

# Лекция №4

Промежуточное и мартенситное  
превращения

# Промежуточное (бейнитное) превращение

## ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКАЯ КАРТИНА ПРЕВРАЩЕНИЯ

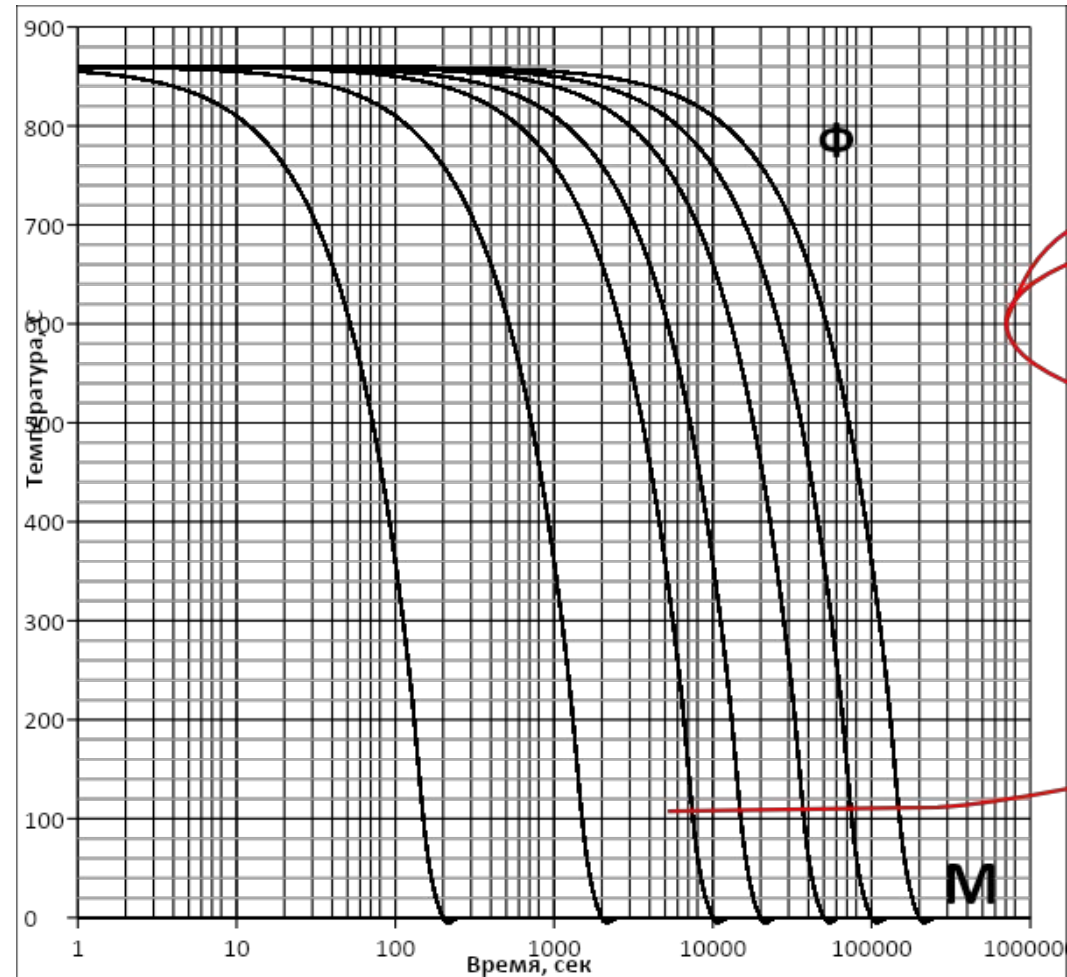
Развивается в области между перлитным и мартенситным превращением.

Некоторые его особенности указывают на некоторое сходство с перлитным превращением, а другие с мартенситным превращением аустенита. Речь идет о следующем:

- Особенности кинетики превращения;
- Изменение фазового состава, морфологии, структуры и субструктуры продуктов превращения, отличающиеся от продуктов перлитного и мартенситного превращений.

Сочетание диффузионных и кооперативных (мартенситных) процессов обуславливает сложность превращения. Возможны различные варианты характера превращений в сталях различного типа легирования и часто противоположного характера.

Наиболее четко характер бейнитного превращения проявляется в сталях легированных карбидообразующими элементами, у которых область бейнитного превращения обособлена от области перлитного и мартенситного превращений.



## Кинетика промежуточного превращения

1. В изотермических условиях превращение начинается после некоторого инкубационного периода. Существует C-образная зависимость превращения (скорости) от температуры, а также времени достижения определенной доли превращения. Превращение может быть подавлено и переведено в мартенситное, быстрым охлаждением.
2. Превращение при постоянной температуре, идет лишь до определенного предела и прекращается при некоторой доле непревратившегося аустенита.

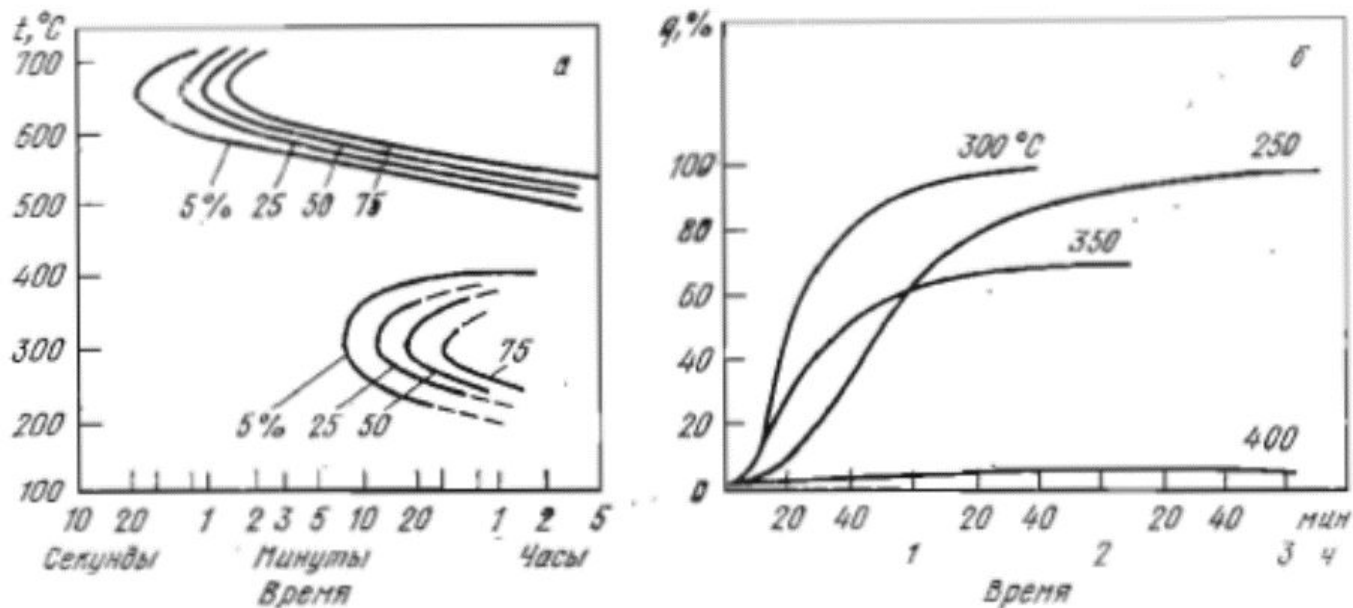


Рис. 25.59. Изотермическое превращение в стали с 0,5 % С и 3 % Cr:

а — диаграмма превращения; б — изотермические кривые для температур промежуточной области ( $q$  — доля превращенного аустенита)

# Промежуточное (бейнитное) превращение

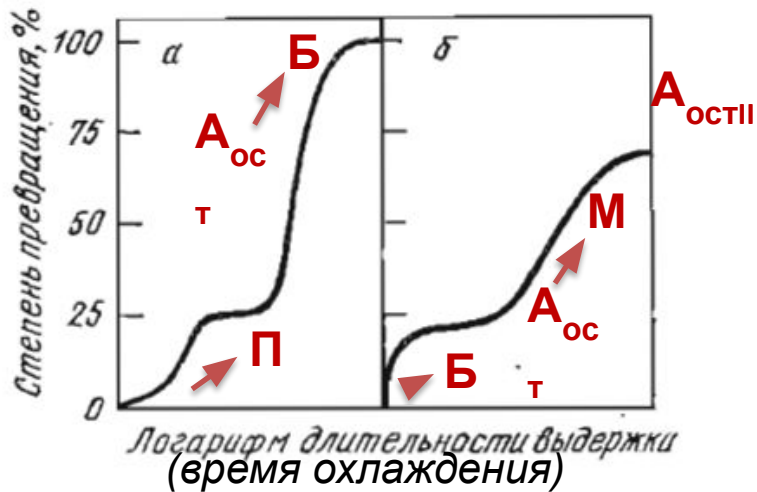


Рис. 25.60. Схема наложения промежуточного и перлитного (а), мартенситного и промежуточного превращений аустенита [17]

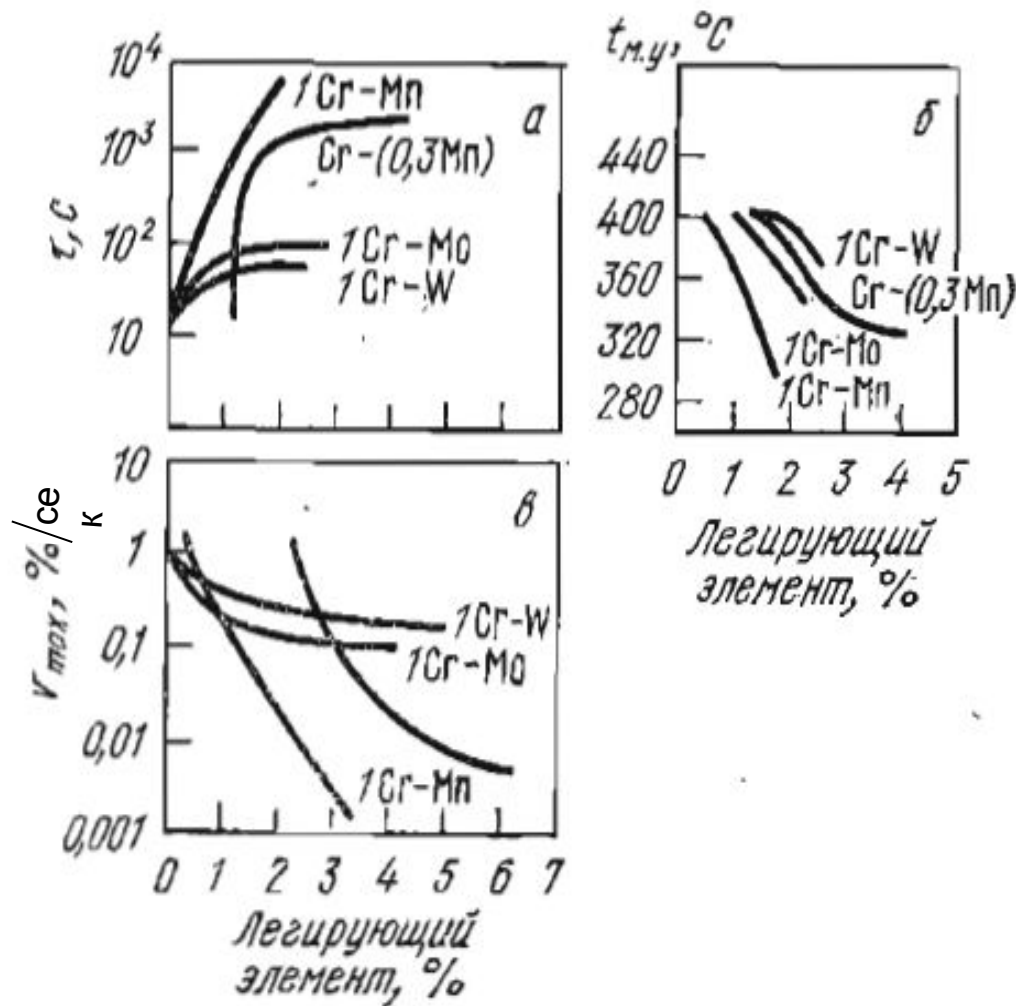


Рис. 25.61. Влияние хрома, молибдена, вольфрама и марганца на продолжительность инкубационного периода  $\tau$  при температуре минимальной устойчивости  $t_{м.у.}$  аустенита (а), на температуру  $t_{м.у.}$  (б) и максимальную скорость превращения  $v$  в промежуточной области (в) [113]

# Морфология, тонкая структура бейнита и кристаллогеометрия превращения

## Морфология бейнита

По особенности микроструктуры различают верхний и нижний бейнит (рис. 25-62).

Верхний бейнит – характеризуется группами тесно примыкающих к друг другу сравнительно светлых пластин  $\alpha$ -фазы (толщин  $<1$  мкм, ширина  $5\div 10$  мкм, длина  $10\div 50$  мкм), на фоне которых, наблюдаются вытянутые карбидные частицы.

Эл. микроскопические исследования показали, что  $\alpha$ -частицы состоят из элементов структуры, ширина которых  $\sim$  на порядок меньше.

Строение нижнего бейнита подобно отпущенному мартенситу: индивидуальные пластины (иглы); внутри пластин  $\alpha$ -фазы распределены одинаково ориентированные карбидные частицы, ориентировка которых, не совпадает с длинной осью кристалла  $\alpha$ -фазы. Плотность дислокаций в кристаллах  $\alpha$ -фазы верхнего и нижнего бейнита сравнительно высока.

Рост кристаллов  $\alpha$ -фазы по разным источникам может происходить: дискретно, путем последовательного роста отдельных единиц, либо может быть непрерывный рост.

Представляется, что схема появления и роста пластин бейнита ( $\alpha$ -фазы) зависит от ряда факторов:

1. Температурной зоны превращения;
2. Содержание количества углерода;
3. Скорость охлаждения в зоне температуры превращения
4. И в итоге ( $1\div 3$ ) – уровень микронапряжений сжатия в микрообъемах

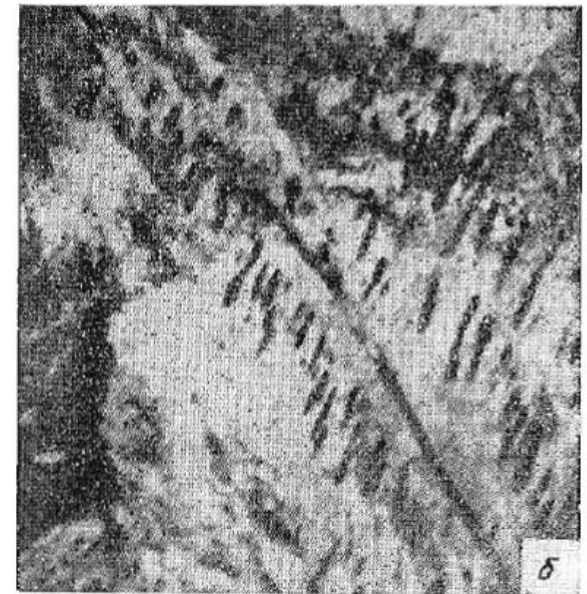


Рис. 25.62. Электронные микрофотографии верхнего (а) и нижнего (б) бейнита.  $\times 24000$

Мартенситный механизм  $\gamma \rightarrow \alpha$  перехода характерен для промежуточного превращения аустенита. Об этом свидетельствует и **высокая плотность дислокаций  $\alpha$ -фазе бейнита**.

Возможно **самоторможение** бейнитного превращения при изотермических выдержках (вблизи верхней границы начала  $A \rightarrow B$ ).

В низколегированных сталях, где диаграмма диффузионного и бейнитного превращения совмещены об этом трудно судить.

Процессы: скорость роста кристалла  $\alpha$ -фазы бейнита позволяет предполагать, что она определяется диффузионным отводом углерода от растущего кристалла в окружающий аустенит.

( $\alpha \rightarrow c \rightarrow \gamma$ ). Это справедливо, если рост  $\alpha$ -фазы непрерывный.

Отвод углерода от фронта растущего кристалла  $\alpha$ -фазы зависит от температуры, концентрации углерода в  $\gamma \rightarrow \alpha$ -фазе при переходе и поля напряжений в фазовом переходе и существующей при этом релаксации напряжений.

**Влияние легирования** на эти процессы связаны со смещением **температурного интервала превращения** к более низким температурам, с понижением **подвижности атомов углерода и градиентов концентраций** у границы  $A \leftrightarrow \Phi(\alpha)$ . Повышение отношений концентрации Cr и C ( $Cr/C$ ) в составе аустенита может обусловить полное подавление бейнитного превращения, при этом резко понижается подвижность углерода.

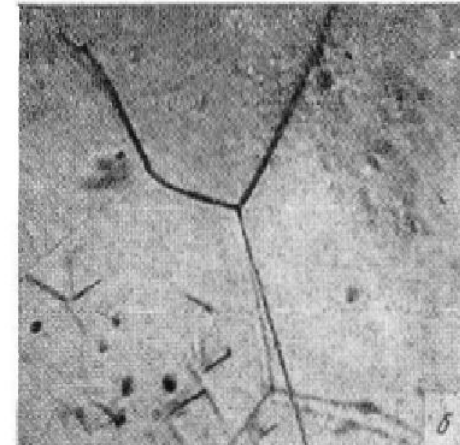
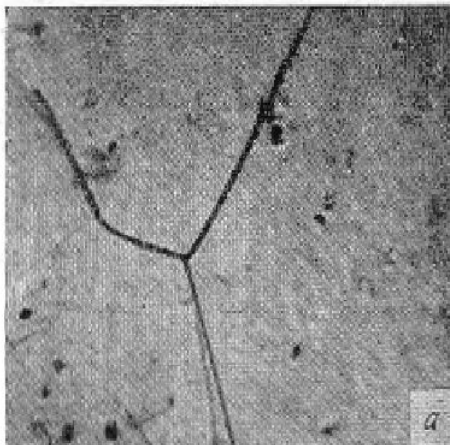


Рис. 25.63. Образование микрорельефа на полированной поверхности образцов (сталь с 0,98% C и 3,15% Cr) при промежуточном превращении аустенита;  $t_{\text{пр}} = 300^\circ\text{C}$ ; время превращения  $\tau_{\text{пр}} = 8$  (а); 12 (б); 22 (в); 36 (г); 50 (д) мин  $\times 250$  (Л. И. Коган)

## Перераспределение углерода и состав фаз образующихся при промежуточном превращении

В углеродистых и легированных сталях при температуре образования верхнего бейнита возникает цементит ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Это справедливо даже в случае легирования Cr, Mo, W.

Содержание легирующих элементов в цементите бейнита ~ равно средней концентрации их в стали.

Независимо от путей образования цементита – из аустенит или  $\alpha$ -фазы, это указывает на практически полное отсутствие диффузионного перераспределения легирующих элементов при бейнитном превращении. При повышенной температуре возможно некоторое обогащение  $\alpha$ -фазы карбидами (но это нужно рассматривать, как вторичный процесс – перераспределение легирующих элементов между  $\alpha$ -фазой и цементитом).

При низких температурах изотермического превращения можно образование  $\epsilon$ -карбида ( $260\div 300^\circ\text{C}$ )

О перераспределении углерода между  $\alpha$ -фазой и  $\gamma$  много разноречиво.

## Механизм промежуточного превращения

### Основные положения:

1. Кооперативный механизм  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения
2. Диффузионное перераспределение углерода (зависит от [C] и легирующих элементов)

Затрудняется непосредственное образование карбидов из аустенита

### Этапы:

- отвод углерода в остаточный аустенит
- образование при  $\gamma \rightarrow \alpha$  переходе карбидных фаз и частично мартенситного превращения

Таким образом – бейнитное превращение аустенита – это превращение особого типа, при котором мартенситное превращение и диффузионное перераспределение углерода - взаимосвязаны. Такое превращение специфично для сплавов, содержащих элементы с резко различной диффузионной подвижностью (в стали – железо и углерод).

-Другие процессы, наблюдающиеся в определенных условиях: -непосредственное выделение карбидов из аустенита и  $\alpha$ -фазы, приводят к существенным изменениям структуры и свойств продуктов превращения, но с точки зрения механизмов превращения – это процессы – вторичные.

Другие процессы, наблюдающиеся в определенных условиях, — непосредственное выделение карбидов из аустенита и  $\alpha$ -фазы — приводят к существенным изменениям структуры и свойств продуктов превращения, но с точки зрения механизма превращения эти процессы вторичные. Структура стали в результате промежуточного превращения в наиболее общем случае может состоять из мартенситной  $\alpha$ -фазы, более или менее пересыщенной углеродом, остаточного аустенита с концентрацией углерода, отличной от средней, карбидных частиц, возникших в результате как непосредственного выделения из аустенита, так и распада  $\alpha$ -фазы.

Понижение скорости диффузии легирующих элементов и углерода, а также скорости перемещения межфазной границы  $\gamma/\alpha$  затрудняет перлитное превращение при понижении температуры: возникает зона высокой устойчивости переохлажденного аустенита. При дальнейшем понижении температуры превращение аустенита может вновь протекать с большей скоростью в связи с изменением механизма. Полиморфное  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение является при этом кооперативным, мартенситным. Перераспределение легирующих элементов исключается. Понижение скорости диффузии углерода затрудняет непосредственное выделение карбидов из аустенита, происходит кинетически более выгодный процесс отвода углерода от фронта растущего кристалла  $\alpha$ -фазы в аустенит. Так реализуется переход от перлитного к промежуточному превращению, обусловливающий во многих случаях разграничение перлитной и промежуточной областей на диаграммах изотермического превращения аустенита.

Легирование может приводить к увеличению продолжительности инкубационного периода и понижению скорости промежуточного превращения. Легирующие элементы могут заметно смещать температурную область промежуточного превращения к более низким температурам, понижать диффузионную подвижность углерода в аустените, изменять градиенты концентрации углерода на межфазных границах А—Ф и Ф—К.



# Перераспределение углерода и состав фаз, образующихся при промежуточном превращении

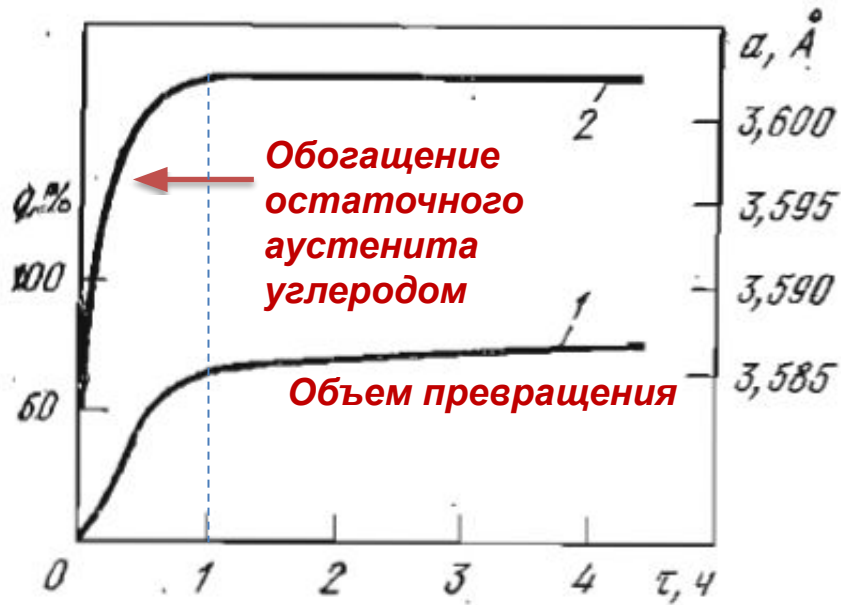


Рис. 25.66. Изменение периода решетки остаточного аустенита в результате частичного промежуточного превращения в стали с 0,6 % С и 3,6 % Cr ( $t_{\text{пр}} = 300 \text{ } ^\circ\text{C}$ ) [12]:

Обогащение происходит только в ходе превращения (1 час), далее – релаксация и выделение карбидных фаз

- Обогащение остаточного аустенита
- Фазы:
  - $\alpha$  фаза (мартенситного типа)
  - Карбидная фаза (цементитного типа)
  - $\gamma$  - остаточный

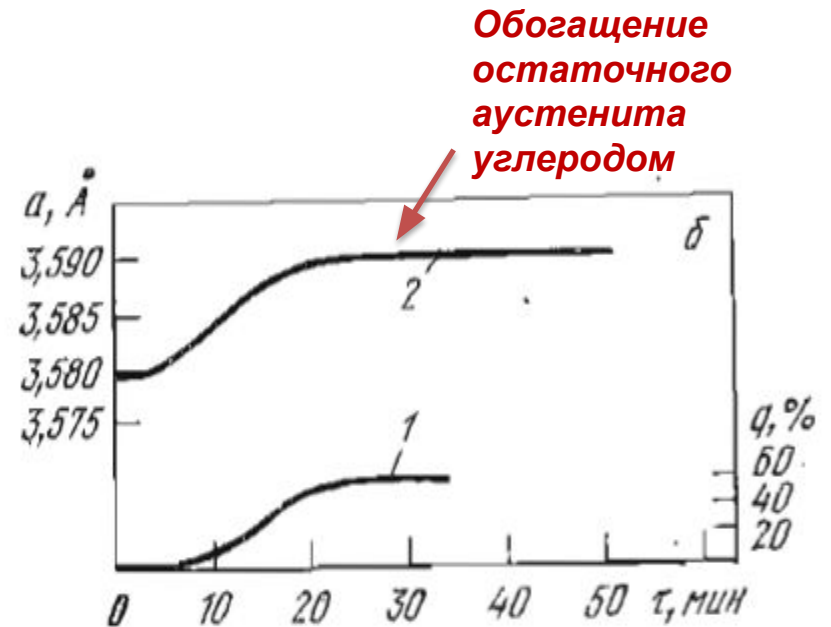
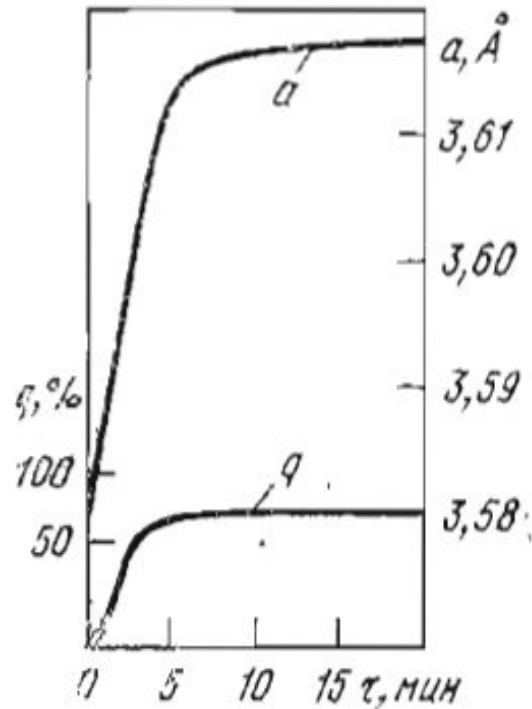


Рис. 25.67. Изотермическое превращение аустенита в стали 48Г4 [12]:

$\delta$ —изотермическая кривая при 275 °C (1) и изменение периода решетки остаточного аустенита (2)

## Перераспределение углерода и состав фаз, образующихся при промежуточном превращении



- Обогащение остаточного аустенита
- Релаксация напряжений (360, 305°C) и min диффузия углерода
- Большая доля образования карбидных фаз

Рис. 25.68. Изменение периода решетки остаточного аустенита в результате промежуточного превращения ( $t_{\text{пр}} = 300^\circ\text{C}$ ) в стали с 0,6 % С и 2,3 % Si [18]

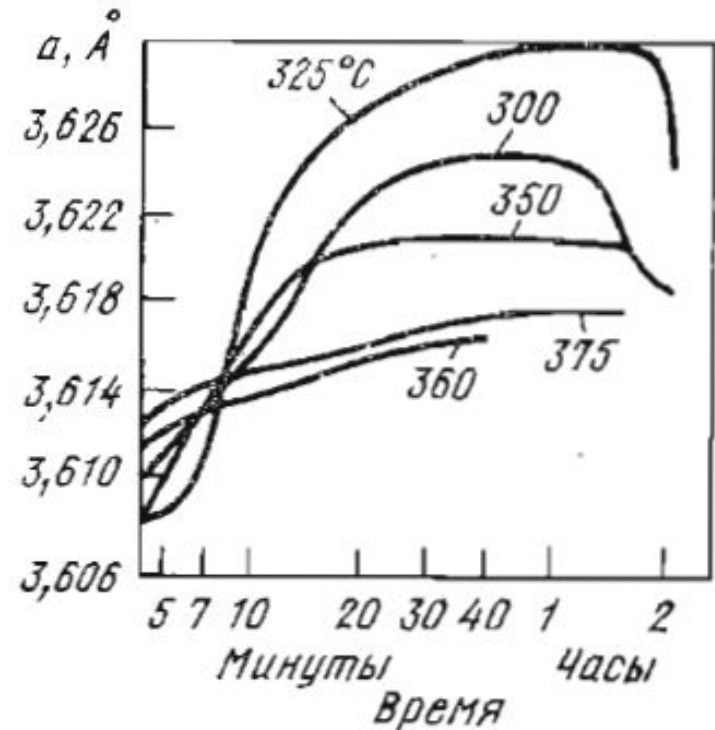


Рис. 25.69. Изменение периода решетки аустенита стали 42ХГС2 в процессе промежуточного превращения при разных температурах (высокотемпературная рентгено съемка) [138]

Обогащение происходит только в ходе превращения (5 минут), далее – релаксация и выделение карбидных фаз

# Перераспределение углерода и состав фаз, образующихся при промежуточном превращении

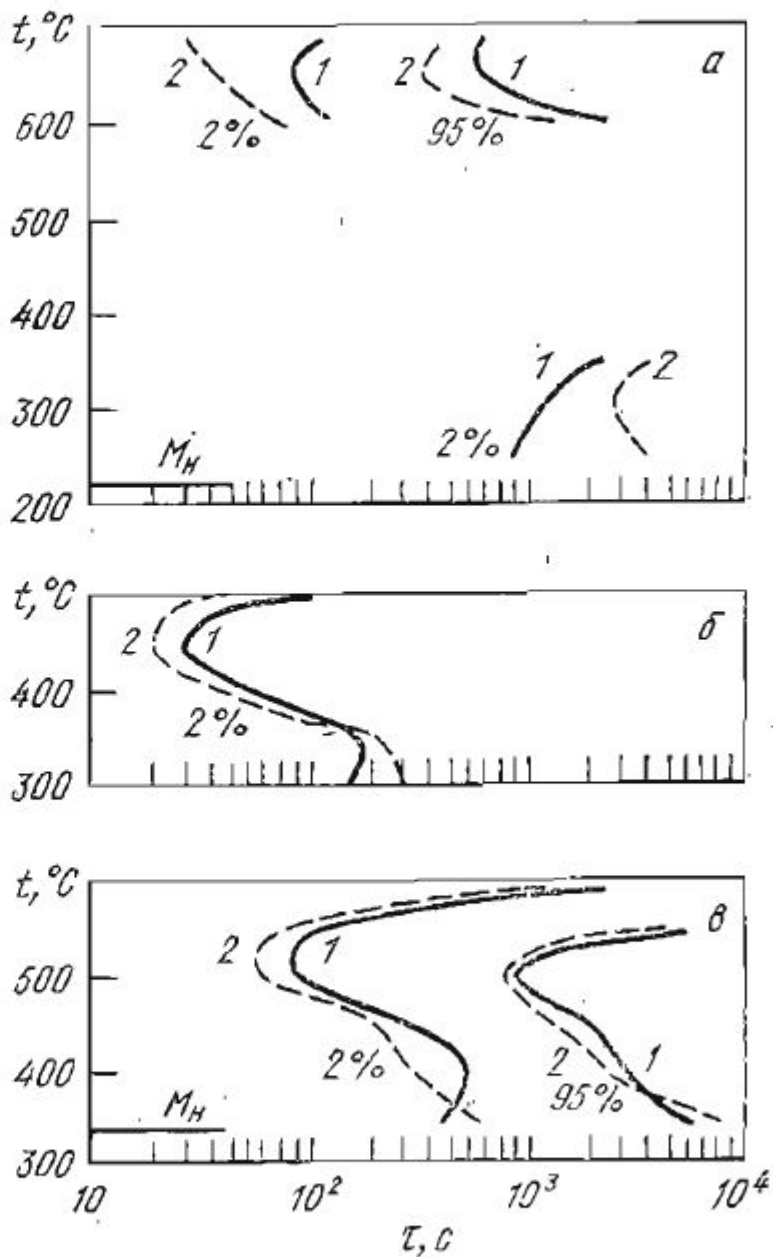
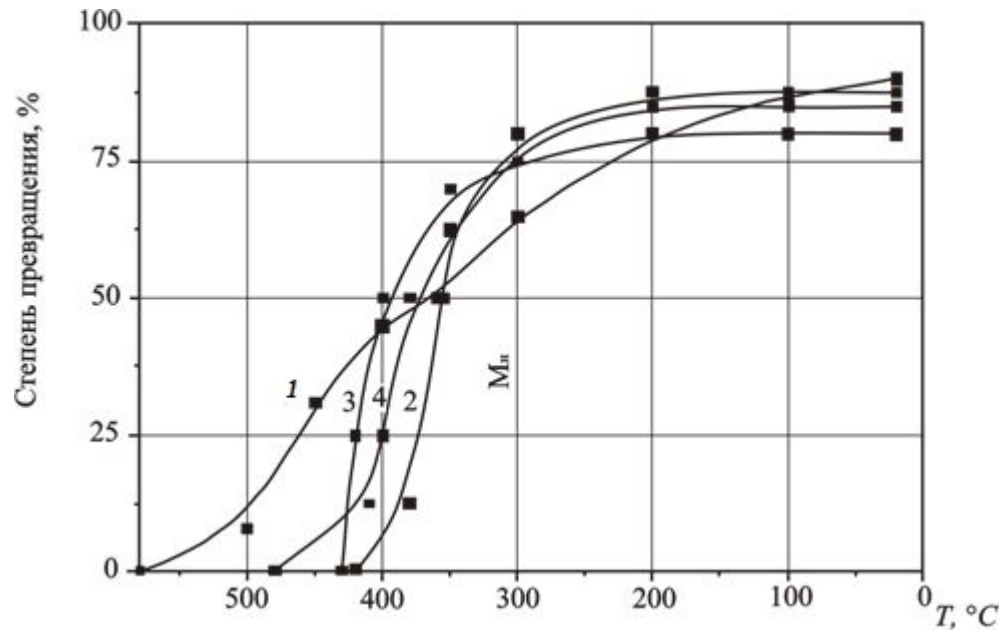


Рис. 25.74. Влияние высокотемпературной деформации на кинетику промежуточного превращения аустенита:

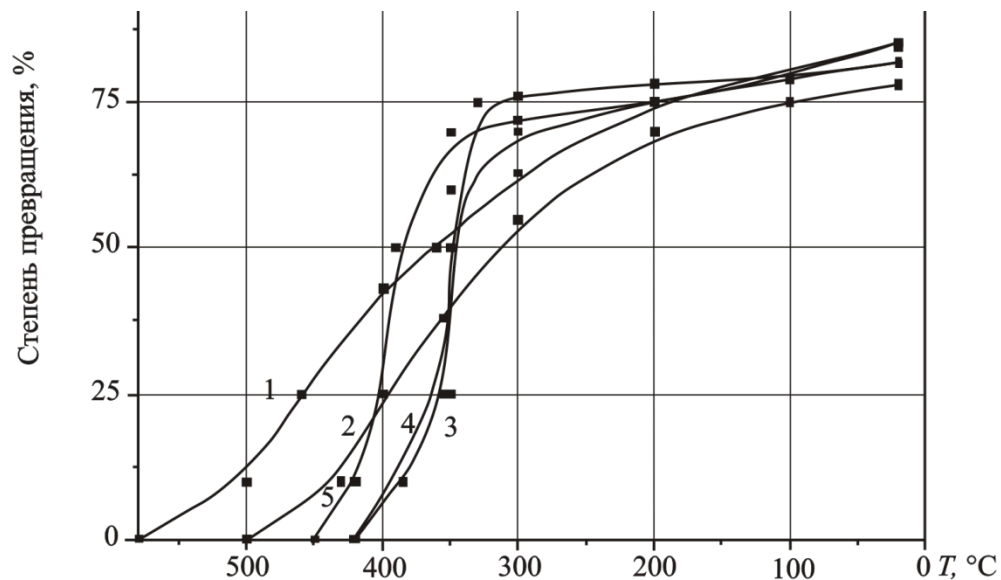
*а* — сталь 40X2Г2Р; *б* — 50XНМ; *в* — 45Н5; 1 — без деформации; 2 — 25 %-ная деформация при  $800^\circ\text{C}$  [115, 116]

Ускорение процесса превращения

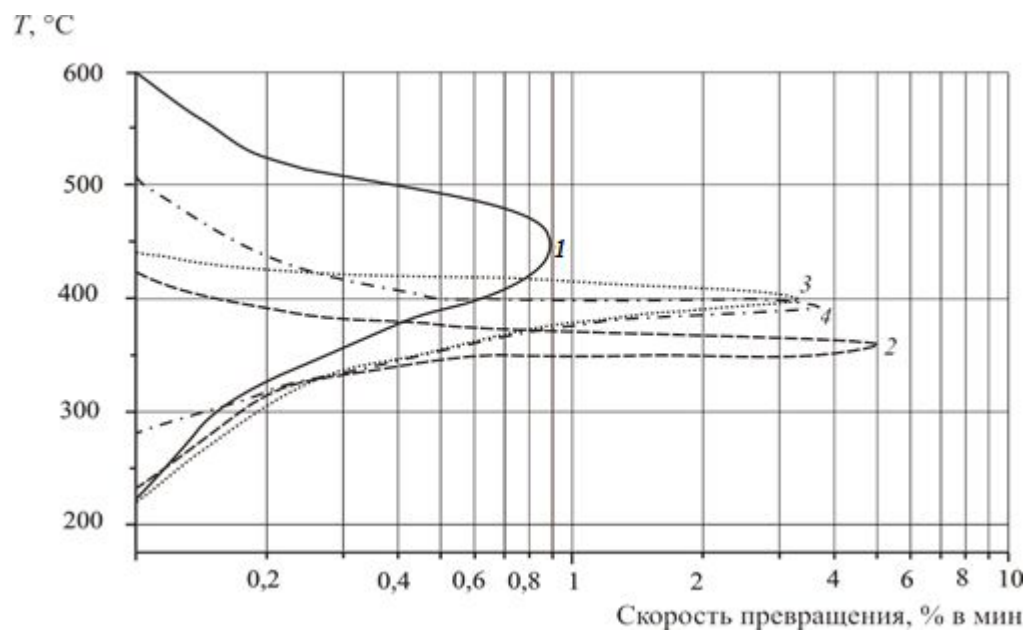


Кинетические кривые бейнитного превращения стали типа 20X2H4M с различным содержанием молибдена, масс. %:

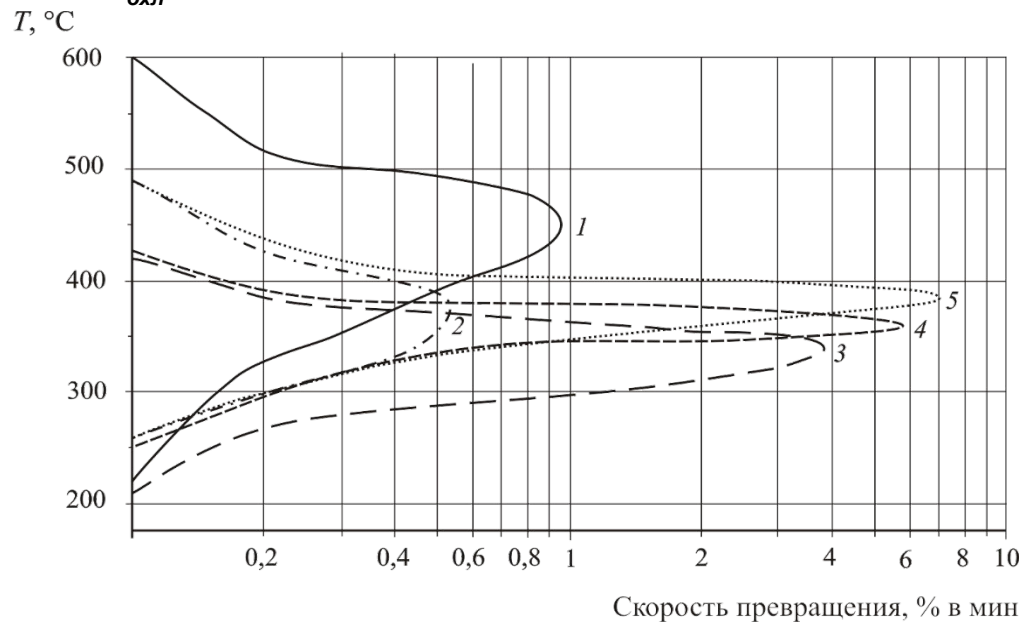
1 – 0,34; 2 – 0,79; 3 – 1,23; 4 – 0 (составы 16, 17, 18, 20 соответственно таблицы 2.1)



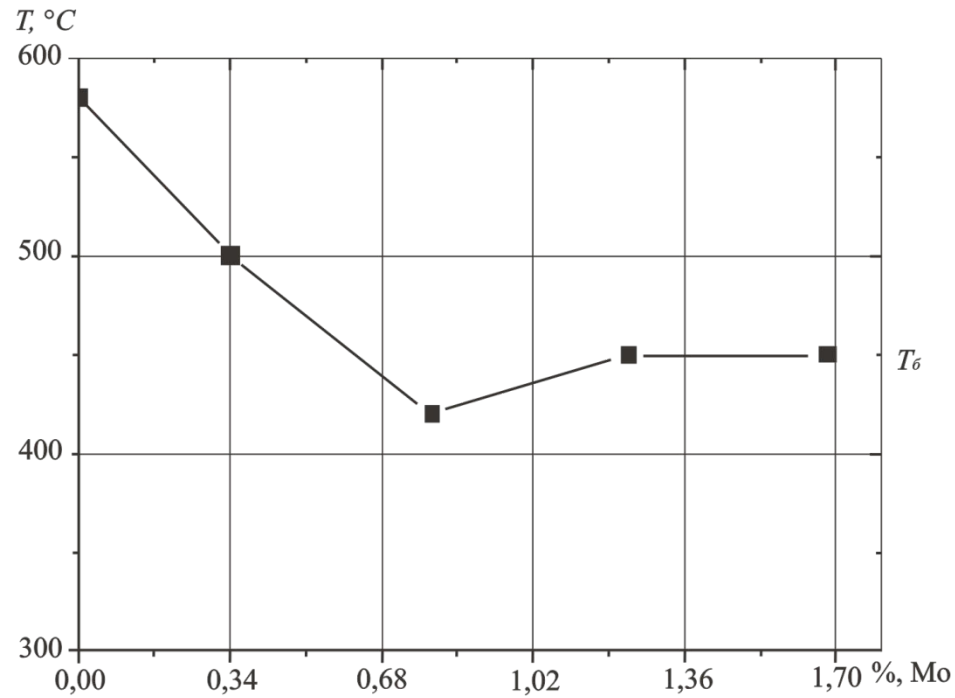
Кинетические кривые бейнитного превращения стали типа 20X2H4, легированной карбидообразующими элементами (№№ 1, 2, 3, 4, 5 соответственно составам 20, 21, 22, 23, 24 таблицы 2.1)



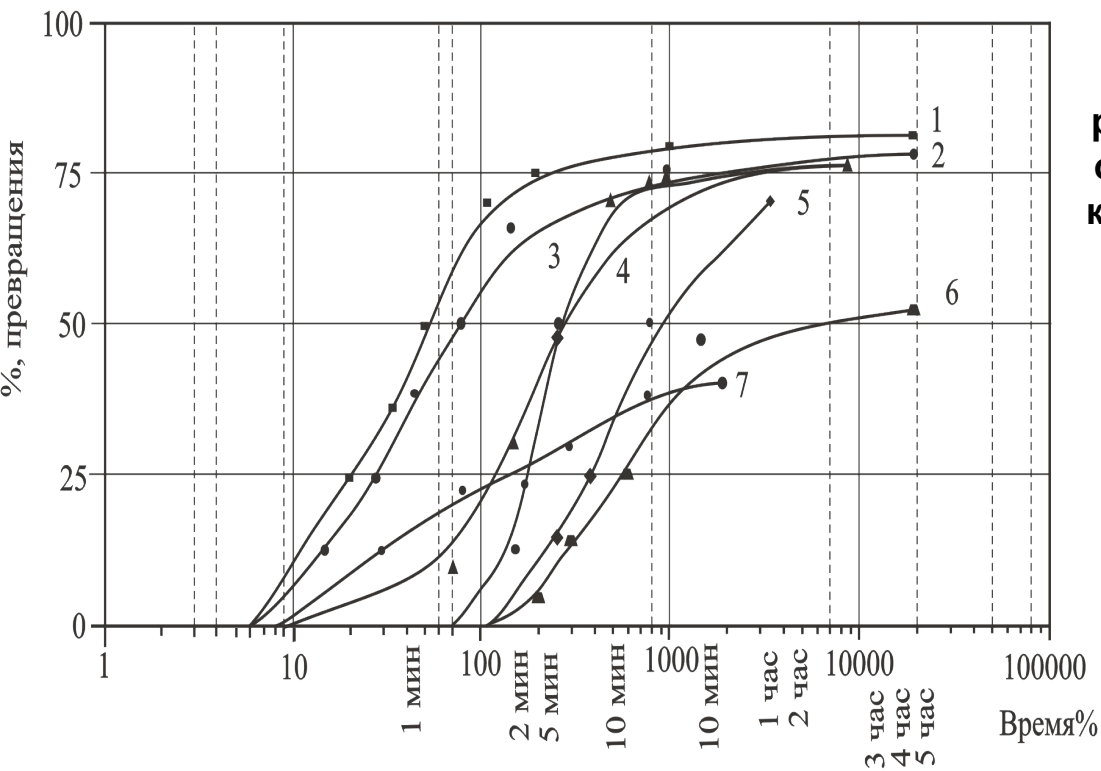
**Влияние молибдена на соотношение средних скоростей бейнитного превращения стали типа 20X2H4 при непрерывном охлаждении ( $v_{\text{охл}} = \sim 4$  град/мин). (№№ 1, 2, 3, 4 соответствуют №№ 16, 17, 18, 20 таблицы 2.1)**



**Соотношение средних скоростей бейнитного превращения стали типа 20X2H4 легированной карбидообразующими элементами (Mo, W, V) при непрерывном охлаждении ( $v_{\text{охл}} = \sim 4$  град/мин). (№№ 1, 2, 3, 4, 5 соответствуют №№ 20, 21, 22, 23, 24 таблицы 2.1)**



**Влияние молибдена на температуру начала  $A \rightarrow B$  превращения ( $T_B$ ) стали типа 20X2H4 (составы №№ 16÷19 табл. 2.1). Данные значения температуры начала  $A \rightarrow B$  превращения определены магнитным методом**



Обобщенная диаграмма изотермического распада аустенита при температуре 350 °C опытных составов стали хромоникелевой композиции при легировании молибденом, вольфрамом и ванадием, масс. %:

1 — 22X2H4 (Ni=3,58);

2 — 22X2H4W (Ni=3,58, W=0,45);

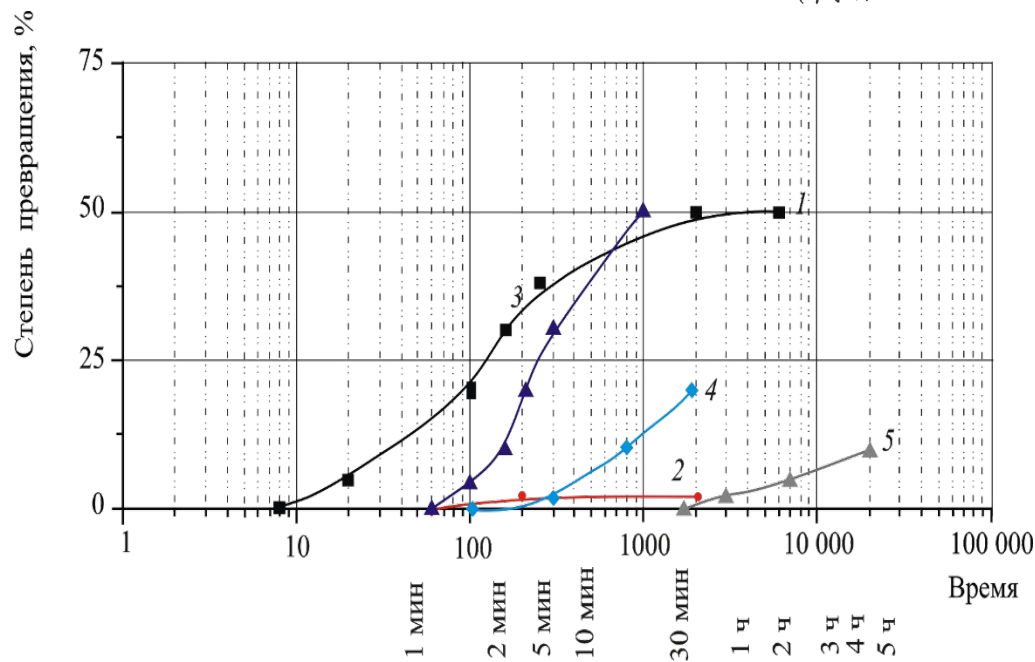
3 — 22X2H4MB (Ni=3,58, W=0,45, Mo=0,43);

4 — 24X2H4M (Ni=3,58, Mo=0,34);

5 — 24X2H4M (Ni=3,75, Mo=1,23);

6 — 20X2H4MBФ (Ni=4,38);

7 — 20X2H4MBФА (Ni=4,38, Mo=1,38)



Обобщенная диаграмма изотермического распада аустенита при 400 °C опытных составов стали хромоникелевой композиции при легировании молибденом, вольфрамом, и ванадием (№ 1, 2, 3, 4, 5 соответствуют составам № 20, 21, 22, 23, 24 таблицы 2.1)

Температурная зависимость скорости превращения аналогична мартенситному превращению. (Интенсивно ускоряется в начальный период) и отличается от перлитного превращения, которое всегда доходит до конца, если время не ограничено.

В легированных сталях с четко выраженной границей начала бейнитного превращения – границу обозначают  $B_n$  ( $B_s$ ).

Частичное превращение аустенита в бейнитной области понижает  $M_n$  при дальнейшем охлаждении и приводит к большему количеству остаточного аустенита.

Характер превращения «типа мартенситного» приводит к появлению на поверхности полированного шлифа характерного игольчатого рельефа.

Эффект легирования: Cr и Si тормозят превращение после части его завершения во всем диапазоне температурной области, Ni и Mn – только в верхней части его превращения.

Наблюдается, к примеру, необъяснимые явления в этой сфере:

-Повышение температуры аустенитизации, ведущее к росту зерна аустенита и увеличению степени совершенства его внутренней структуры, во многих случаях ускоряет промежуточное превращение (при перлитном превращении – наоборот).

Многие легирующие элементы увеличивают продолжительность инкубационного периода, понижают верхнюю границу  $B_n$  (по нашим данным на стали типа 20X2H2 и 20X2H4 с дополнительным легированием Mo, W, V это не наблюдается. См. рис. Из М.К.).

-Понижение температуры минимума скорости и скорости бейнитного превращения



# Преобразования аустенита при непрерывном охлаждении

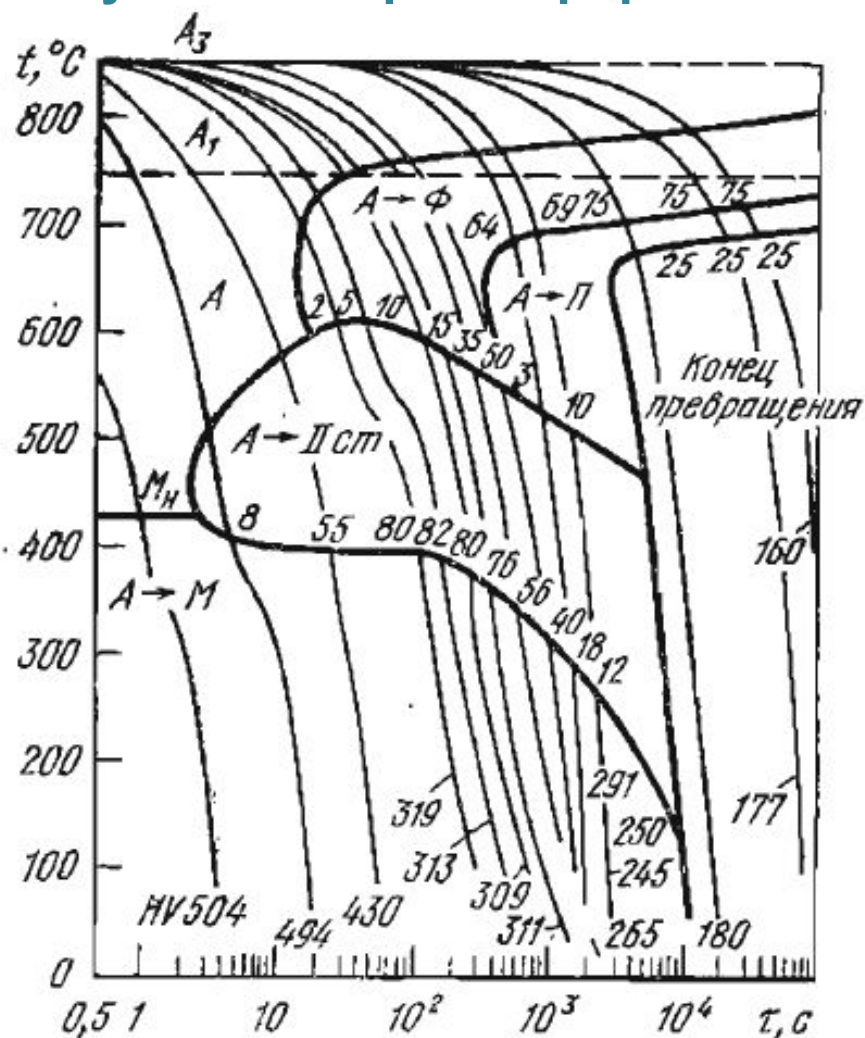


Рис. 25.76. Диаграмма превращения аустенита стали 20ХМ (0,23 % С; 0,7 % Мп; 1,0 % Сг; 0,4 % Мо) при непрерывном охлаждении [17]. А, Ф, П, М — области образования аустенита, феррита, перлита и мартенсита. Цифры у кривых, ограничивающих области превращений — доля соответствующей структурной составляющей 8 %

Характеристики	Мартенситное	Бейнитное
Характер превращения	Сдвиговый Бездиффузионный	Сдвиговый Диффузия по углероду
Концентрация легирующих эл-ов (л/э) и углерода ([C])	Без диффузии л/э и углерода – пересыщенный твердый раствор	Возможна незначительная диффузия л/э (карбидообразующих) с $\uparrow B_H$ Концентрация л/э и [C] при $\gamma \rightarrow \alpha$ переходе меняется
Температурные зоны превращения	$M_H \div M_K$ $M_K$ – может быть в зоне пониженных температур (- °C)	$B_H \div B_K$ (Mn <sup>II</sup> )
Характер превращения в зависимости от кинетики	Атермический и изотермический (+ особенности)	Атермический и изотермический

# Мартенситное превращение

## Полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение

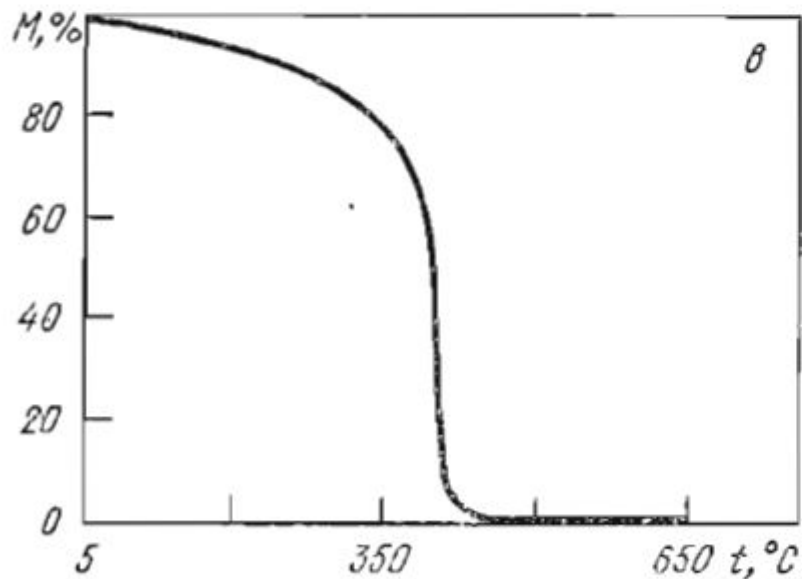
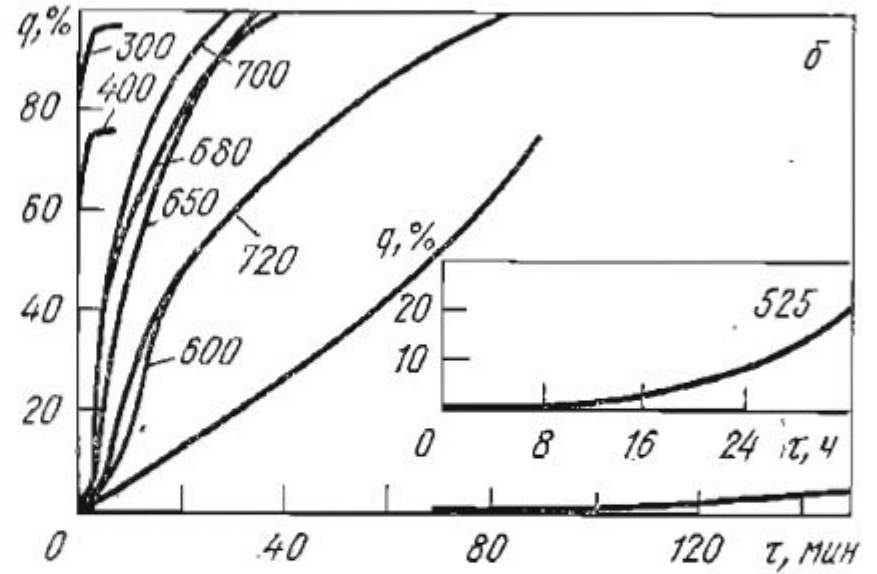
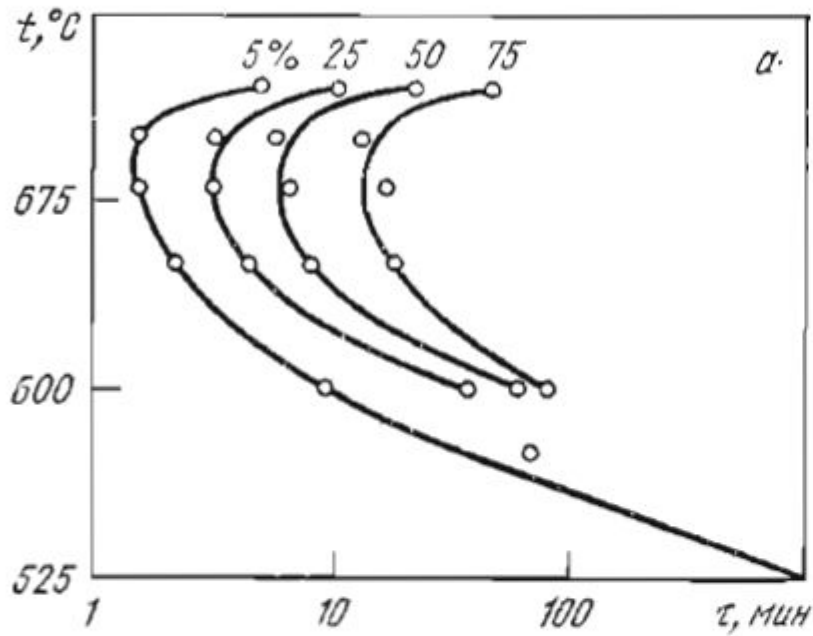


Рис. 25.40. Сталь с 0,04 % С; 1,9 % Ni и 6,8 % Cr [91]:

$a$  — диаграмма изотермического превращения  $\gamma$ -фазы;  $b$  — кривые изотермического превращения (цифры у кривых, °C); ( $q$  — количество превращенной фазы);  $c$  — мартенситная кривая

## Зависимость $M_H$ от [C] и легирования. $M_H \downarrow$ на 1% легирования.

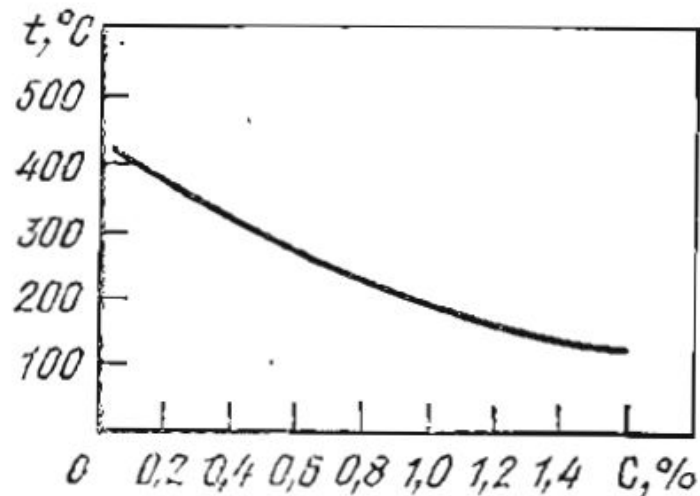


Рис. 25.26. Зависимость точки  $M_H$  от содержания углерода в нелегированной стали [57]

Легирующий элемент	Mn	Cr	Ni	Si	Mo	Cu	Co
°C	-45	-35	-26	0	-25	-7	+12

## Влияние карбидообразующих элементов на положение $M_H$ и $M_K$ , количество остаточного аустенита в стали 2Cr—4Ni композиции

Параметр	Композиция стали				
	20X2H4	20X2H4B W = 0,4 %	20X2H4MB Mo = 0,4 %	20X2H4MB Mo = 0,7 %	20X2H4MBФ V = 0,18%
$M_H$ , °C	310	310	310	310	310
$M_K$ , °C	-120	-130	-145	-160	-170
$A_{ост.}$ , %	14	14	15	17	17

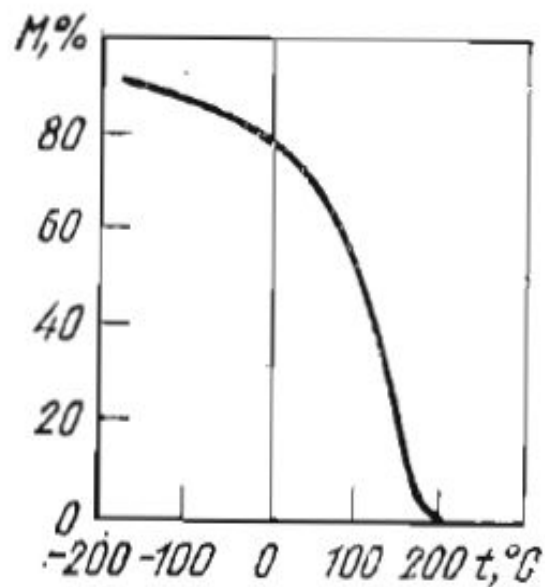


Рис. 25.27. Зависимость количества мартенсита от температуры переохлаждения ниже  $M_H$  (мартенситная кривая)

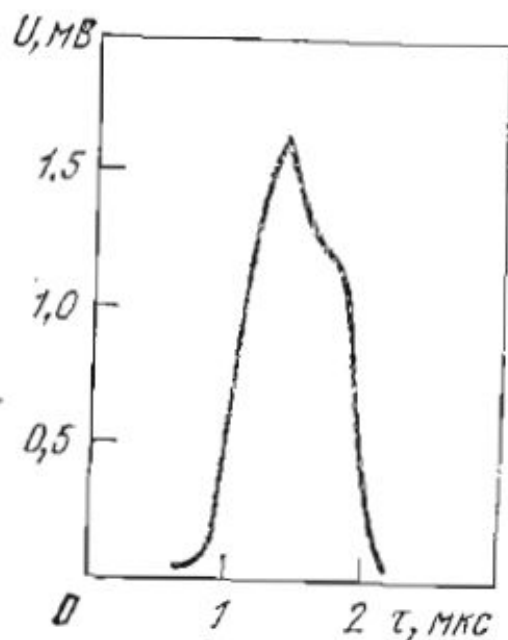


Рис. 25.28. Форма импульсов акустической эмиссии при образовании отдельных кристаллов мартенсита в стали с 0,01 % С и 32,7 % Ni при  $-92^\circ\text{C}$  [62]

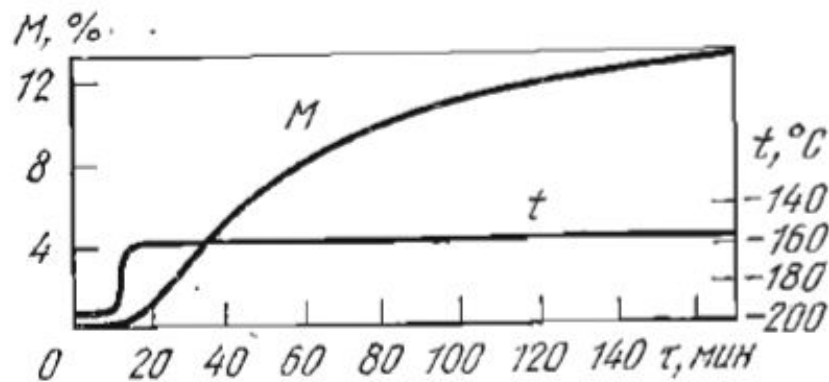


Рис. 25.29. Изотермическое превращение аустенита в мартенсит при  $-159^\circ\text{C}$ . Охлаждение в жидком азоте с последующим нагревом до  $-159^\circ\text{C}$ . Сталь с 0,7 % С; 6,5 % Mn; 2 % Cu [64]

## Обратимость мартенситных превращений

Fe + 30% Ni

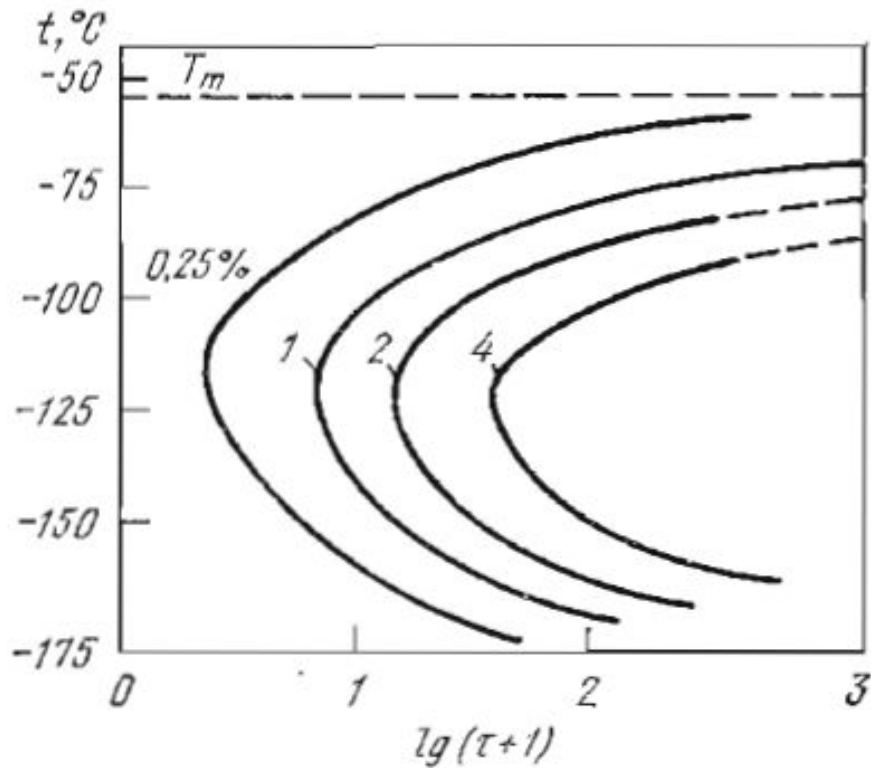
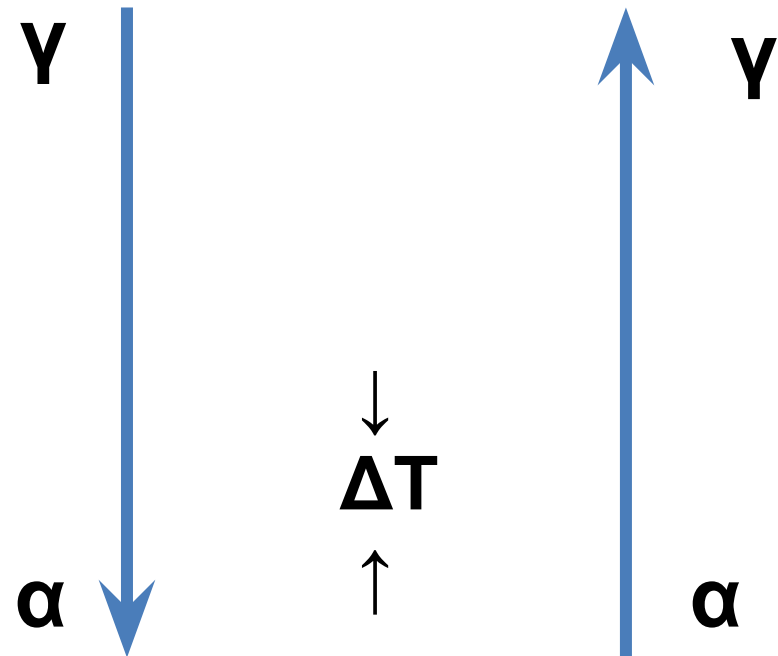


Рис. 25.32. Диаграмма изотермического превращения  $A \rightarrow M$  для сплава H24ГЗ (23,8 % Ni; 3,2 % Mn) [66]



## Кристаллогеометрия мартенситного превращения

Анализ геометрии превращения решеток  $\gamma$ - и  $\alpha$ -железа показал, что сдвиг по плоскости  $(111)_\gamma$  в направлении  $[211]_\gamma$  на  $1/6$  периода трансляции решетки в этом направлении с изменением угла между плотноупакованными рядами атомов железа от  $120$  до  $109^\circ$  переводит г.ц.к. решетку в о.ц.к. Плоскость  $(111)_\gamma$  аустенита становится тогда плоскостью  $(011)_\alpha$ , при этом сохраняется параллельность обеих плоскостей.

Полное определение ориентировки решетки мартенсита было проведено в работе [73] и привело к установлению соотношения Курдюмова—Закса:

$$\left. \begin{aligned} (011)_\alpha &\parallel (111)_\gamma; \\ [1\bar{1}1]_\alpha &\parallel [10\bar{1}]_\gamma. \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

Соотношение (2) может быть достигнуто 24 положениями решетки мартенсита в одном кристалле аустенита; соотношению Нишиямы [74] отвечают 12 эквивалентных вариантов ориентировки мартенситных кристаллов относительно исходного аустенитного зерна.

Ориентационное соотношение (2) имеет простой физический смысл: параллельность наиболее плотно упакованных плоскостей и направлений в двух решетках, что особенно важно в условиях низкотемпературного сдвигового процесса.



# Кристаллогеометрия мартенситного превращения

Анализ экспериментальных данных привел к предположению, что решающее обстоятельство для реализации мартенситного превра-

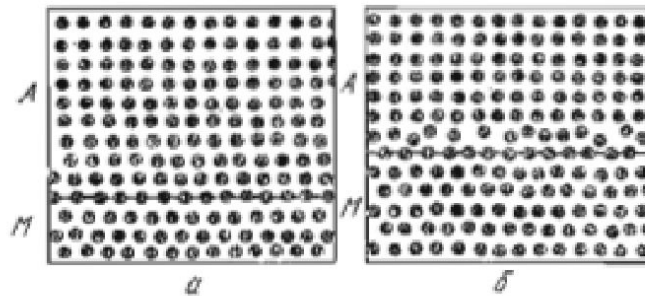


Рис. 25.34. Схема расположения атомов на границе растущего мартенситного кристалла при сохранении когерентности решеток (а) и при нарушении ее (б); А — аустенит; М — мартенсит

щения — сопряженность («когерентность») решеток, т. е. непрерывный переход решетки исходной фазы в новую на границе растущего кристалла (рис. 25.34). При такой упорядоченной, кооперативной перестройке решетки атомам надо преодолевать значительно меньшие барьеры при переходе в новое положение, поэтому требуется значительно меньшая энергия активации и превращение может протекать с большей скоростью при температурах, когда другие процессы замораживаются.

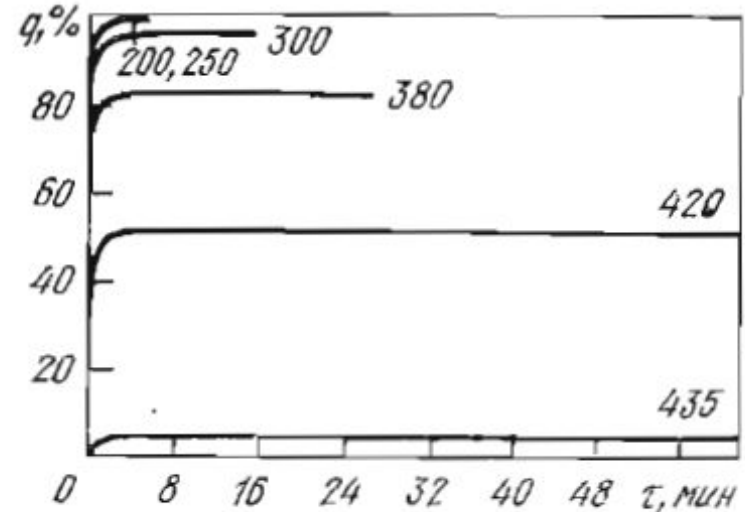
При сохранении когерентности в процессе роста кристаллов в случае упорядоченной, направленной перестройки решетки должны возникать значительные упругие деформации. При увеличении размеров кристалла величина их может достигнуть предела упругой деформации, что вызовет пластическую деформацию и нарушение когерентности. Дальнейший рост кристалла становится невозможным, так как для этого требуется преодоление более высоких энергетических барьеров и, следовательно, более высокая температура.

## Термоупругое равновесие при мартенситном превращении. Псевдопластичность, псевдоупругость и эффект памяти формы.

Общее изменение свободной энергии сплава при образовании кристалла мартенсита можно записать в виде  $\Delta F = -\Delta F_v + E_{\text{пов}} + E_{\text{упр}}$ , где  $\Delta F_v$  определяется изменением кристаллической решетки при превращении и пропорционально объему;  $E_{\text{пов}}$  — поверхностная энергия;  $E_{\text{упр}}$  — упругая энергия, обусловленная напряжениями, возникающими в результате изменения главным образом формы превращенной области.

## Полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение

Ниже температуры  $M_n$  превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$  происходит без инкубационного периода, с большой скоростью и завершается за короткое время; при этом превращение происходит лишь частично и в тем большей степени, чем ниже температура (рис. 25.41). Превращение сопровождается образованием характерного микрорельефа на полированной поверхности шлифа, что свидетельствует о закономерном, кооперативном перемещении атомов, приводящем в макроскопическому сдвигу (рис. 25.42). Температура начала мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в железе с 0,03—0,04 % С составляет  $\sim 530$ — $540$  °С, а при легировании 3 % Cr, 2 % Mn и 0,5 % Mo понижается до 430—440 °С. При легировании никелем (>10—12 %) температура равновесия  $\gamma/\gamma+\alpha$  снижается настолько сильно, что даже при малой скорости охлаждения протекает только мартенситный  $\gamma \rightarrow \alpha$ -переход. Это обстоятельство используется в мартенситно-старяющих сталях



Кривые изотермического превращения  $\gamma$  – фазы стали с 0,04 %С, легированной 6 % Cr, 3% Ni, и 1,2 % W при температурах (цифры у кривых, °С) ниже  $M_n$

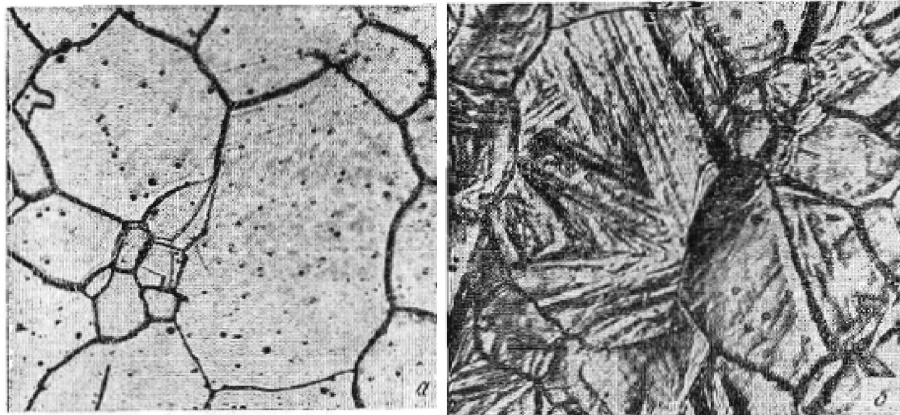
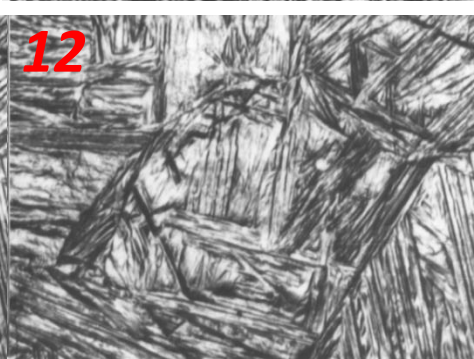
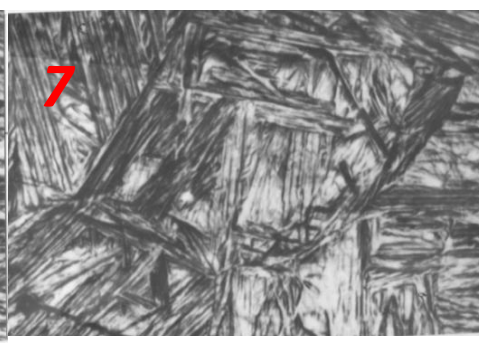
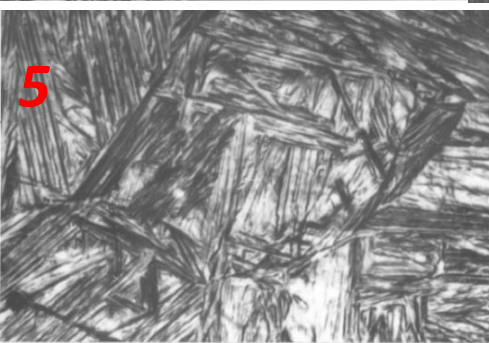
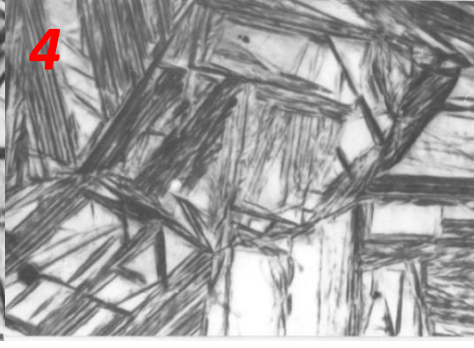
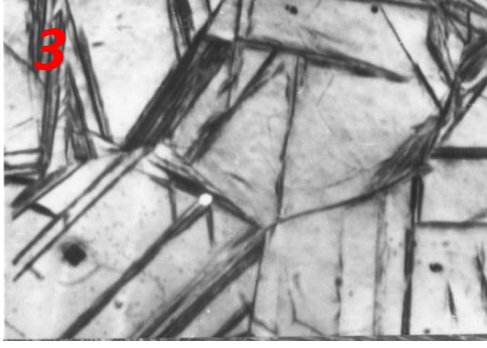
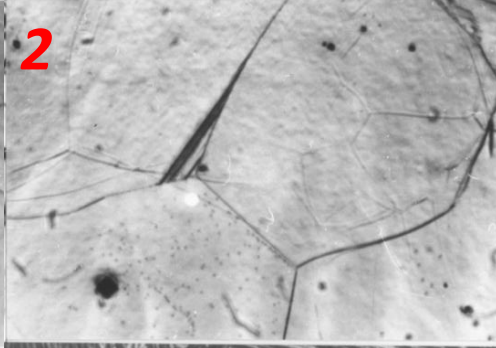
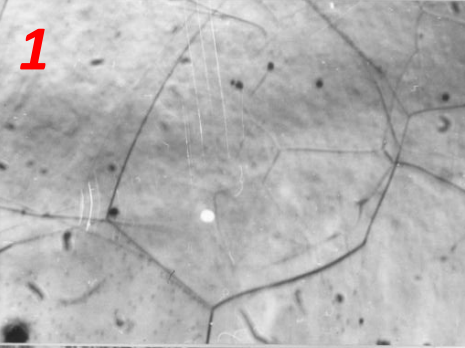
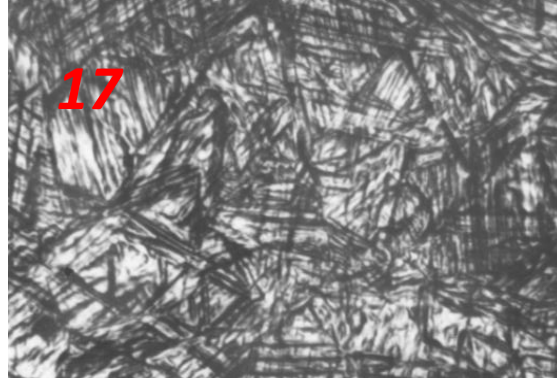
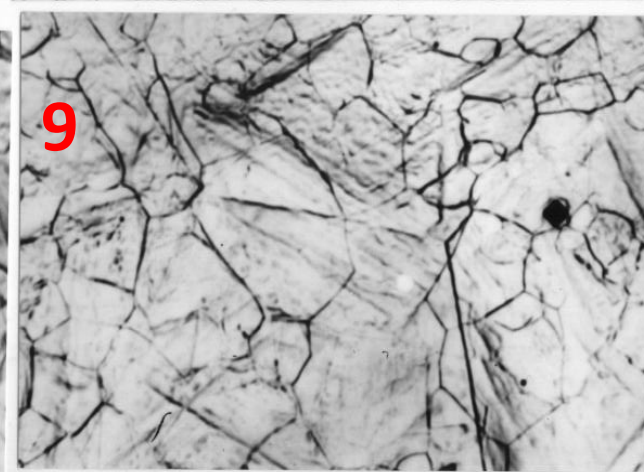
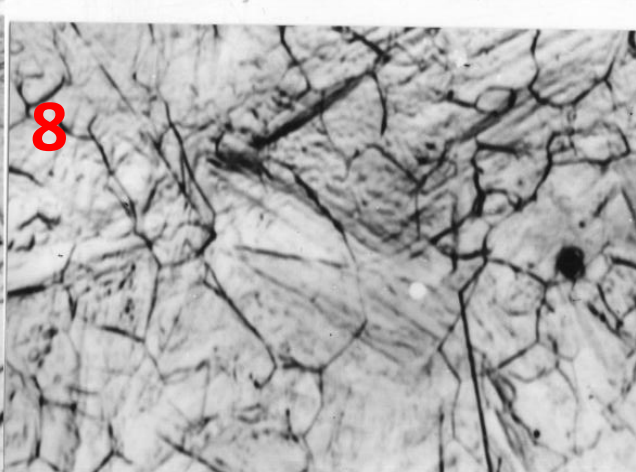
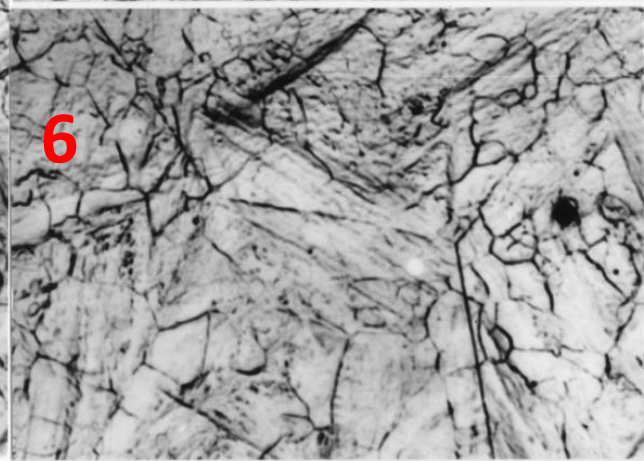
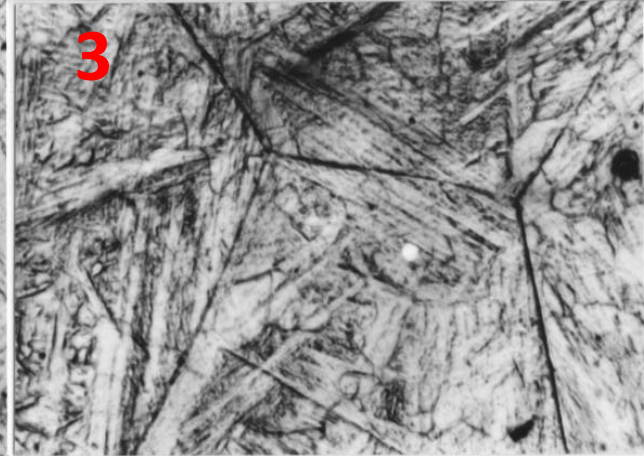
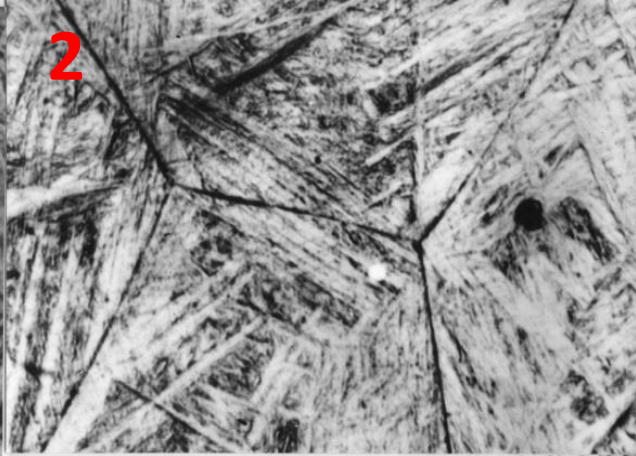


Рис 25.42. Микрорельеф на полированных образцах стали с 0,04 % С, легированной 7 % Cr и 2 % Ni, после нагрева до 950 °С и изотермической выдержки при 900 °С в течение 5 мин (а) и 350 °С в течение 2 мин (б) [91]





1. Нагрев  $1200^{\circ}\text{C}$  – крупные ауст. зерна
2. Охлаждение до  $375^{\circ}\text{C}$  – зарождение первых мартенситных игл на границе зерен.
3. Охлаждение  $\rightarrow 350^{\circ}\text{C}$ , выдержка 5 сек., появление новых мартенситных игл в границах аустентных зерен и игл в поперечном направлении встык к уже образовавшимся.
4. Выдержка  $350^{\circ}\text{C}$  – 1 мин.- развитие этих процессов, развитие // март. Линий (т.е. сдвигов по плоскостям // прежним) и развитие поперечных.
5. Охл. до  $300$  отн. Максим. насыщенность линий сдвига, (можно предполагать о завершении мартенситного превращения)
6. Охл. до  $100$  – малоотличимое фото от предыдущего, что подтверждает о пр. полном завершении превращения к  $300^{\circ}\text{C}$ .
7. Нагрев на  $650^{\circ}\text{C}$ -5 мин. Картина мартенситных игл (сдвиговых превращений) остается без изменений.
8. Охл. до  $100^{\circ}\text{C}$  (проверка на превращение остаточного аустенита, вид характера превращения – не отличается от позиции 6,7.
9. Нагрев  $700^{\circ}\text{C}$  (около  $A_{c1}$ ) – картина сохраняется (т.е. вид структуры по поверхности полированного образца сохраняется.
0. Нагрев до  $800^{\circ}\text{C}$ (около  $A_{c3}$ ) –«»-
1.  $900^{\circ}\text{C} \rightarrow 930^{\circ}\text{C} \rightarrow 950 \rightarrow 975 \rightarrow 1000$  Начинается размытие структуры мартенсита.
2. 13. 14. 15.
6. Охл.  $370$  – дополнительное мартенситное превращение, на фоне прежнего наблюдается несколько более плотная распределение мартенситных сдвиговых линий.
7. Охлаждение.





**1. Перегрев  $1200^{\circ}\text{C}$   $\downarrow$   $+650^{\circ}\text{C}$**

**Зафиксировано мартенситное превращение с перегрева  $1200^{\circ}\text{C}$ , зерно -0-1 бал, на фоне мартенситного превращения.**

**2-9. Подъем температуры до  $900^{\circ}\text{C}$   $\rightarrow$  и далее до  $1050^{\circ}\text{C}$ , наблюдаем рекристаллизационные процессы приводящие к изменению зерна  $960-980^{\circ}\text{C}$ , и постепенному его росту.**

**10. Охлаждение с  $1050^{\circ}\text{C}$  до  $20^{\circ}\text{C}$ , мартенситное превращение – мелкозернистый мартенсит в пределах рекристаллизованного зерна.**