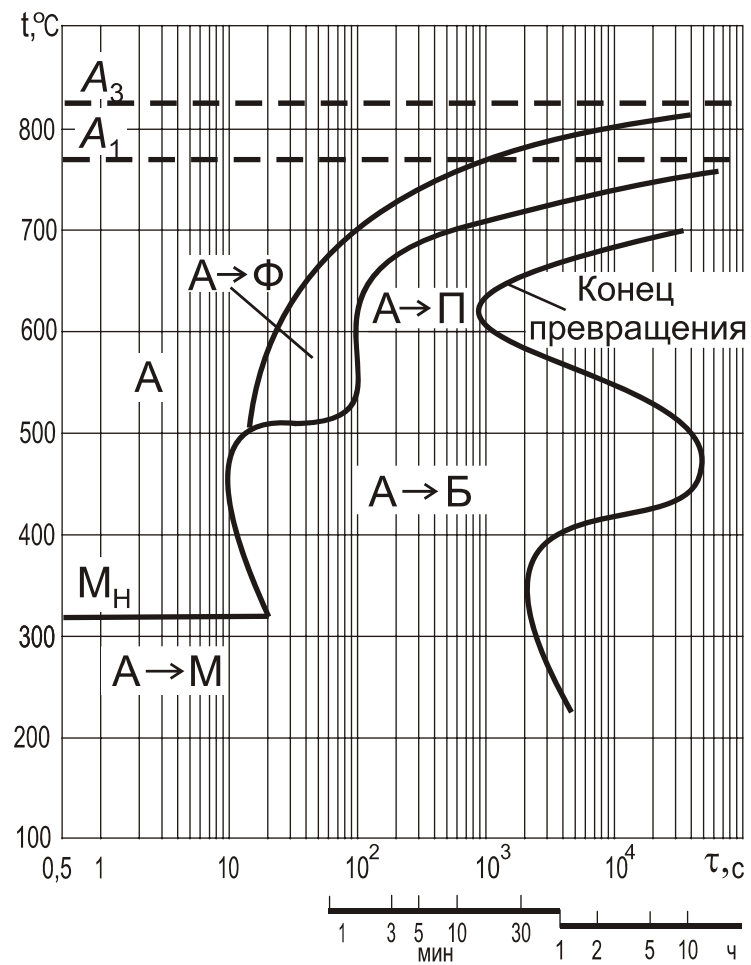
Сталь 40ХГТ

C	Si	Mn	Cr	Ti	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,42	0,30	1,00	1,20	0,06	770	820	310	1000



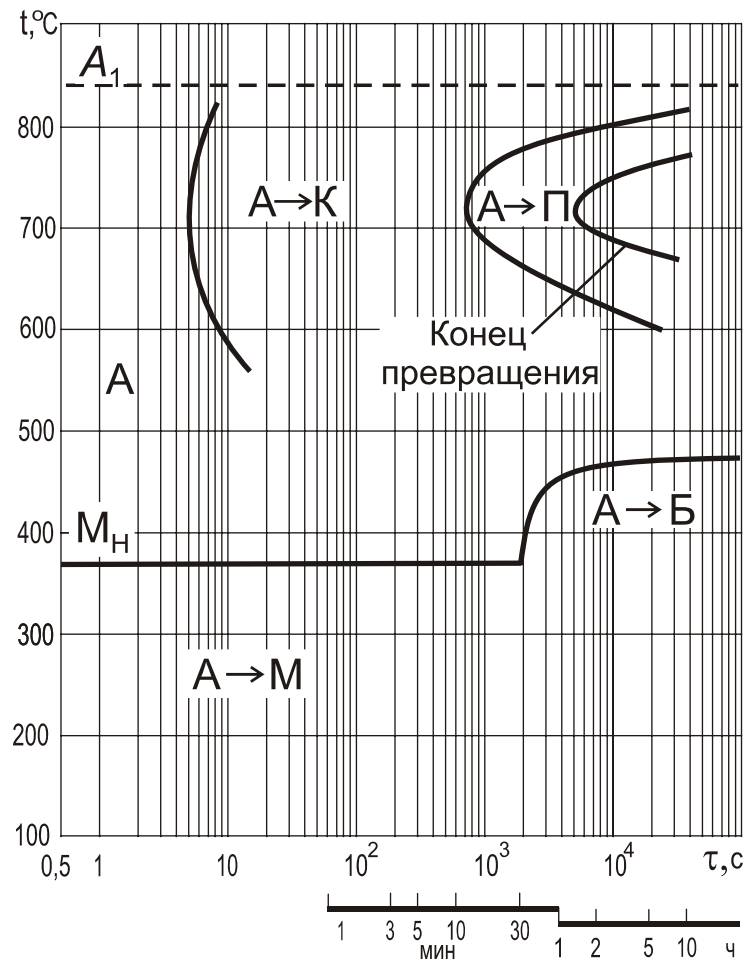
Сталь 40ХГТР

C	B	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,43	0,001	1,02	0,48	0,31	770	825	320	845



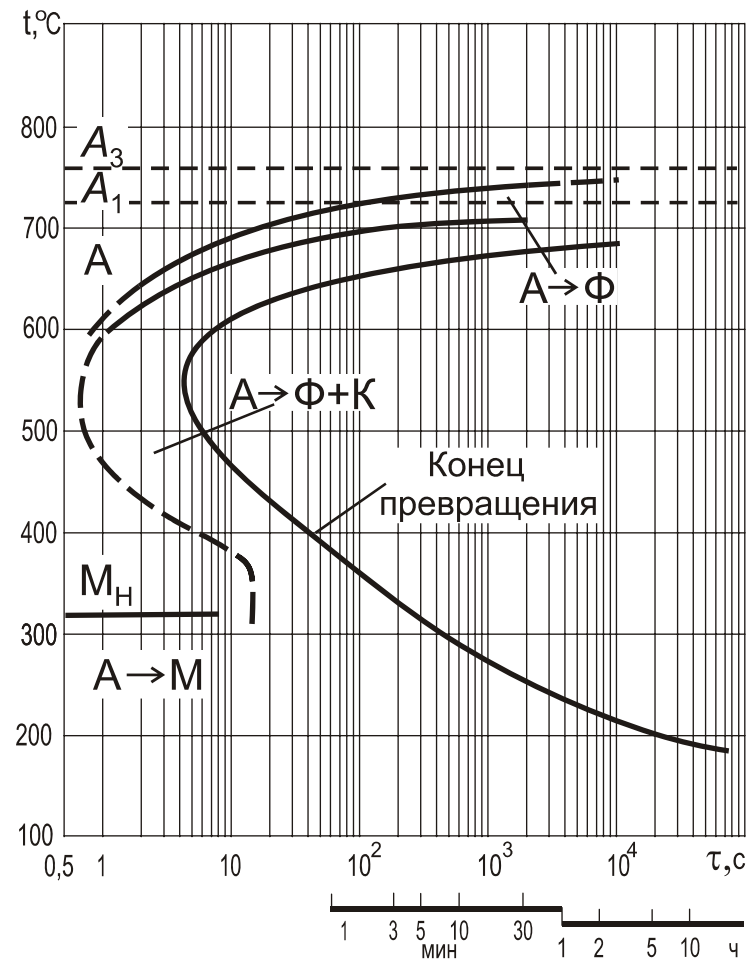
Сталь 4Х5МФС

C	Si	Cr	Mo	V	A ₁ -A ₃	M _H	t _H
0,39	0,94	5,53	0,87	0,48	840 – 870	370	1100



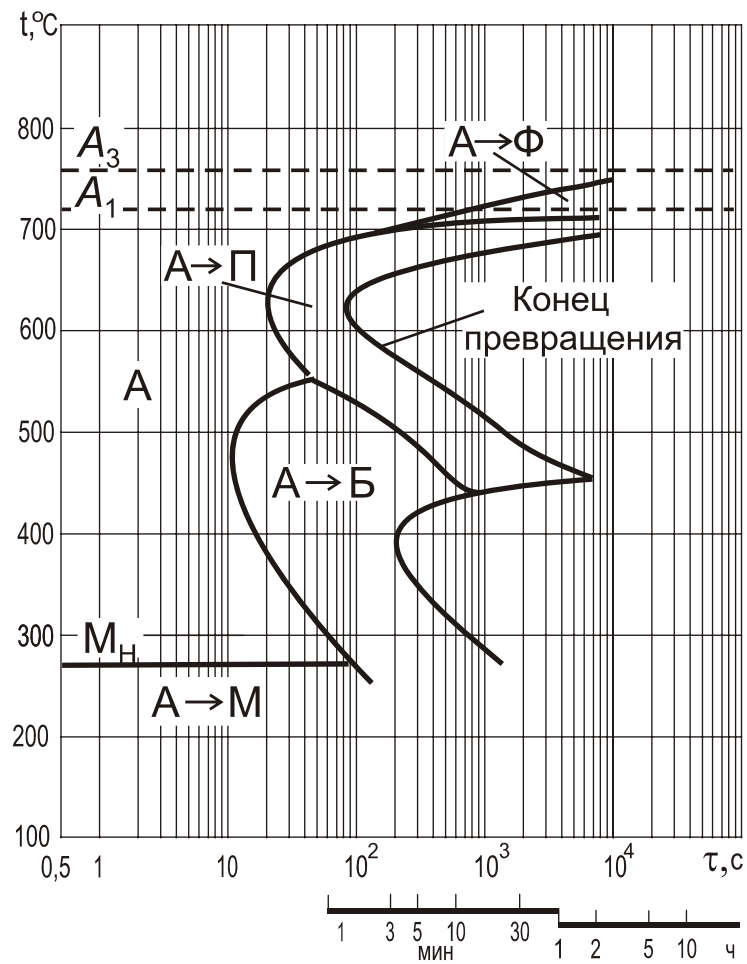
Сталь 50Г

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,50	0,30	0,91	-	-	725	760	320	900



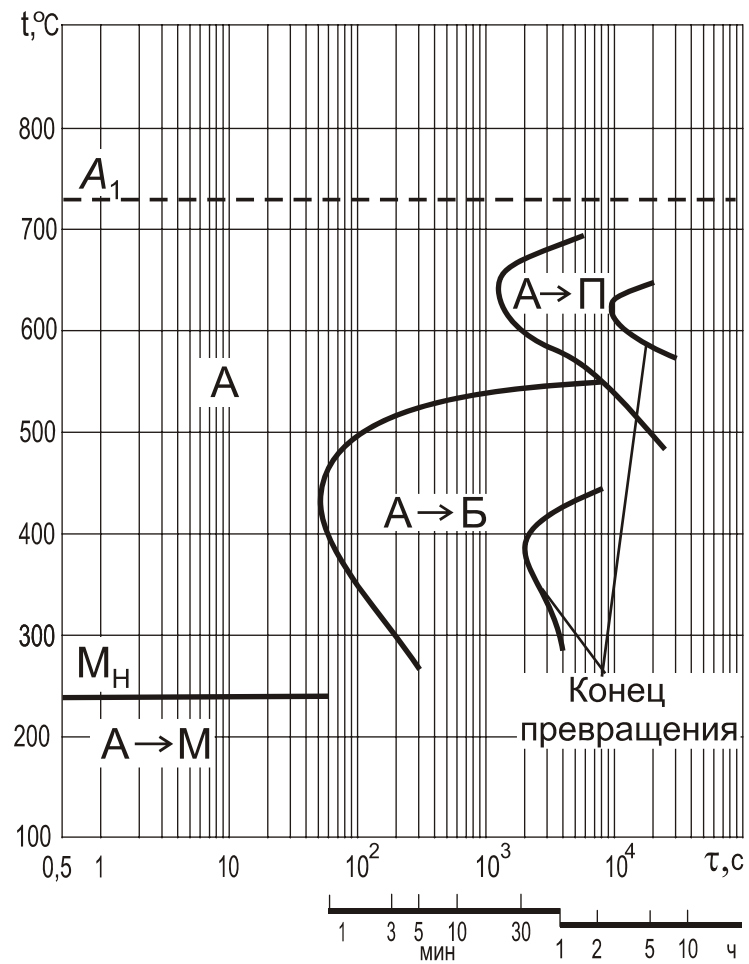
Сталь 50ХГФА

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,55	0,22	0,98	1,02	0,15	720	760	270	860



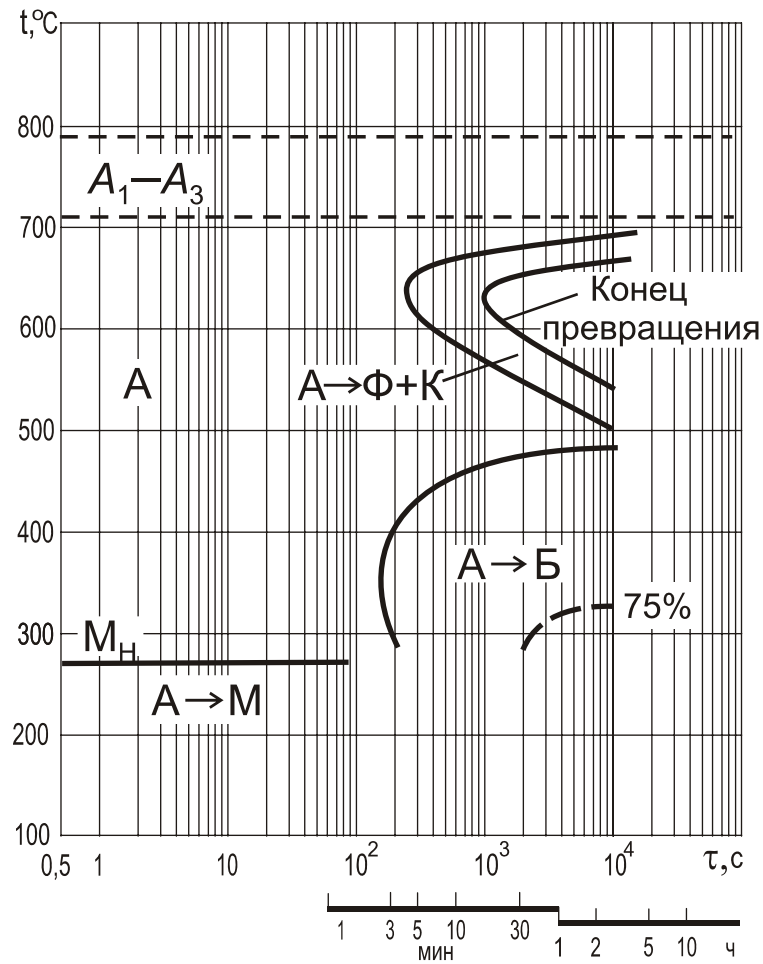
Сталь 5ХНМ

C	Si	Cr	Ni	Mo	V	A ₁	M _H	t _H
0,54	0,28	0,77	1,75	0,34	0,06	730	240	850



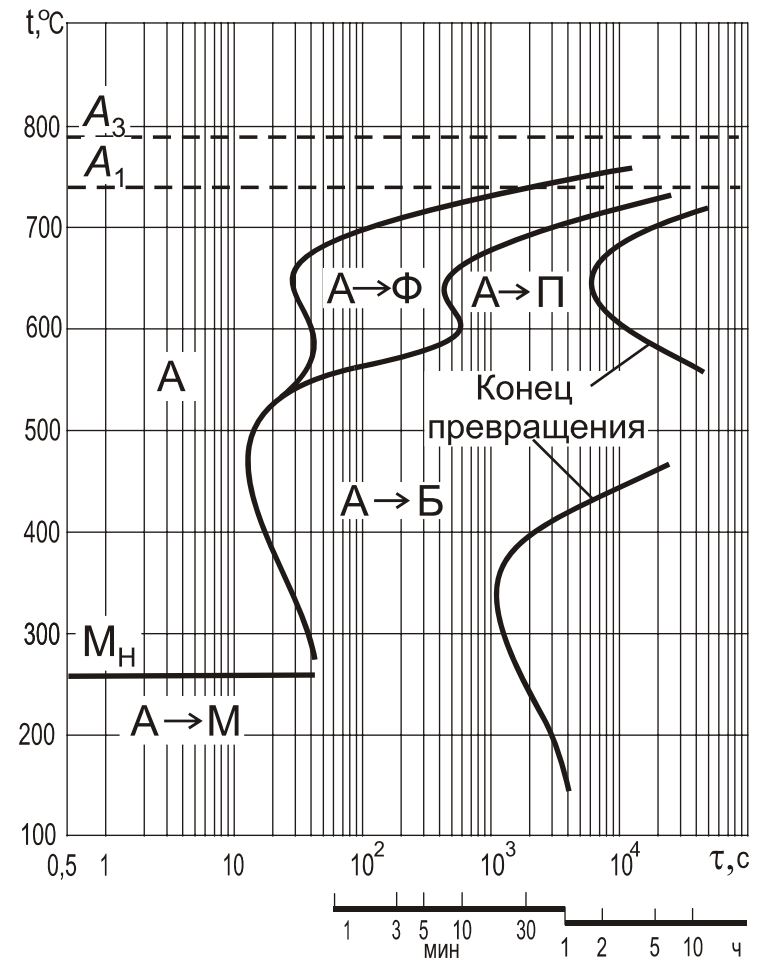
Сталь 5ХНВС

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁ -A ₃	t _H
0,57	0,90	0,46	1,34	1,16	0,47	710 – 790	870



Сталь 60С2

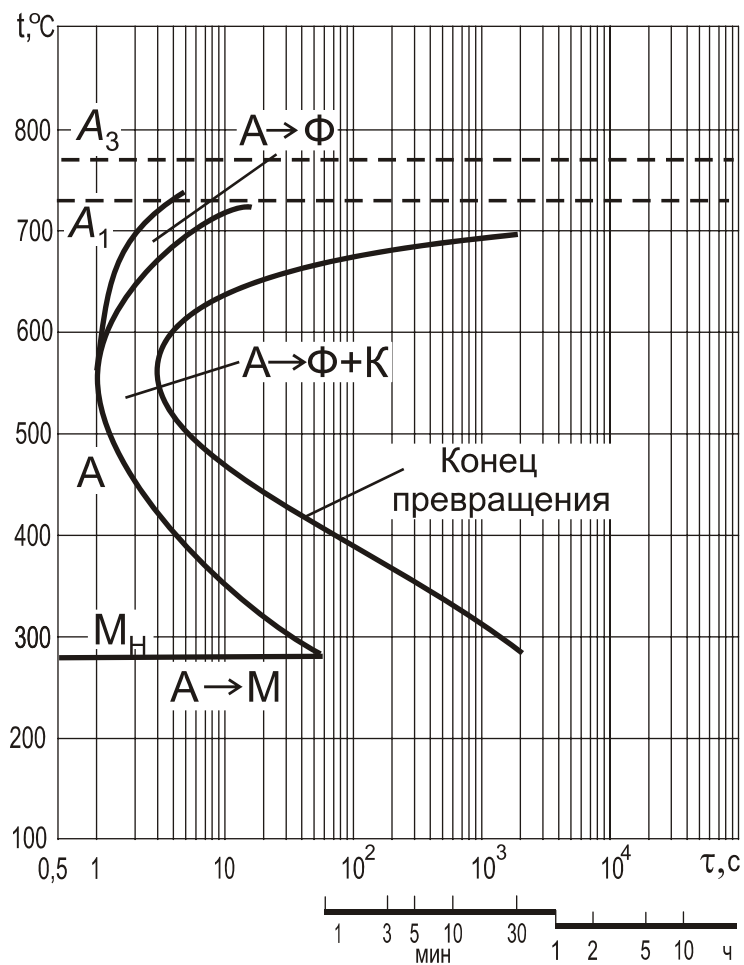
C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,60	1,90	0,75	0,25	0,30	740	790	260	860



Сталь У7

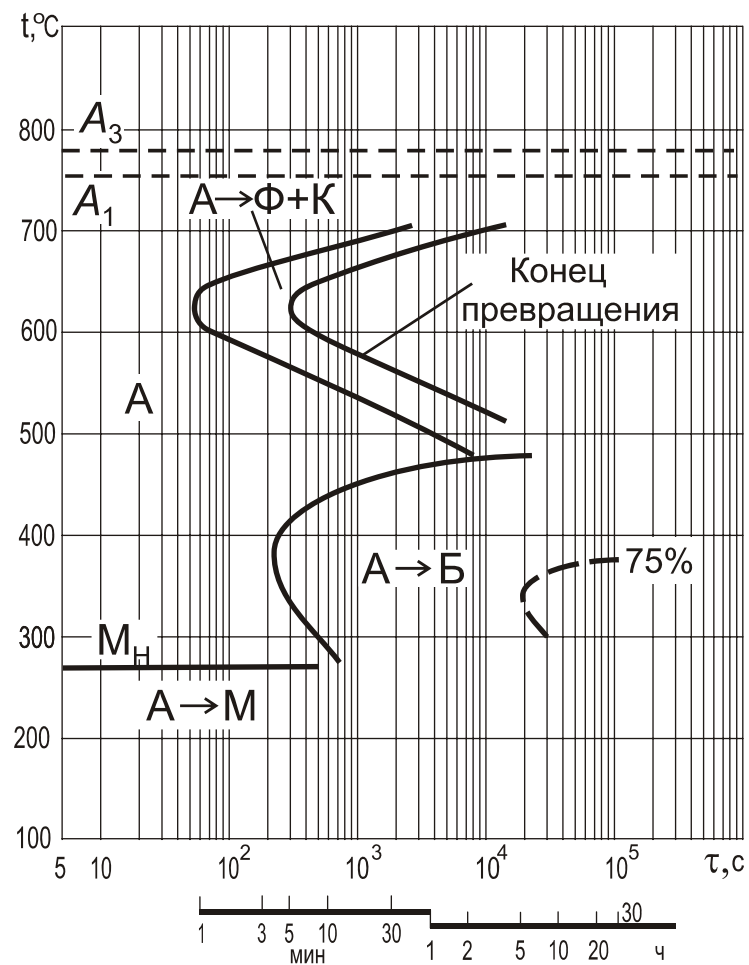
с пониженным содержанием кремния

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,73	0,04	0,25	0,12	0,07	730	770	280	900



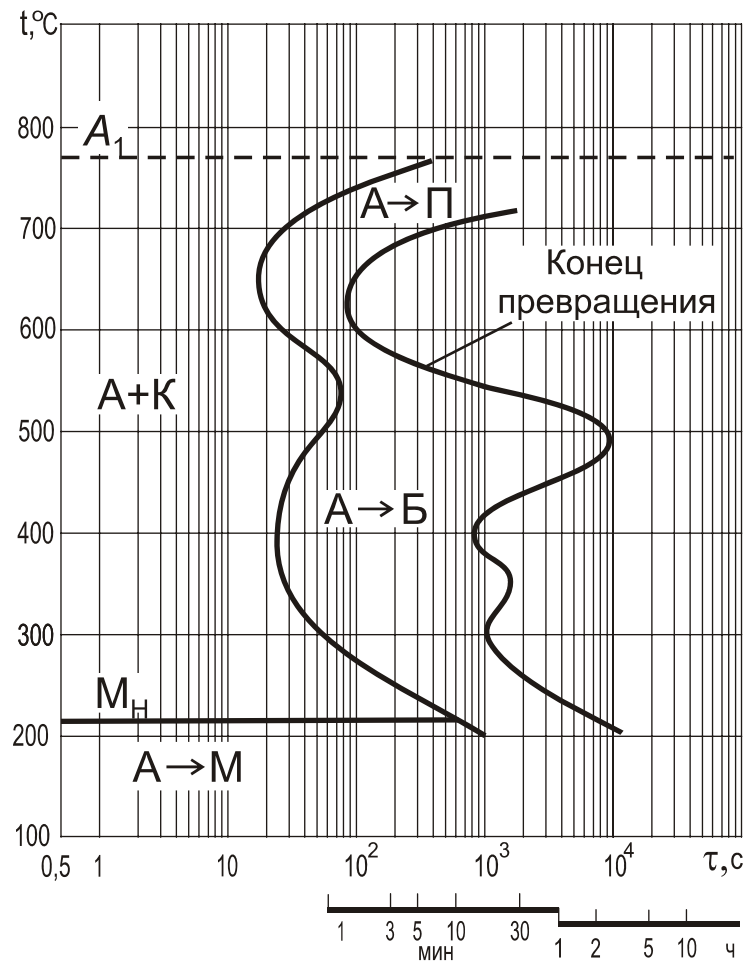
Сталь 70С3

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,68	2,73	0,65	-	-	755	780	270	900



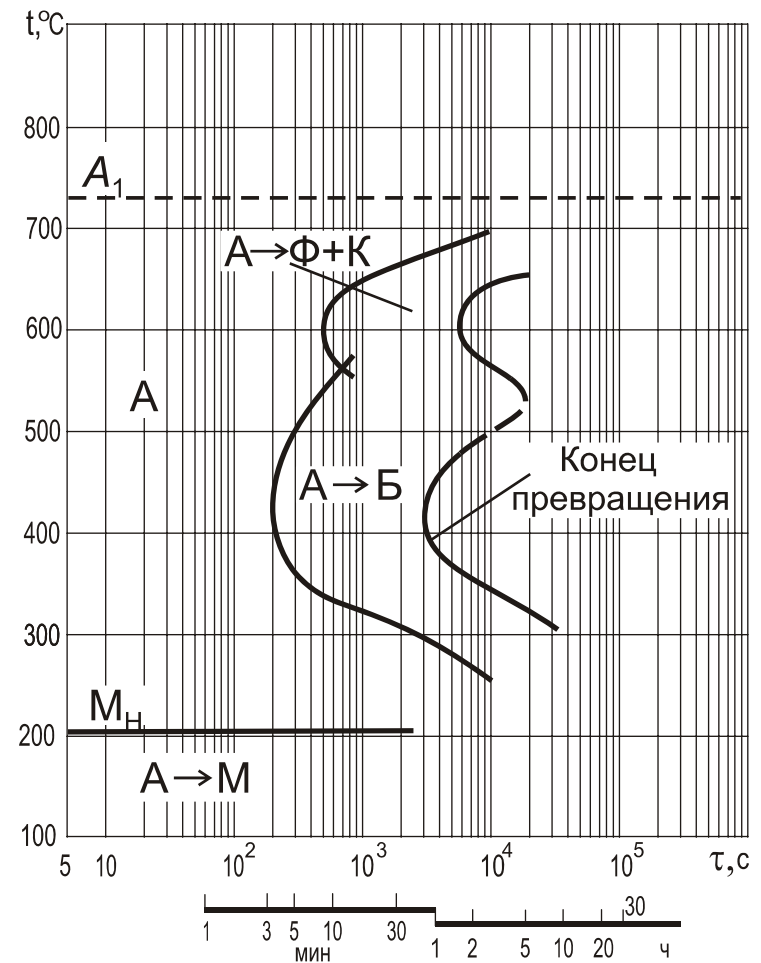
Сталь 9ХФ

C	Si	Mn	Cr	Ni	V	A ₁	M _H	t _H
0,86	0,34	0,36	1,62	0,58	0,17	770	215	900



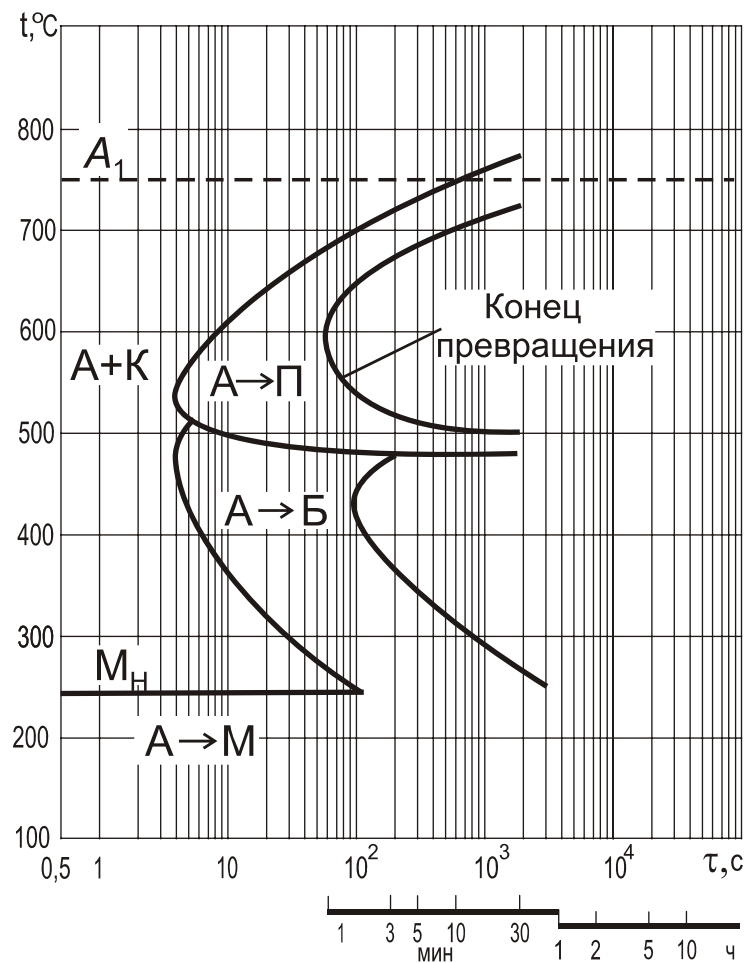
Сталь 9ХВГ

C	Si	Mn	Cr	W	V	A ₁	M _H	t _H
0,93	0,23	1,17	0,54	0,77	0,14	730	205	810



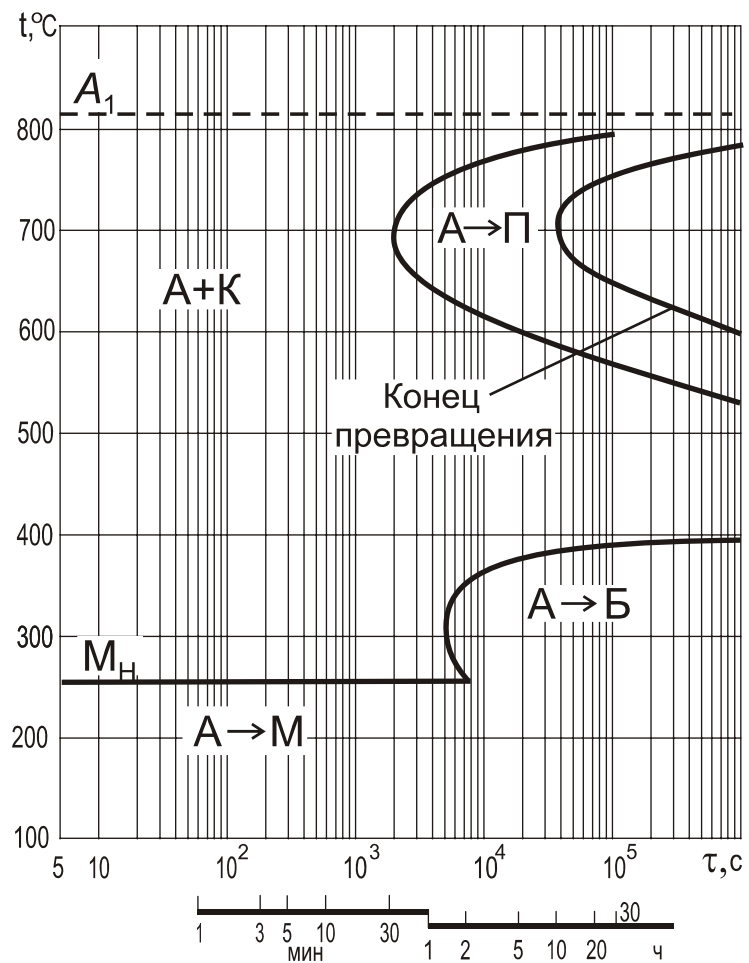
Сталь ХВГ

C	Si	Mn	Cr	Ni	W	A ₁	M _H	t _H
1,03	0,28	0,97	1,05	0,13	1,15	750	245	815



Сталь X12MB

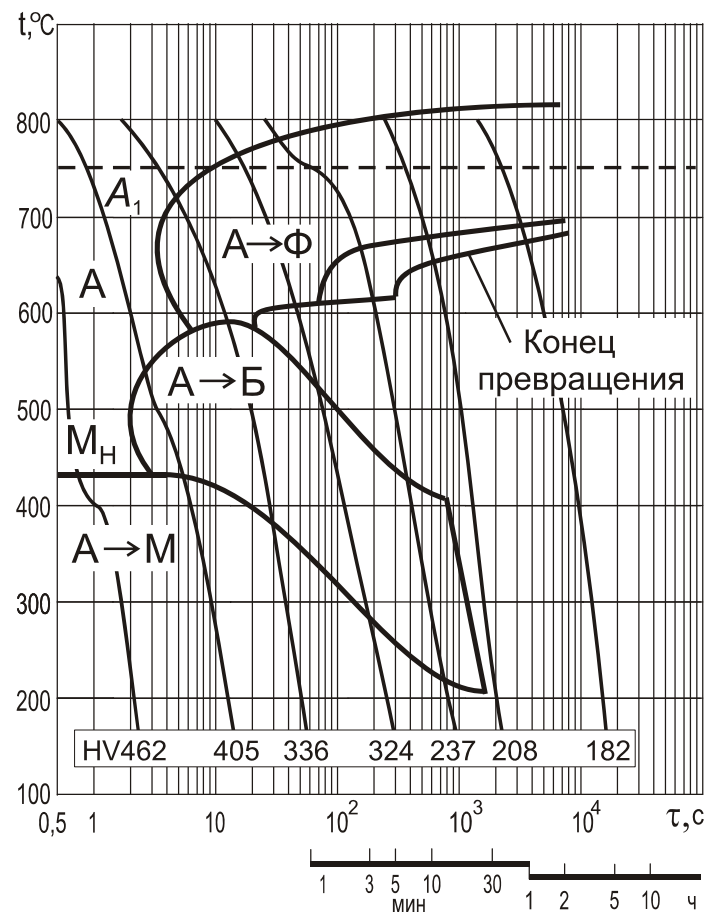
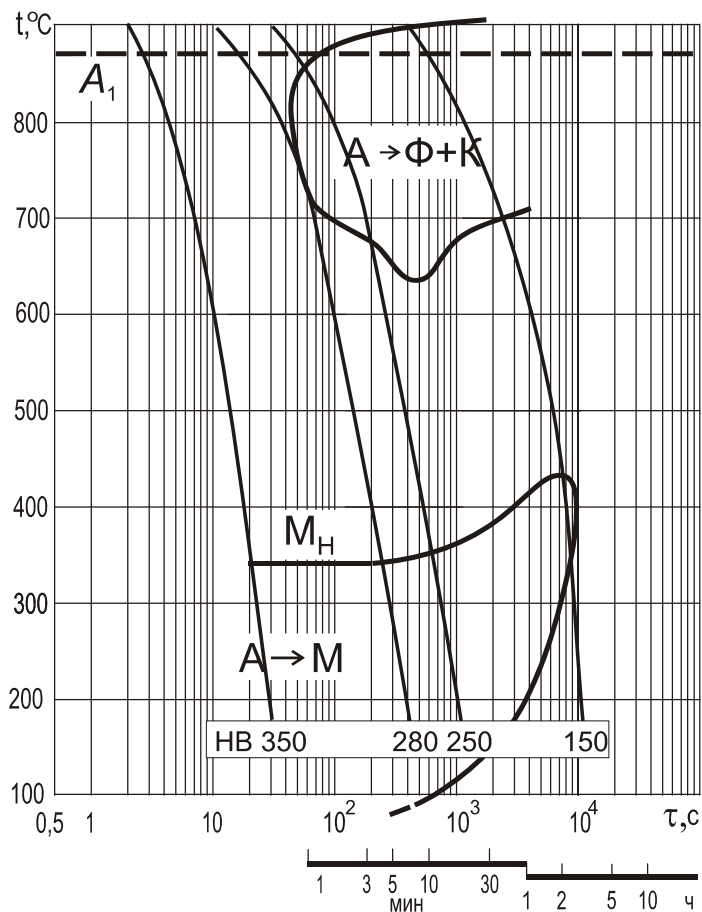
C	Cr	Mo	W	V	A ₁	A _{cm}	M _H	t _H
1,78	11,70	0,61	0,63	0,09	815	-	255	950



Термокинетические диаграммы превращений переохлаждённого аустенита сталей
Сталь 12Х13 **Сталь 15ХФ**

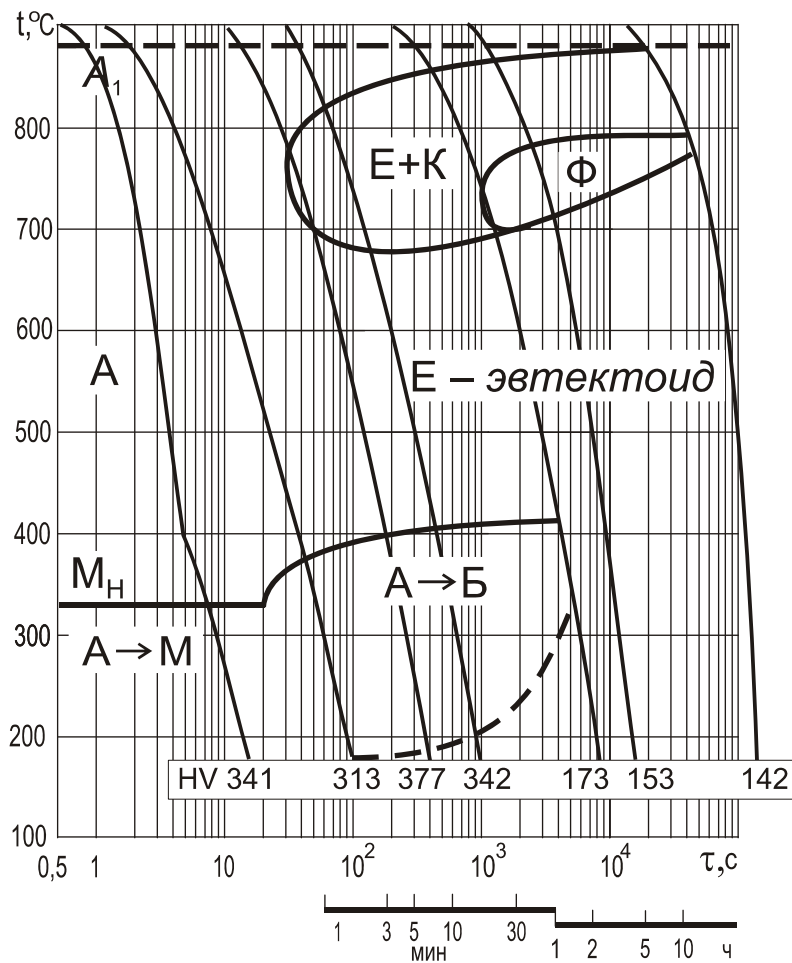
C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,13	0,37	0,18	13,53	-	870	990	340	1040

C	Si	Mn	Cr	V	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,15	0,48	0,67	1,2	0,31	755	870	435	920



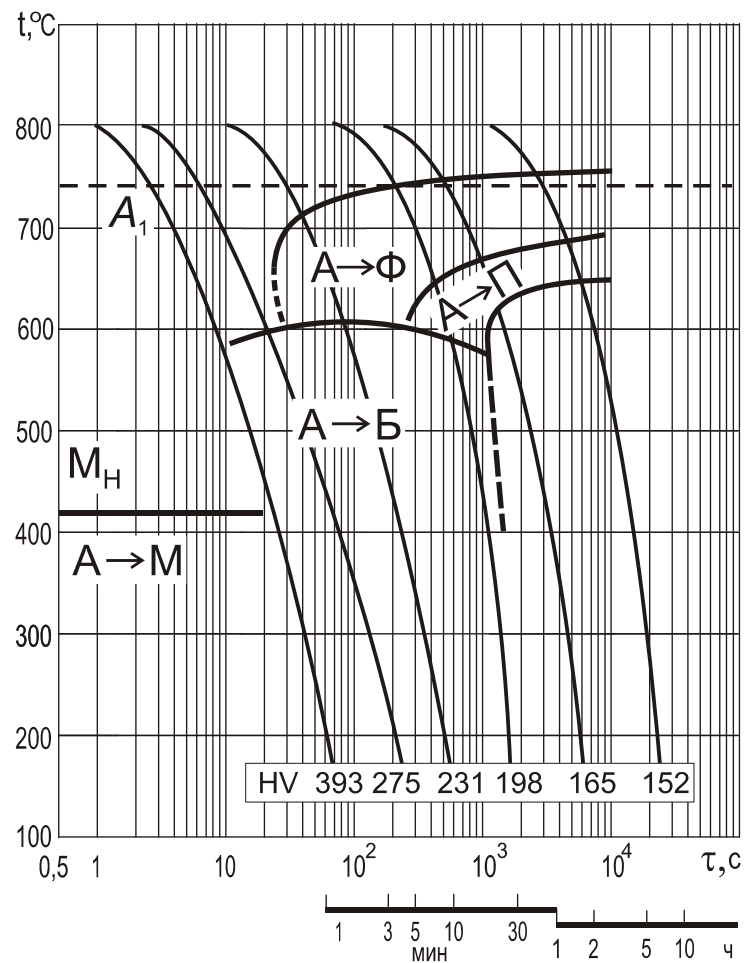
Сталь 15Х9СМФ

C	Si	Mn	Cr	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,11	0,75	0,59	9,22	0,94	880	940	330	980



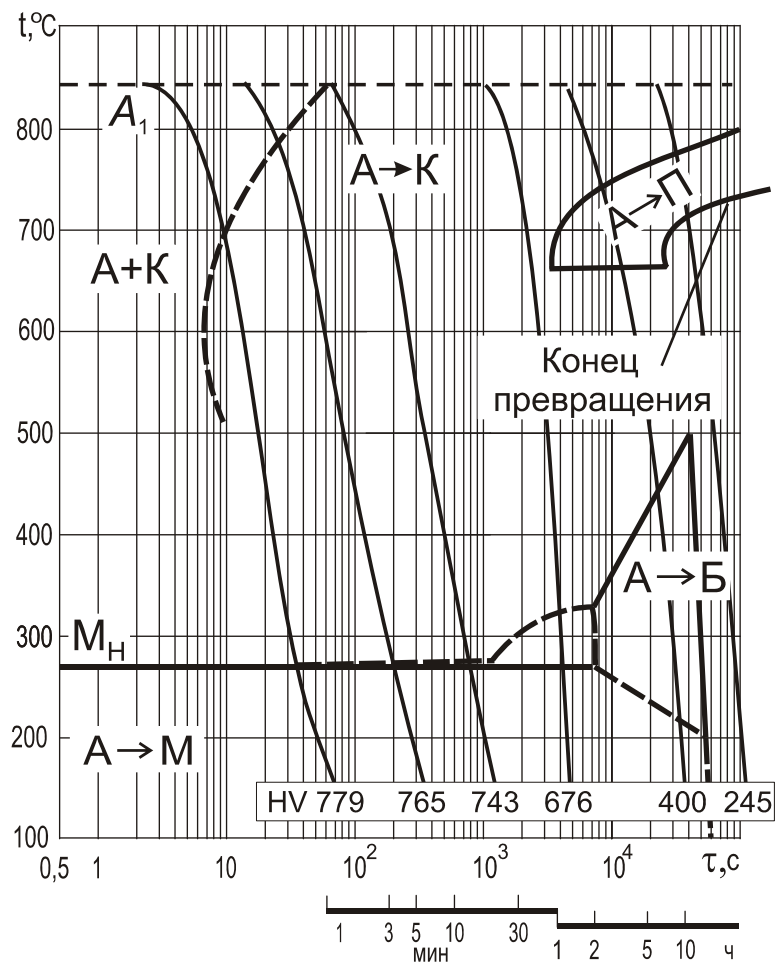
Сталь 20ХГНР

C	Si	Mn	Cr	B	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,19	0,67	1,24	0,70	0,003	740	900	420	920



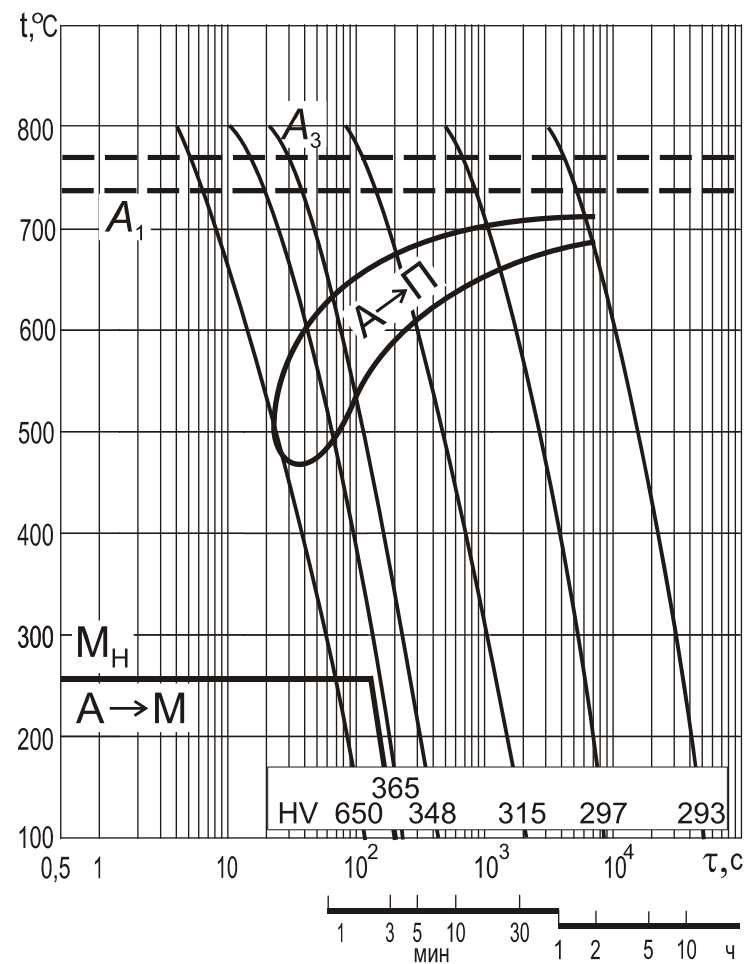
Сталь 4Х5МФС

C	Si	Cr	Mo	V	Интервал A_1	M_H	t_H
0,39	0,94	5,53	0,87	0,48	840 – 920	270	1100



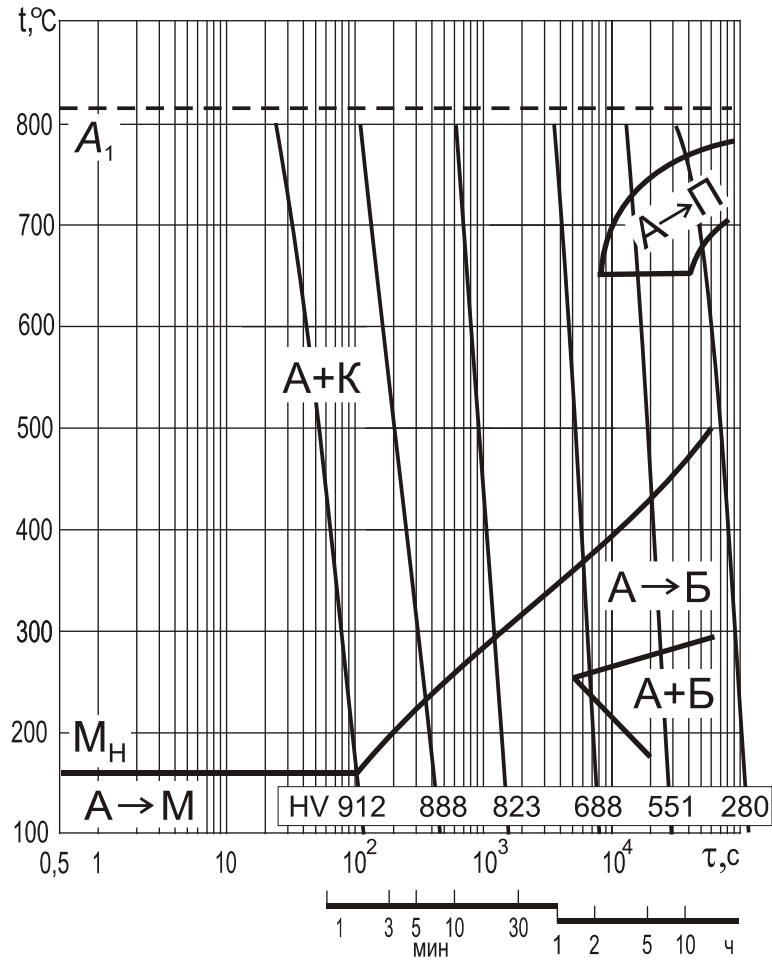
Сталь 70С2Х

C	Si	Mn	Cr	Ni	A_1	A_3	M_H	t_H
0,72	1,47	-	0,72	-	740	770	260	900



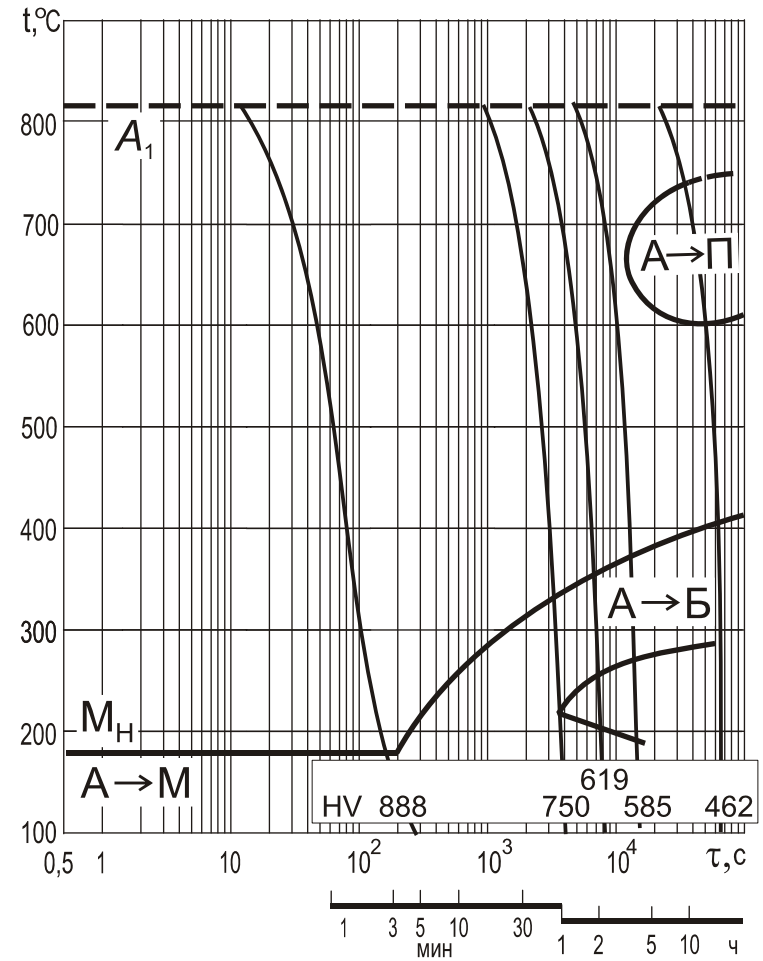
Сталь P18

C	Cr	Mo	W	V	A ₁	A _{cm}	M _H	t _H
0,75	4,25	0,20	17,67	1,45	815	860	160	1270



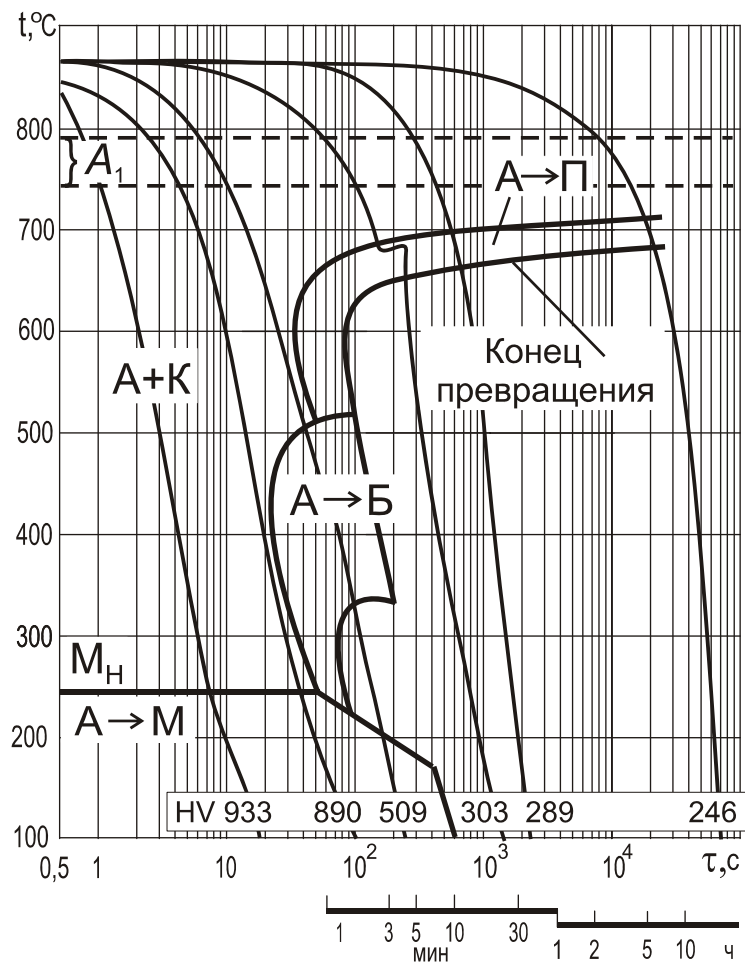
Сталь P6M3

C	Cr	Mo	W	V	A ₁	A _{cm}	M _H	t _H
0,93	4,05	3,64	6,78	2,18	815	866	180	1230



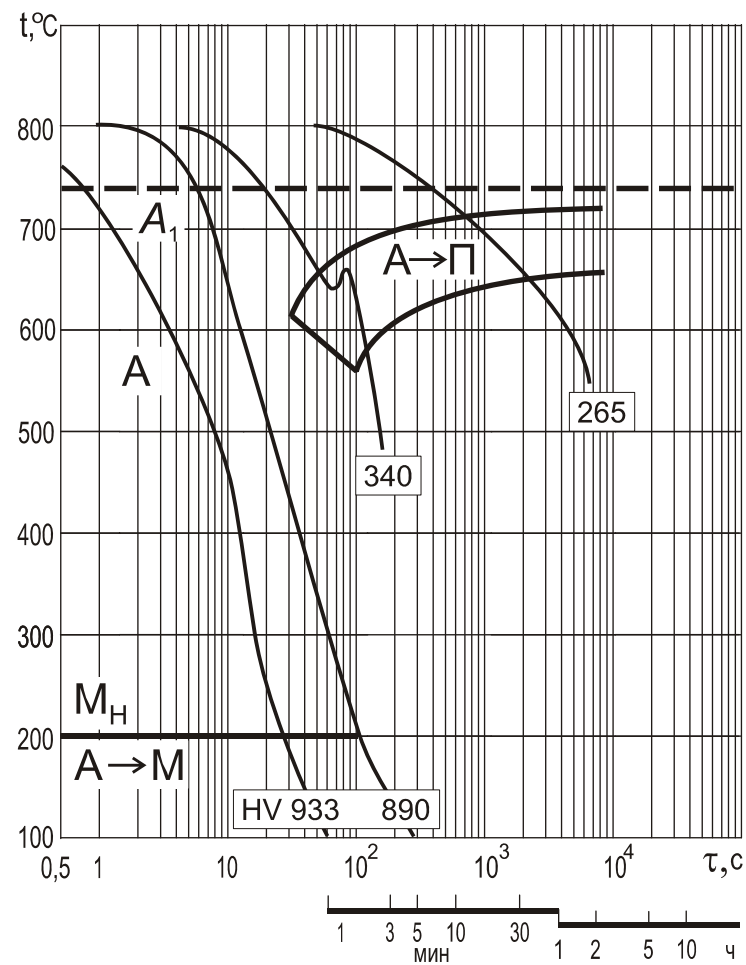
Сталь ШХ15

C	Si	Mn	Cr	Ni	A ₁	A _{cm}	M _H	t _H
1,04	0,26	0,33	1,53	0,31	750	—	245	860



Сталь ШХ15СГ

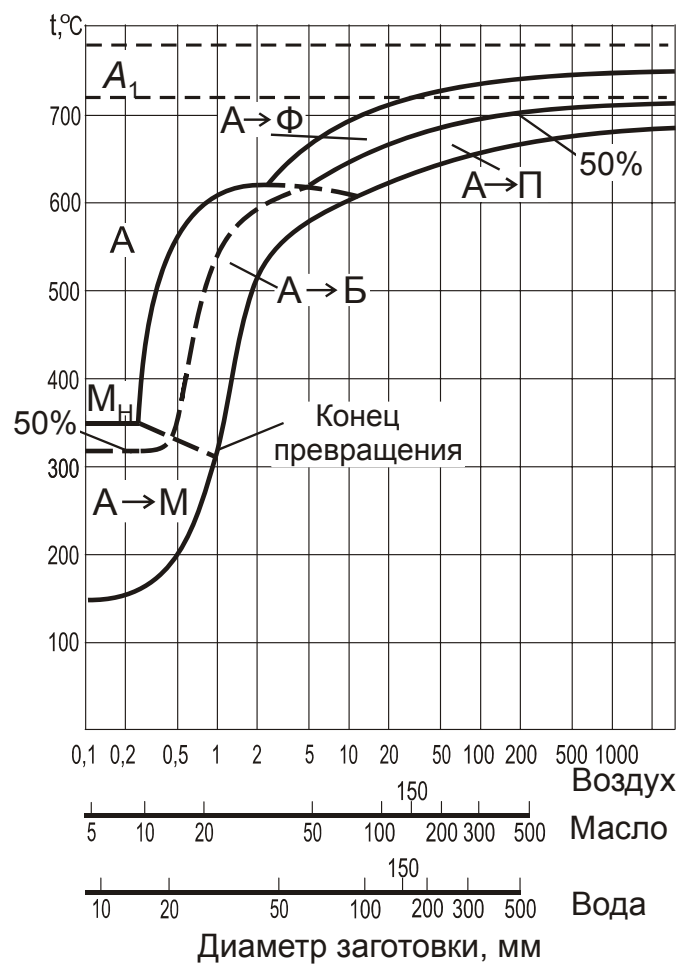
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A ₁	M _H	t _H
0,99	0,55	1,00	1,45	—	—	740	200	850



ССТ диаграммы превращений переохлаждённого аустенита сталей 40 и 40Н2М

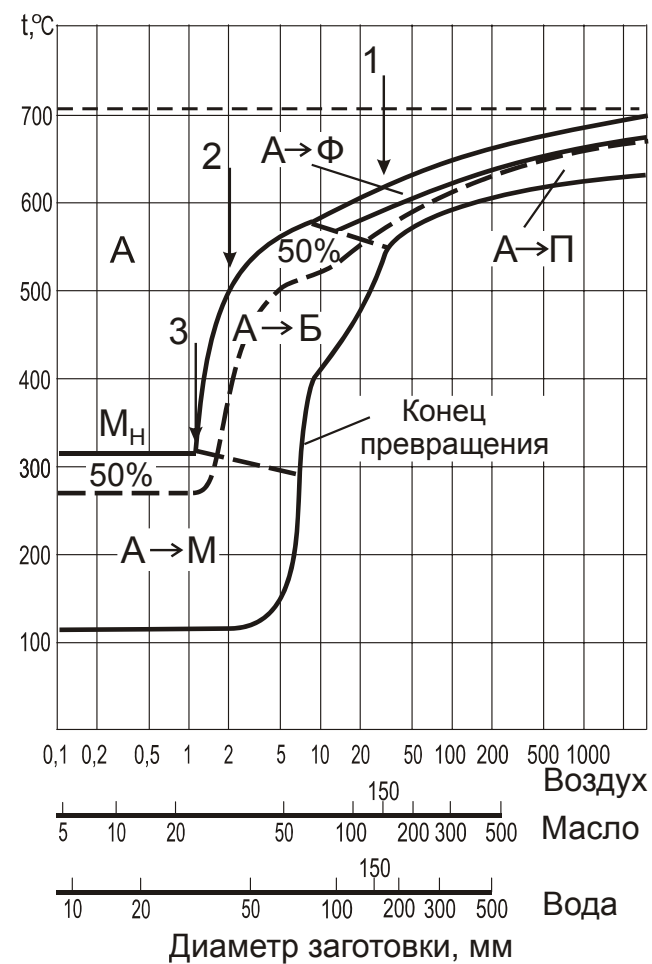
Сталь 40

C	Si	Mn	S	P	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,40	0,20	0,70	0,02	0,02	720	780	350	850



Сталь 40Н2М

C	Si	Mn	Ni	Mo	A ₁	A ₃	M _H	t _H
0,40	0,15	0,48	1,75	0,25	705	760	340	845



ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	3
1. КРИТИЧЕСКИЕ ТОЧКИ СТАЛИ	3
2. ВИДЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ	4
3. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ	6
3.1. Образование аустенита при нагреве	6
3.2. Превращения аустенита при охлаждении	7
4. ВЫБОР ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ	16
4.1. Выбор условий нагрева	16
4.2. Выбор режимов охлаждения	19
4.2.1. Охлаждение при отжиге и нормализации стали	19
4.2.2. Выбор охлаждающих сред при закалке стали	21
4.2.3. Способы закалки стали	23
4.3. Выбор режимов отпуска	25
4.3.1. Превращения в стали при отпуске	25
4.3.2. Влияние отпуска на механические свойства стали	26
4.3.3. Виды отпуска стали	28
5. МЕТОДЫ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН	30
5.1. Поверхностная закалка стали	30
5.2. Химико-термическая обработка (ХТО)	33
5.2.1. Общая характеристика процессов ХТО	33
5.2.2. Цементация стали	34
5.2.3. Термическая обработка стали после цементации	36
5.2.4. Азотирование стали	37
5.2.5. Нитроцементация стали	39
6. ЗАКЛЮЧЕНИЕ	40
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	41
ПРИЛОЖЕНИЯ	
Приложение 1. Химический состав и критические точки некоторых конструкционных и инструментальных сталей	42
Приложение 2. Диаграммы изотермического превращения переохлаж- дённого аустенита сталей	45
Приложение 3. Термокинетические диаграммы превращений переохлаж- дённого аустенита сталей	62
Приложение 4. ССТ диаграммы превращений переохлаждённого аусте- нита сталей 40 и 40Н2М	67