

- ПЕРЛИТНОЕ  
ПРЕВРАЩЕНИЕ  
Е

## Диффузионные превращения могут идти:

- при фазовых превращениях в двойных и многокомпонентных сплавах;
- в процессах выделения из пересыщенных твердых растворов;
- при образовании аустенита из  $\alpha$ -твердого раствора из различных состояний.
- перлитное превращение

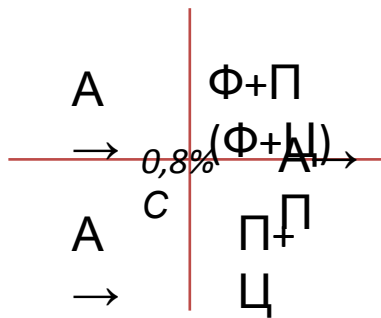
ТИПЫ ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ  $\gamma \rightarrow \alpha$  [12]

Условия превращения	Механизм	Перераспределение элементов
Образование доэвтектоидного феррита	Нормальный	Углерода и, вероятно, легирующих элементов
Образование в. ф. после аустенизации при высоких $>1100^\circ\text{C}$ температурах	Мартенситный	Углерода в сталях с $>0,03—0,04\%$ С, при меньших концентрациях отсутствует
Образование $\alpha$ -фазы перлита	Нормальный	Углерода и легирующих элементов

# Необходимость глубокого изучения $A \rightarrow \Phi + \Pi$ превращения:

- Объективно – целесообразное назначение режимов отжига;
- Оценка влияния легирования на характер диффузионного превращения;
- Результаты проведения перлитного превращения на свойства стали;
- Строение перлита предотвращает структурную наследственность;
- Разбитие границ первичного аустенитного зерна;
- Образование новых зерен глобулярной формы.

## Общие основы перлитного превращения:



### Этапы:

1. Предвыделение феррита до доведения [C] до эвтектоидного ( $C \rightarrow \gamma$ ) и  $\gamma \rightarrow \Phi + K$  ( $K \approx \Pi$ )  $Fe_3C$  в углеродистых сплавах
2. Переохлаждение → уменьшение межпластиночного расстояния

Межпластиночное расстояние –  
 $S_0$  – средняя сумма толщин пластин  
 $\Phi + \Pi$

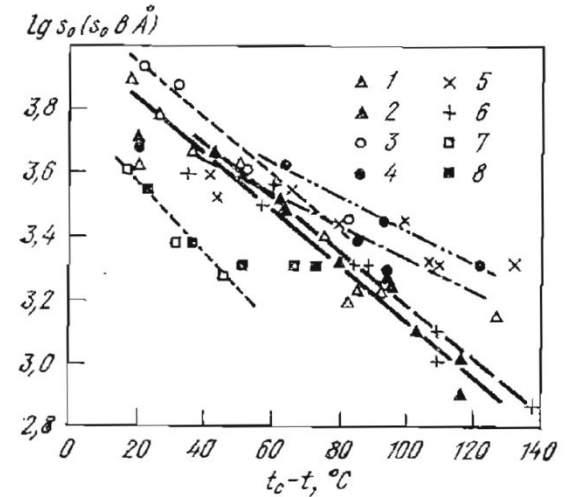


Рис. 25.49. Зависимость среднего межпластиночного расстояния перлита ( $s_0$ ) от переохлаждения ( $t_c - t$ ) для сталей различного состава [107]: 1 – 0,78 % C; 2 – 0,8 % C; 3 – 1,0 % Ni; 4 – 3,0 % Ni; 5 – 1,52 % Mn; 6 – 3,5 % Mn; 7 – 1,0 % Co; 8 – 2,0 % Co

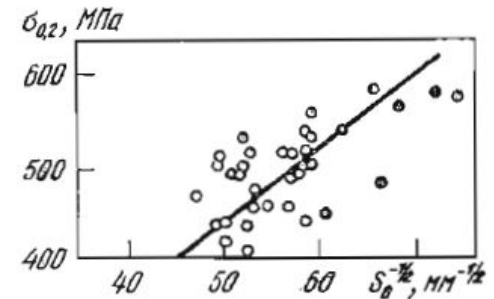


Рис. 25.58. Зависимость предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) перлита от межпластиночного расстояния ( $s_0$ ) для стали с 0,8 % C [127]

### **Сфероидизация карбидной фазы**

- 1 – циклический нагрев и охлаждение вблизи зоны активной фазы  $A \rightarrow \Phi + \Pi$  ( $Ar_3 \leftrightarrow Ar_1$ )
- 2 – длительная выдержка в указанном диапазоне температур

### **Образование аномального перлита (вырожденного)**

Условия:

1. Неудовлетворительное раскисление стали и наличие примесей изменяющих поверхностную энергию на межфазовых границах:  $A - \Phi$  и  $A - \Pi$
2. Заэвтектоидные стали и чугуны при медленном охлаждении – крупные выделения цементита

В малоуглеродистых сталях (0,2 ÷ 0,3 %C) с легированием (V, Nb, Ti, Mo) дисперсные частицы специальных карбидов выделяются из  $A$  еще до начала перлитного превращения еще и в ходе превращения. В связи с этим структура может выглядеть как феррит, но с выделениями карбидной фазы.

Выделения карбидов на межфазных границах  $\gamma//\alpha$  по мере их образования.

### **Кинетика перлитного превращения:**

1. Влияние легирования (комплексное)
2. Температура нагрева
3. Источники зарождения фаз – инициаторов превращения, в т. ч. «инкубационный период»
4. Размер зерна – ускорение при уменьшении размеров аустенитного зерна (увеличивается удельная поверхность границ зерен) – мест зарождения новых фаз

В углеродистых сталях при переохлаждении аустенита ниже  $A_{r3}$  возникают колонии перлита – **пластинчатые феррито-цементитные агрегаты**

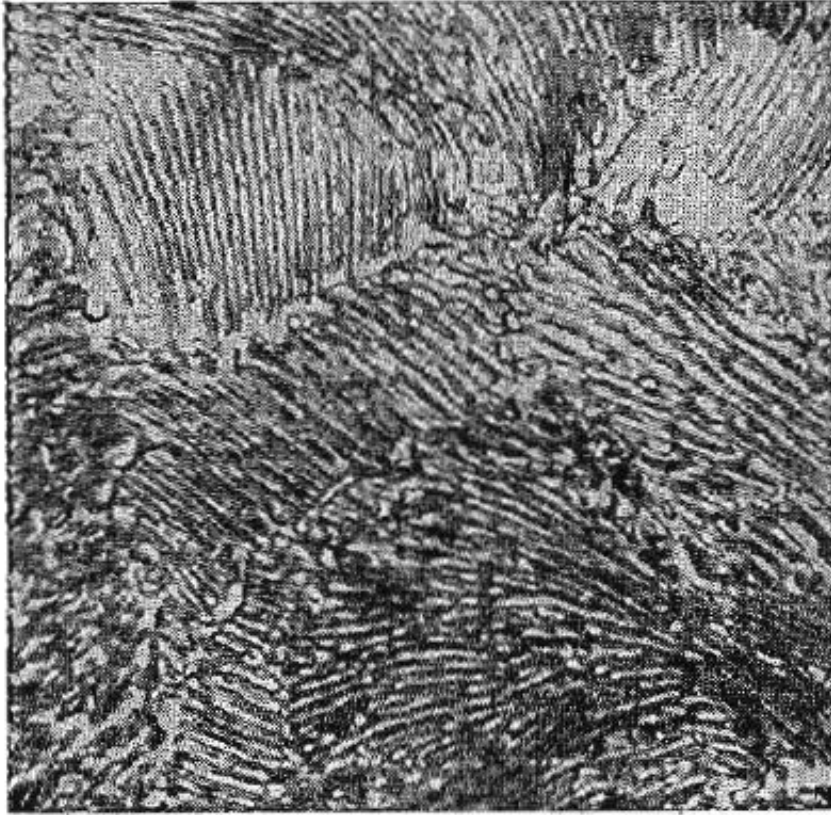


Рис. 25.46. Микроструктура перлита (сталь с 1 % С и 1,5 % Cr).  $\times 1000$  (С. З. Некрасова)

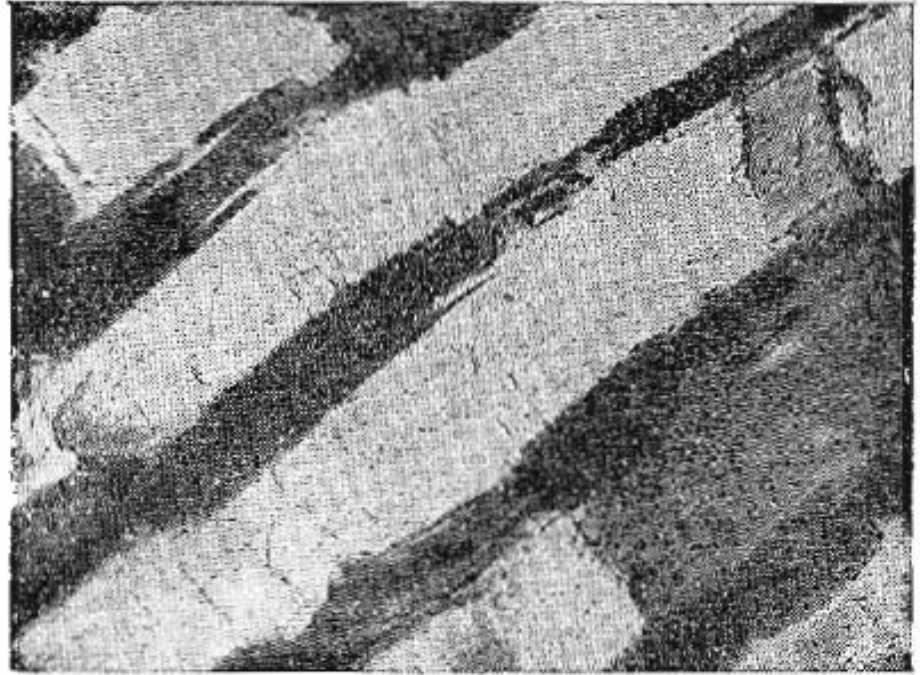


Рис. 25.47. Перлитный участок (сталь с 0,3 % С). Электронная микрофотография.  $\times 20000$  (Л. Г. Орлов)

Пластины  $Fe_3C$  растут в продольном и боковом направлениях, происходит обеднение остаточного аустенита углеродом, который превращается в  $\alpha$ -фазу (феррит).

Пластины  $\alpha$ -фазы (феррита) растут в продольном и боковом направлениях → повышение содержания углерода в смежных участках вызывает образование цементитных пластин параллельных первой – образуя перлитную

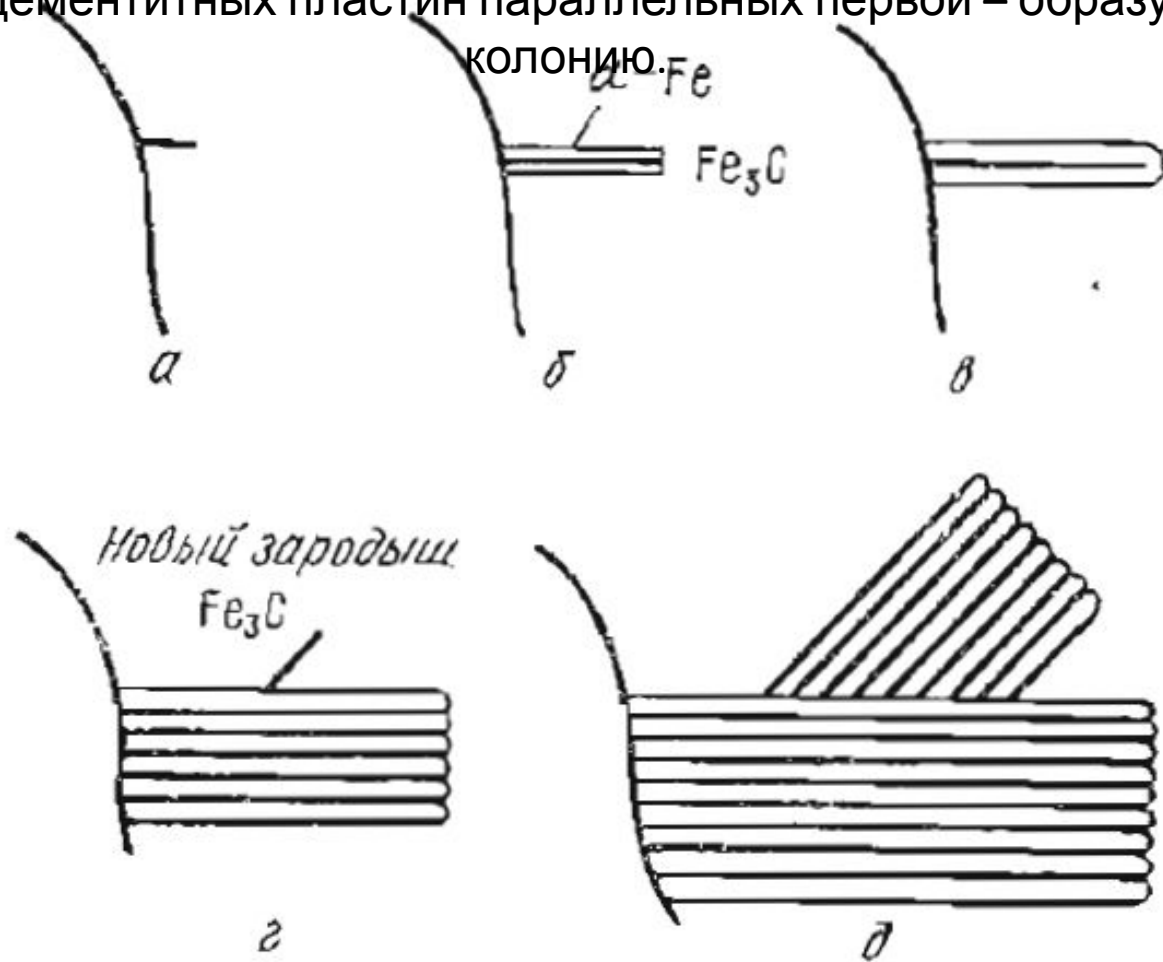


Рис. 25.48. Схема роста перлитных колоний [107]

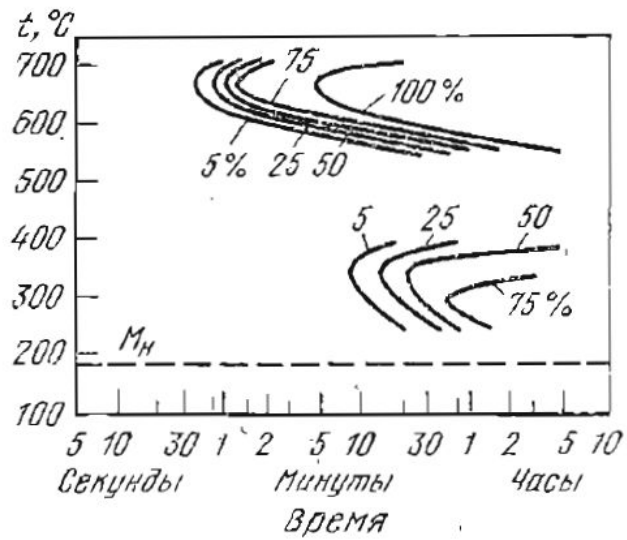
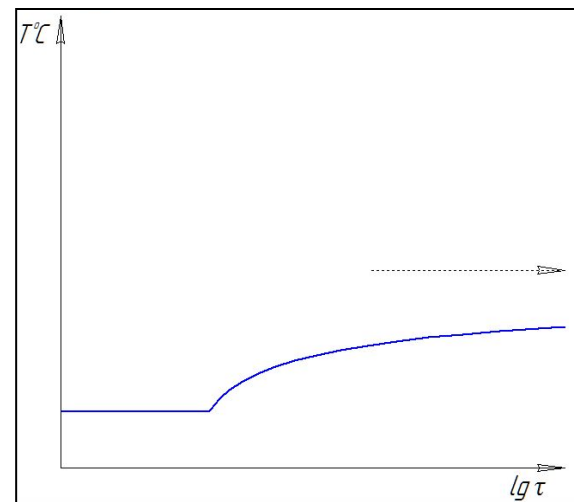
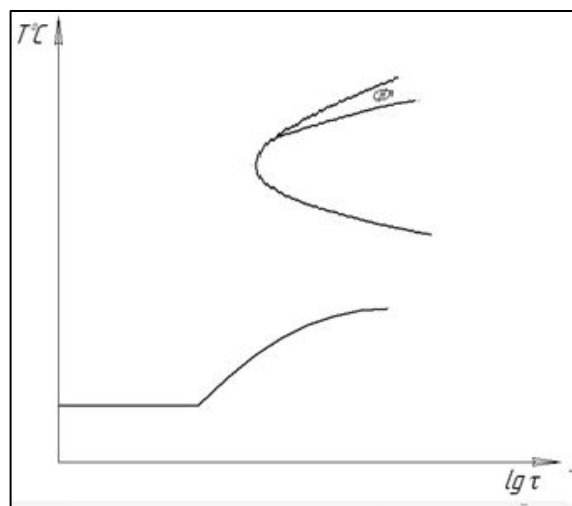
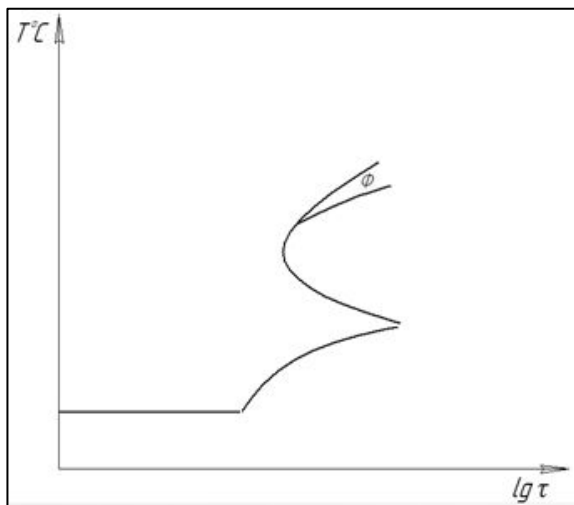
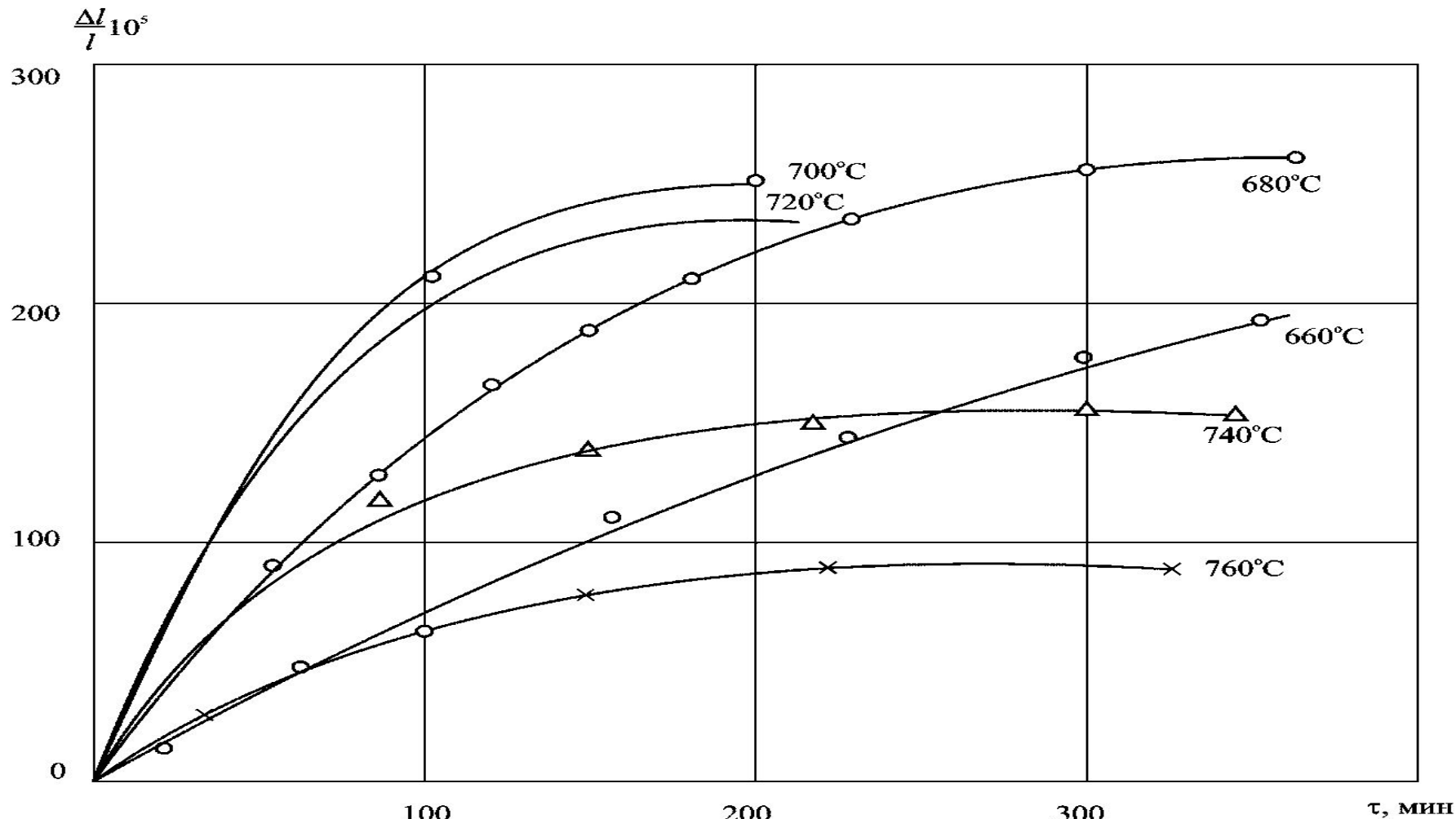


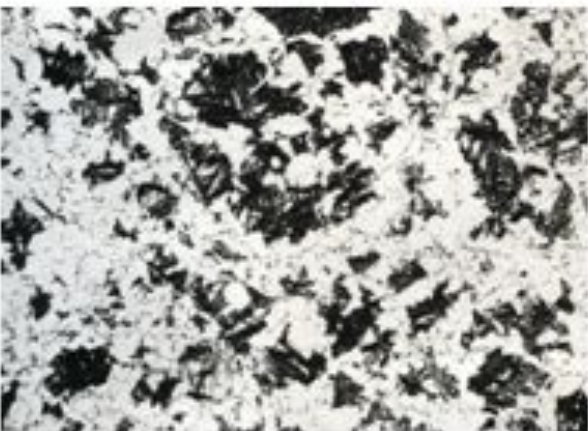
Рис. 25.50. Диаграмма изотермического превращения аустенита (сталь 70X3)

# Обоснование температуры изотермического отжига

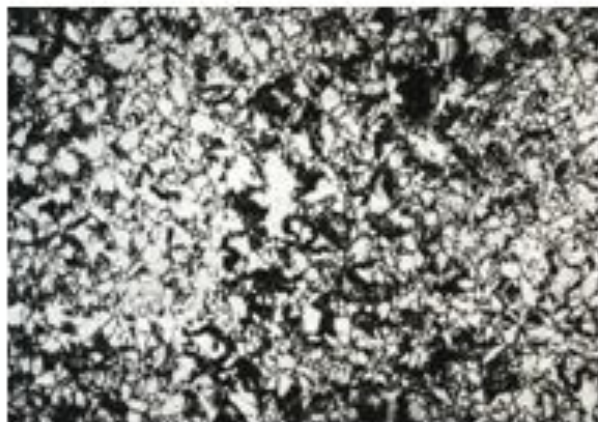


- **Временная зависимость изменения длины образцов стали марки 15Х2МФА-А при изотермических выдержках при температурах 660,680,700,720,740,760 °С.**

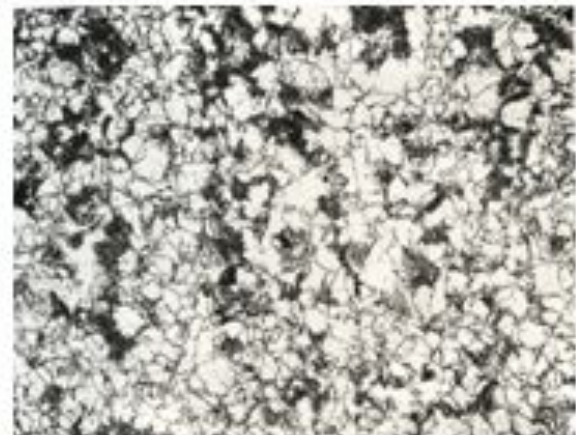




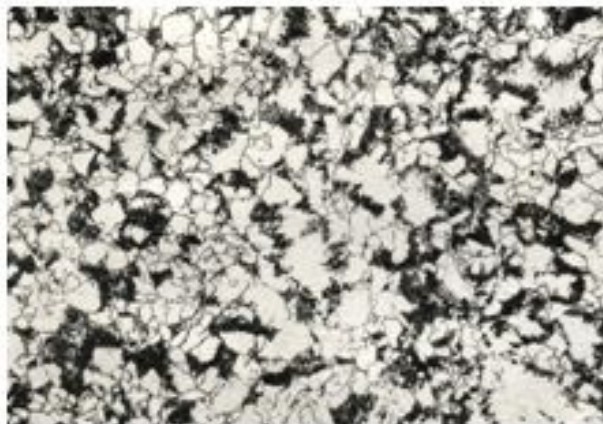
×300 | а



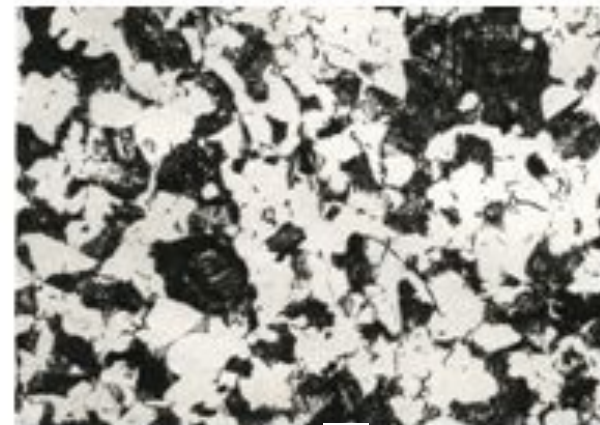
×300 | б



×300 | в

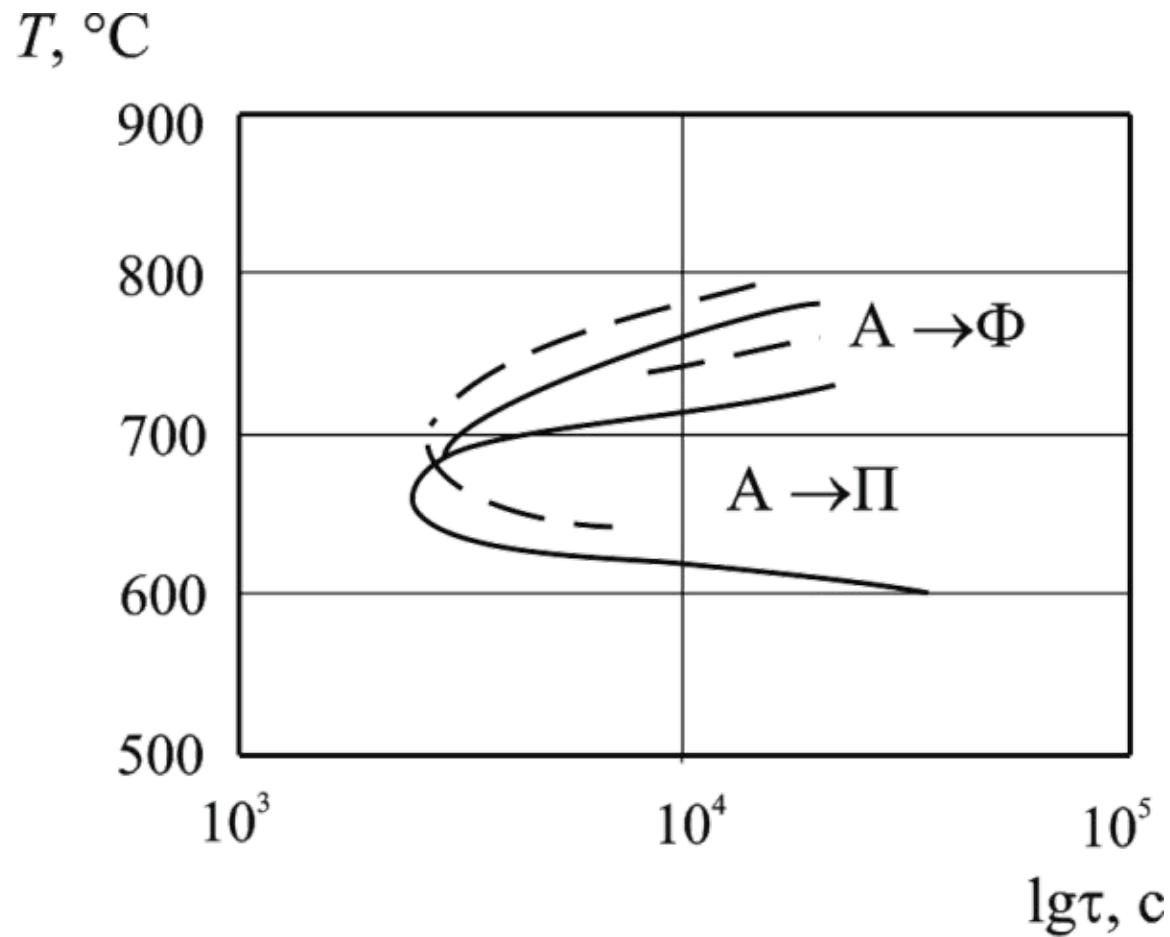


×300 | г

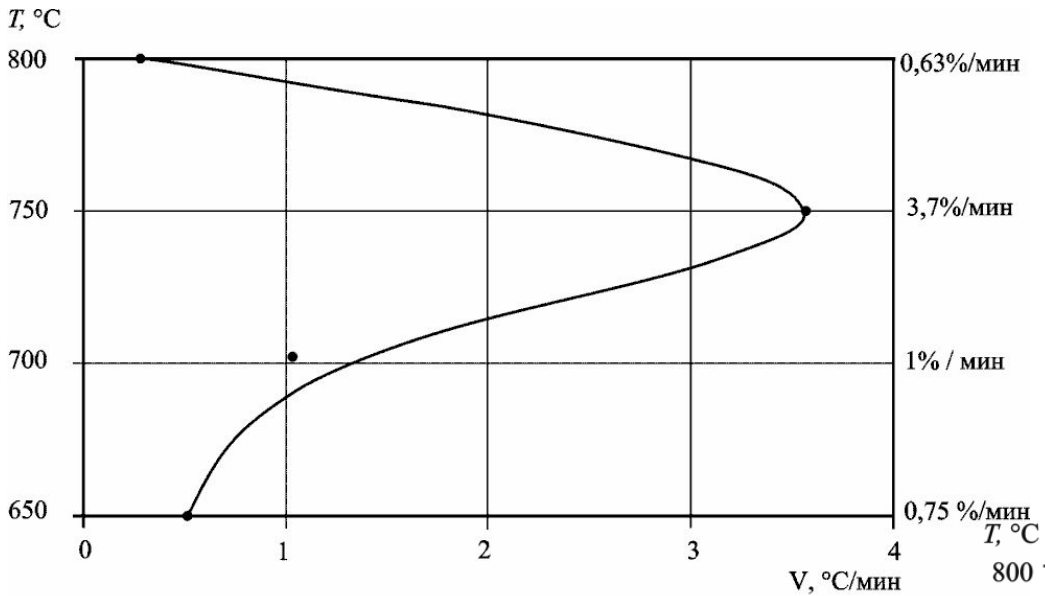


×300 | д

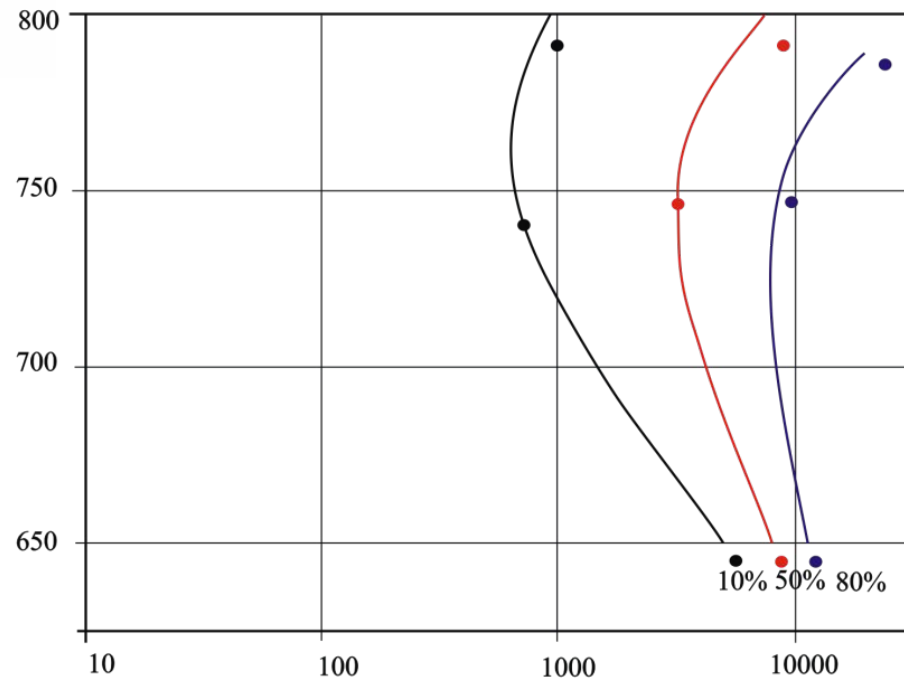
- Микроструктура стали 15X2MФА-А, полученная в результате изотермической выдержки при температуре: а) 660 °С; б) 680 °С в) 700 °С; г) 720 °С; д) 740 °С



Зоны выделения феррита при превращении аустенита стали марок 20X3NMΦA(————) и 24X3MΦA (- - - - - )



б)



Кинетика превращения аустенита в перлитной области стали P2MA (25X1M1Ф):  
 а – изотермическая диаграмма А→П превращения; б – Кинетическая диаграмма средних  
 скоростей превращения в перлитной области.

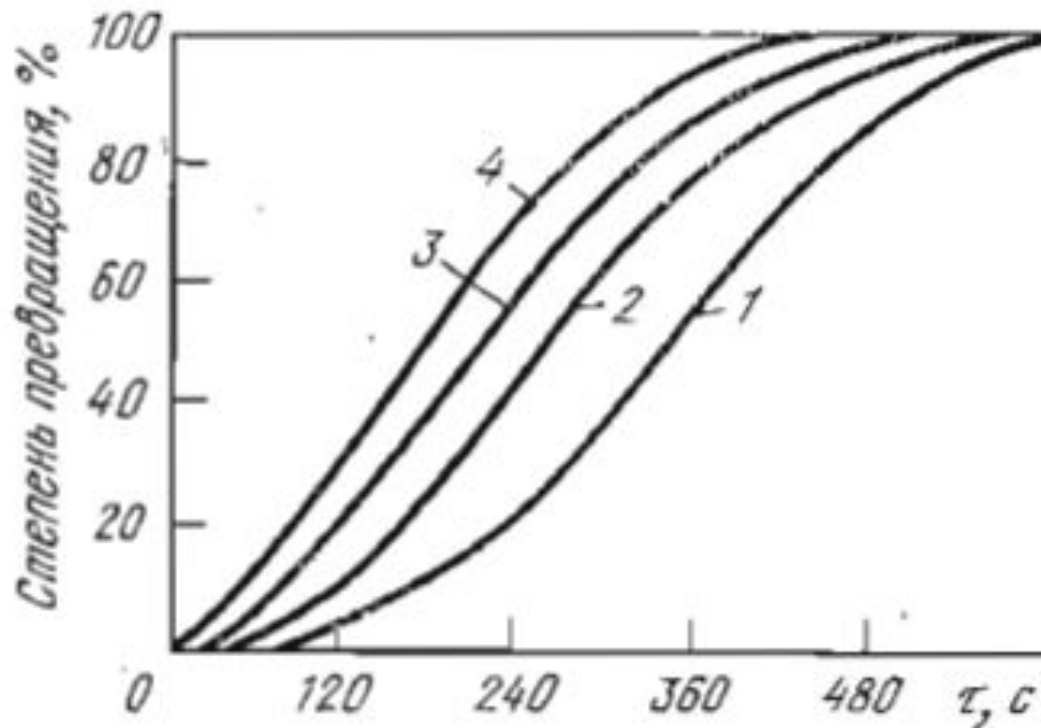


Рис. 25. 52. Влияние пластической деформации (при 800 °С) на кинетику перлитного превращения при 640 °С стали 40X2Г2Р:

1 — без деформации; 2—деформация 12,5 %; 3—25 %; 4 — 50 % (В. М. Хлестов)

За счет пластической деформации увеличиваются:  
 внутренняя энергия системы и неравновесность  
 → **ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРОИСХОДИТ СКОРЕЕ**

СТРУКТУРА КАРБИДОВ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ  
НА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ ПЕРЛИТНОГО  
ПРЕВРАЩЕНИЯ [12]

Химический состав стали (элементы основные, %)	Температура превращения, °С	Структура карбида
0,68 С; 0,65 Мо	680—620 590	$(\text{Fe, Mo})_{23}\text{C}_6$ $(\text{Fe, Mo})_{23}\text{C}_6 +$ $+ \text{Fe}_3\text{C}$
0,45 С; 2,3 W	720—590	$(\text{Fe, W})_{23}\text{C}_6$
0,8 С; 1,86 V	700—500	VC
0,4 С; 2 V	700—550	VC
0,4 С; 3,5 Cr	730—670	$\text{Fe}_3\text{C} + (\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$
0,82 С; 6,24 Cr	750—600	$(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3 + \text{Fe}_3\text{C}$
0,2 С; 5 Cr	700	$(\text{FeCr})_7\text{C}_3$
0,3 С; 13,9 Cr	700—580	$(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$
0,47 С; 16,2 Cr	770—700	$(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$
	650—600	$(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6 +$ $+ (\text{FeCr})_7\text{C}_3$

## Влияние легирующих элементов

Ход фазовых превращений зависит от:

- Скорости зарождения центров (с.з.ц)
- Скорости их роста (с.р) в данных условиях

Образование зародышей становится возможным вследствие флуктуационных процессов и ускоряется по мере увеличения степени отклонения от равновесия, пока не вступает в действие другой фактор – понижение подвижности атомов, из которых формируется зародыш.

### Легирование влияет на эти параметры (с.з.ц и с.р):

**Cr** особенно сильно уменьшает эти параметры, и ↑ диапазон температур;  
3% Cr :  $\Delta T_{\max} = 90^{\circ}\text{C}$

**Mo** еще сильнее влияет  
Для углер.  $T_{\max} = 550 \div 560^{\circ}\text{C}$ ,  
 $\Delta T = 150 \div 170^{\circ}\text{C}$   
3%Cr:  $T_{\max} = 660 \div 680^{\circ}\text{C}$ ,  
 $\Delta T = 65 \div 80^{\circ}\text{C}$



Рис. 25.53. Зависимость скорости зарождения центров ( $N$ ) от степени переохлаждения ( $\Delta T$ )

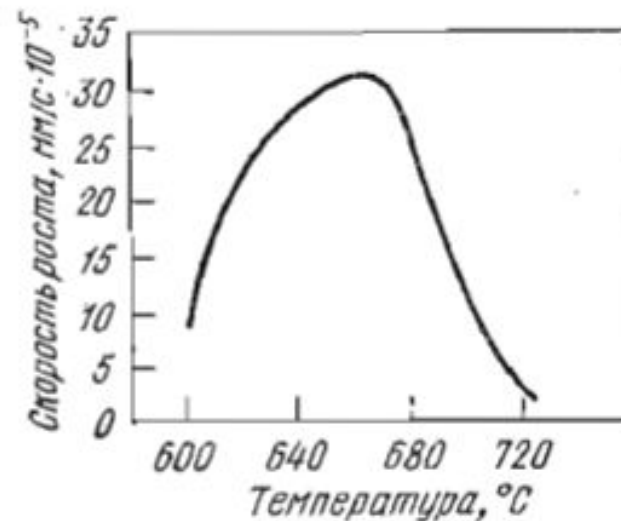
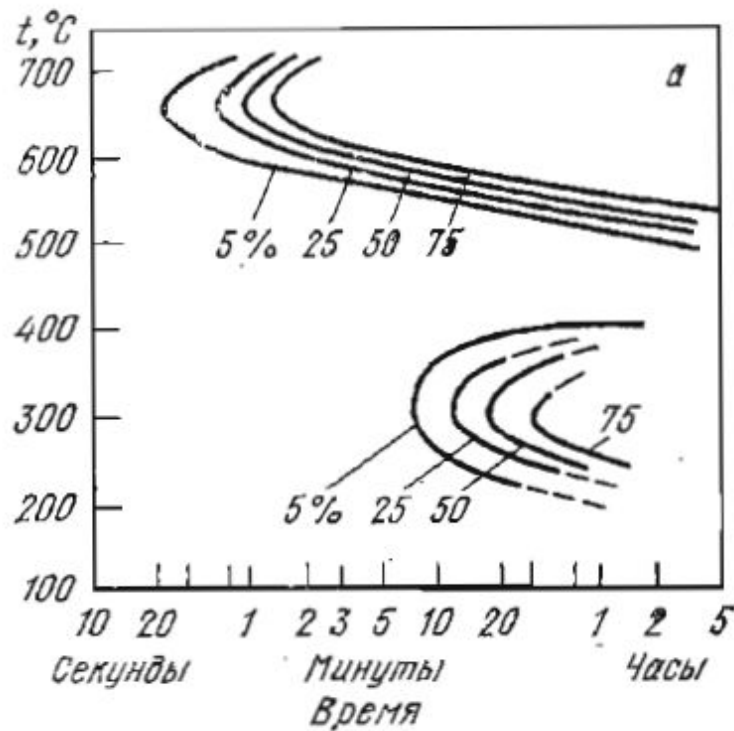


Рис. 25.54. Зависимость скорости роста (сталь с 0,76 % С и 2,6 % Cr) от температуры превращения

## Влияние легирования на температуру $T_{max}$ , величину переохлаждения $\Delta T_{max}$ и скорость превращения

Легирование	$T_{max}$ (°C)	С.р. (м/с)
Углеродистая сталь	550÷560 $\Delta T_{max}$ 160÷170	$10^{-6}$
+ 3 % Cr	660 ÷680 $\Delta T_{max}$ =65 ÷80	$10^{-7}$ ↓
C > 0,8% + 0,3÷0,7 % Mo	$\Delta T_{max}$ =50	$10^{-8}$ - $10^{-9}$ ↓
Co	-	↑
Стали Cr-Mo-V композиции типа 25X1M1Ф	720 ÷750 $\Delta T_{max}$ =50	-



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

Легирование обуславливает следующие процессы:

- Уменьшение скорости диффузии углерода в аустените;
- Скорость перемещения межфазной границы при  $\gamma \rightarrow \alpha$  переходе;
- Скоростью перераспределения легир. эл-ов при процессах подготовки до начала превращения и образования карбидной фазы (моно и комплексной);
- Легирование Ni более всего влияет на с.з.ц (если есть карбидная фаза!) и даже на с.р.

**Инкубационный период сильно возрастает при легировании:**

Cr, Mo, W, Mn и Cr+Ni + Mo(W)

При инкубационном периоде происходят подготовительные превращения:

- изменения взаимного распределения атомов различных элементов;
- образования зон, кластеров. Эти зоны могут стать центрами зародышей.

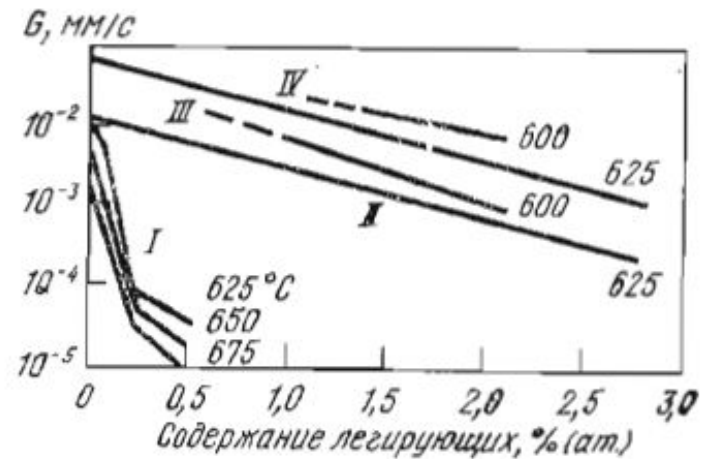
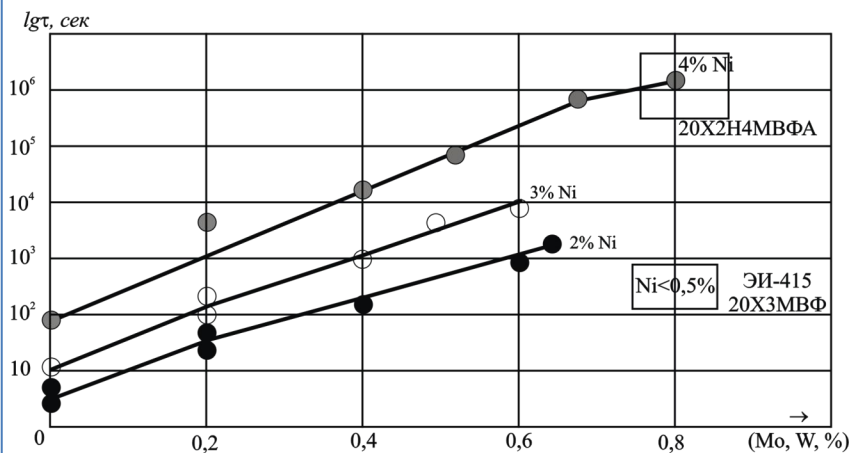
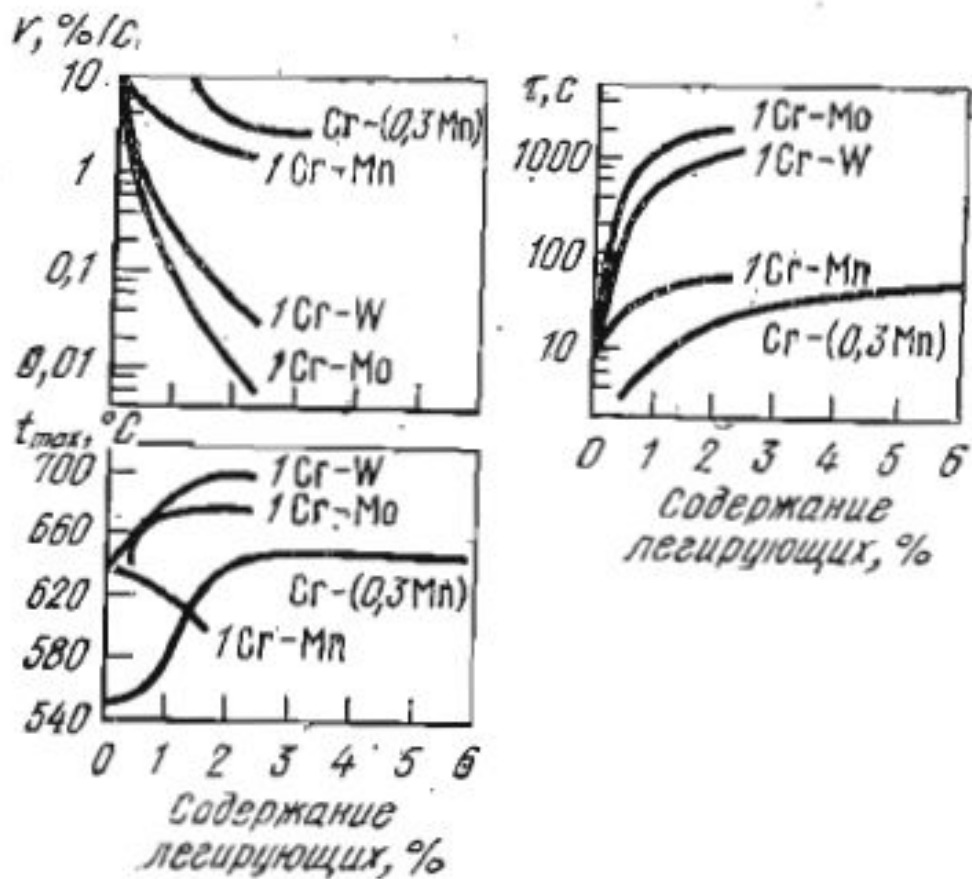


Рис. 25.55. Изменение скорости роста перлита  $G$  в зависимости от содержания легирующих [107]. Цифры у кривых — температура, °С:

I — молибденовые стали; II — никелемарганцовые; III — марганцовистые; IV — никелевые





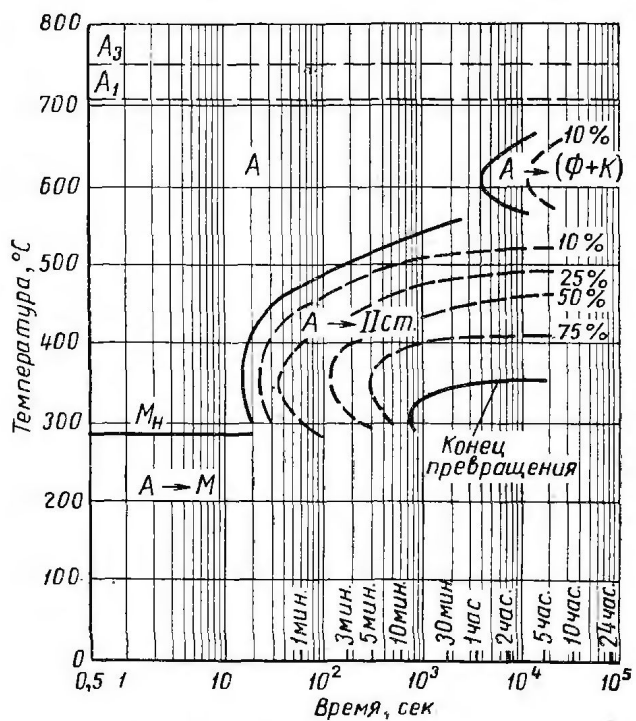
Влияние молибдена и вольфрама на продолжительность инкубационного периода  $A \rightarrow \Pi$  превращения в стали хромоникелевой композиции с 2,3 и 4 %Ni.  $C=0,18 \div 0,25$ ;

$$T_n = A_{c3} + (50 \div 80)^{\square} C$$

Рис. 25.51. Влияние добавок хрома, молибдена, вольфрама и марганца к сталям с 1% C, 0,3% Mn и 1% Cr; 1% Cr и 0,3 Mn на максимальную скорость превращения ( $v$ ); продолжительность инкубационного периода; температуру максимума скорости перлитного превращения [113]

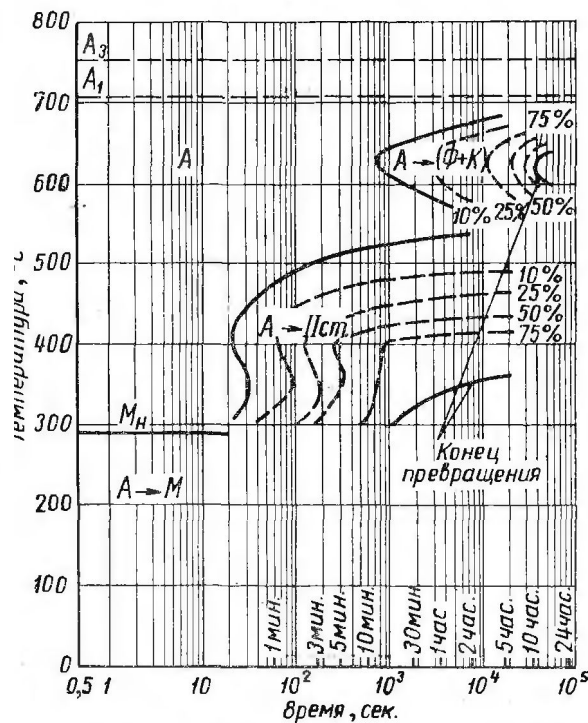
254. Сталь 34ХНЗМ [50]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A <sub>1</sub>	A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,36	0,27	0,91	2,80	0,24	705	750	290	1100



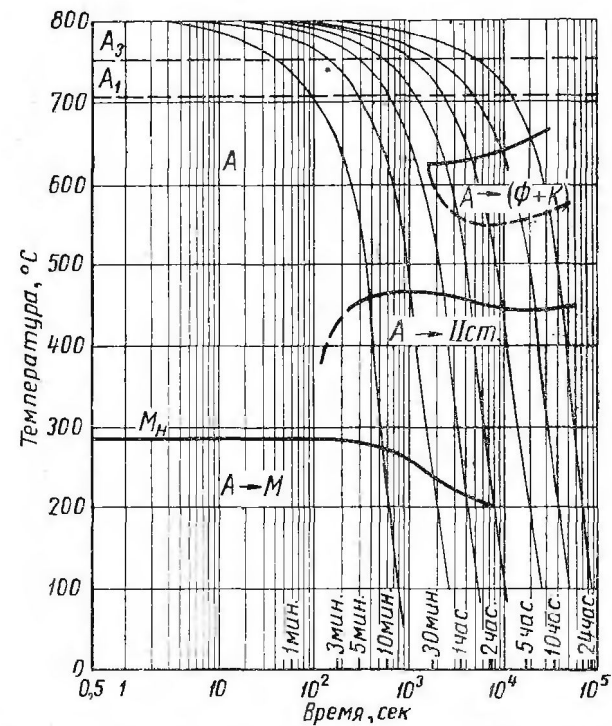
255. Сталь 34ХНЗМ [50]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A <sub>1</sub>	A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,36	0,27	0,91	2,80	0,24	705	750	290	880



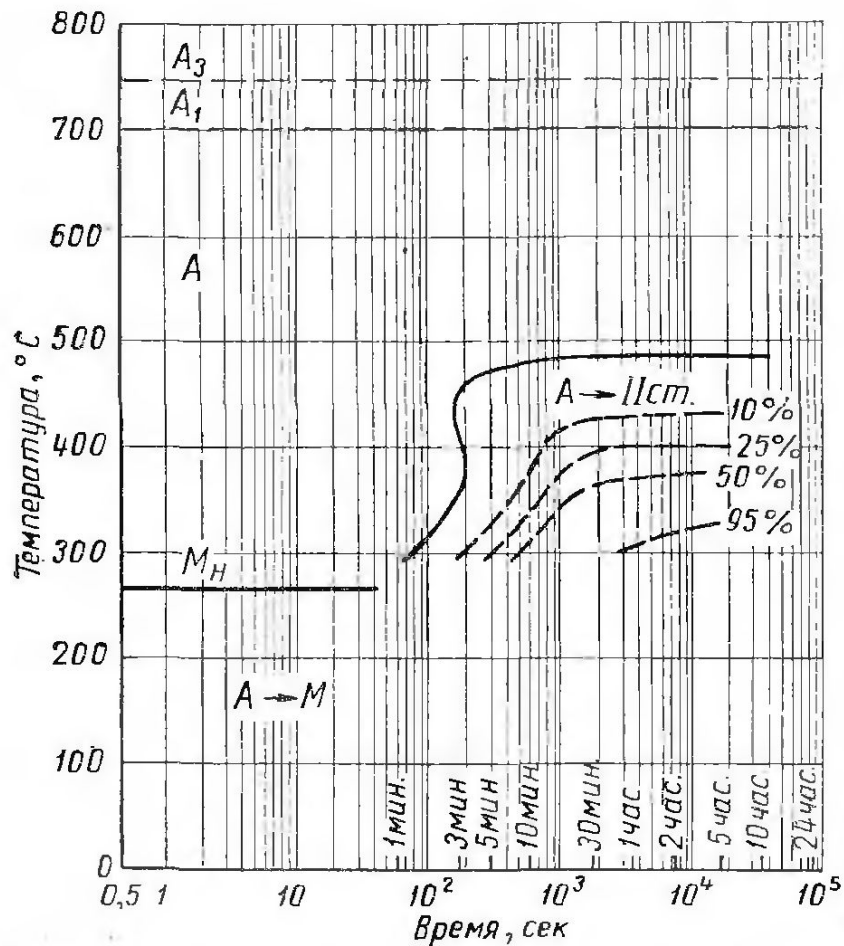
256. Сталь 34ХНЗМ [80]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A <sub>1</sub>	A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,36	0,27	0,91	2,80	0,24	705	750	290	880



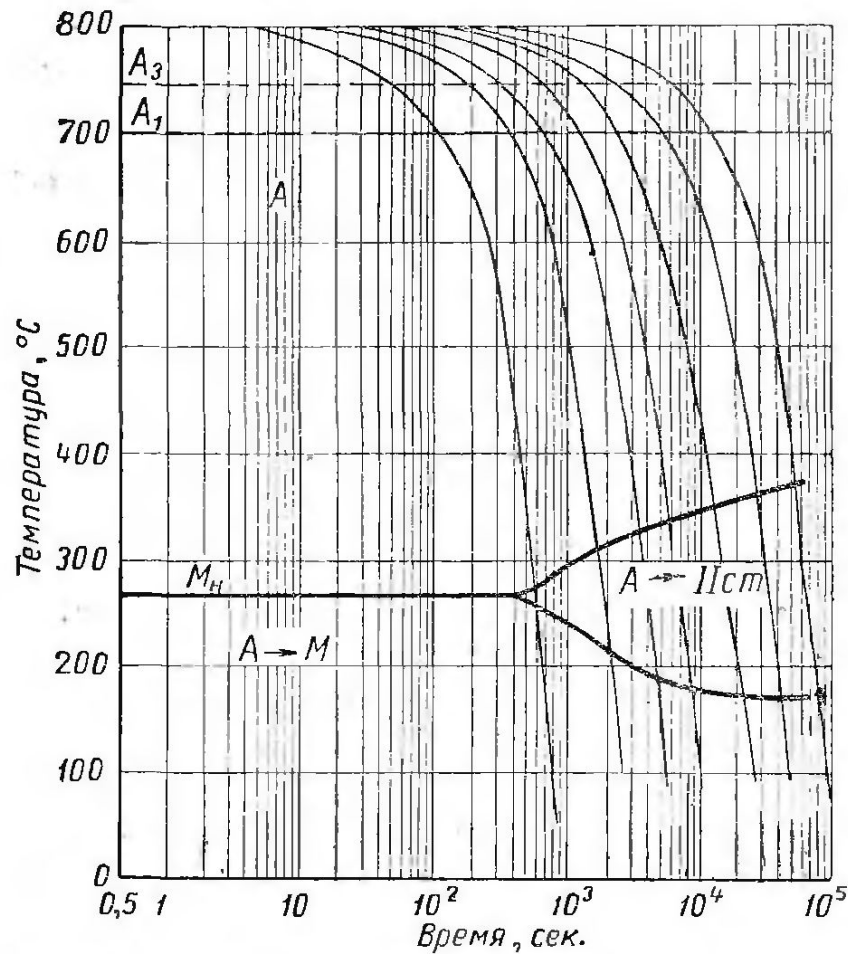
259. Сталь типа 35ХН4М [50]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A <sub>1</sub>	A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,35	0,24	0,84	3,95	0,38	700	750	270	870



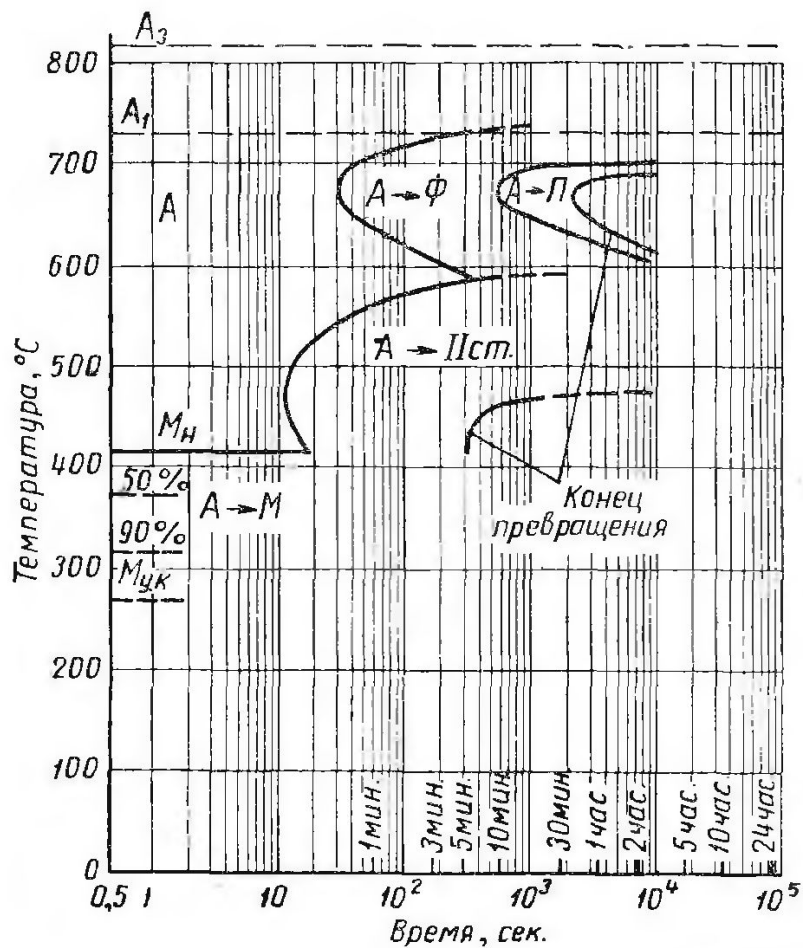
260. Сталь типа 35ХН4М [80]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A <sub>1</sub>	A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,35	0,24	0,84	3,95	0,38	700	750	270	870



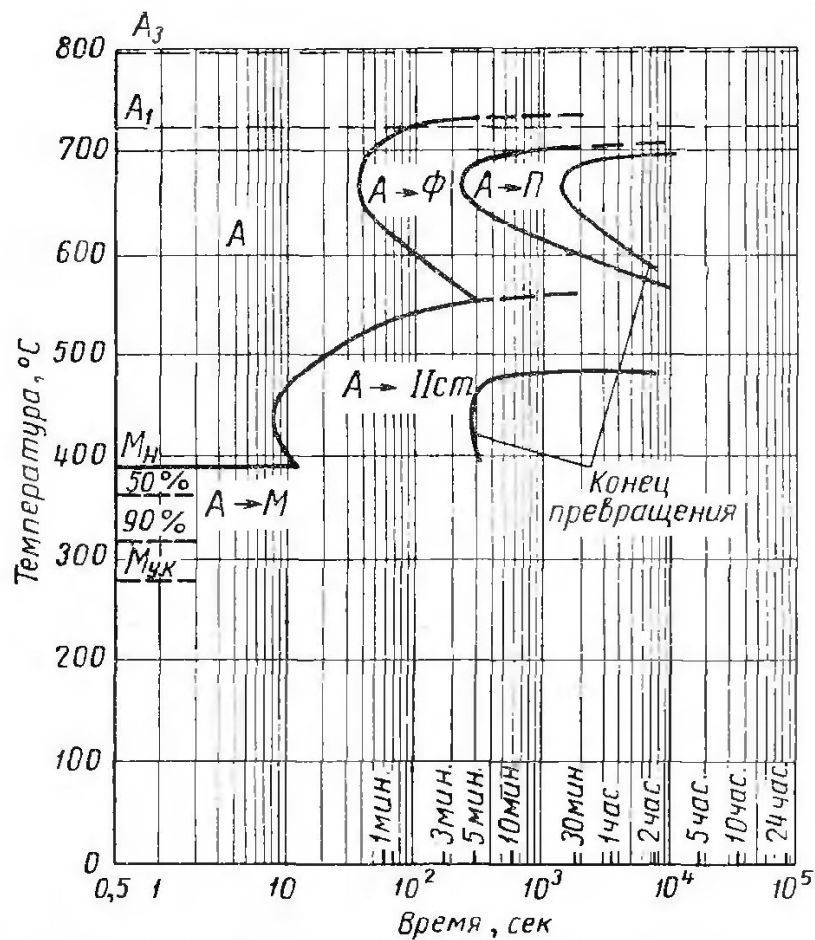
285 Сталь типа 20X2H2Φ [94]

C	Si	Cr	Ni	V	A <sub>1</sub>	A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,16	0,28	1,86	1,68	0,09	730	820	420	920



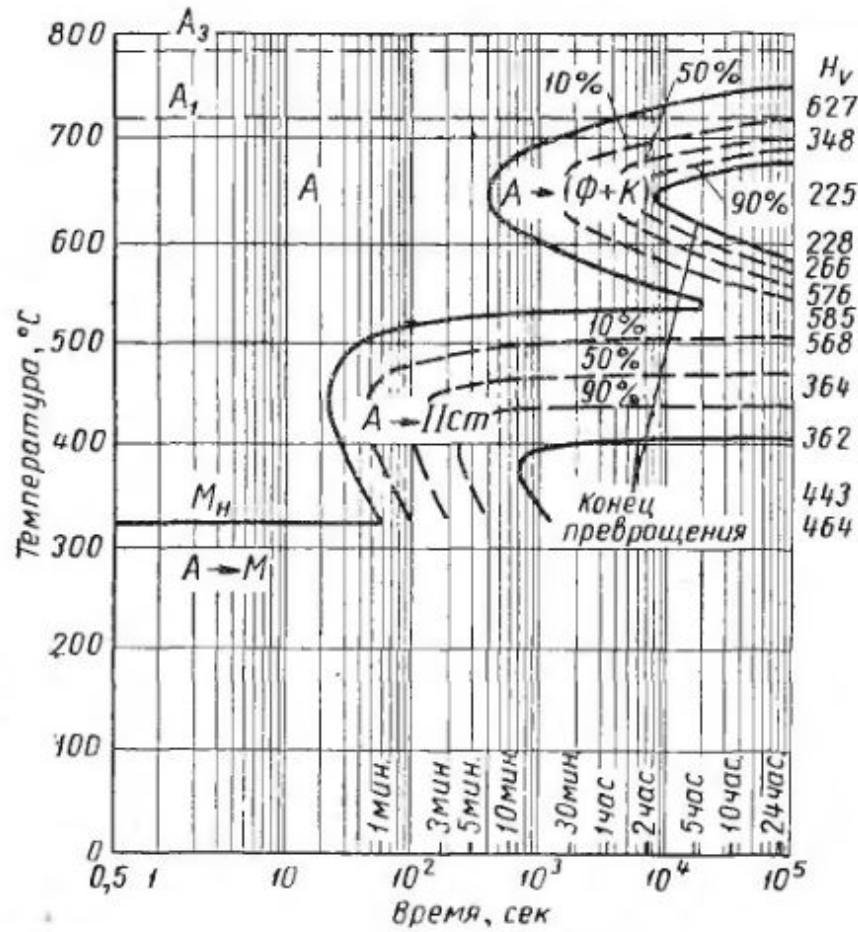
286. Сталь типа 20X2H2Φ [94]

C	Si	Cr	Ni	V	A <sub>1</sub>	A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,19	0,25	1,85	1,70	0,13	720	795	390	920



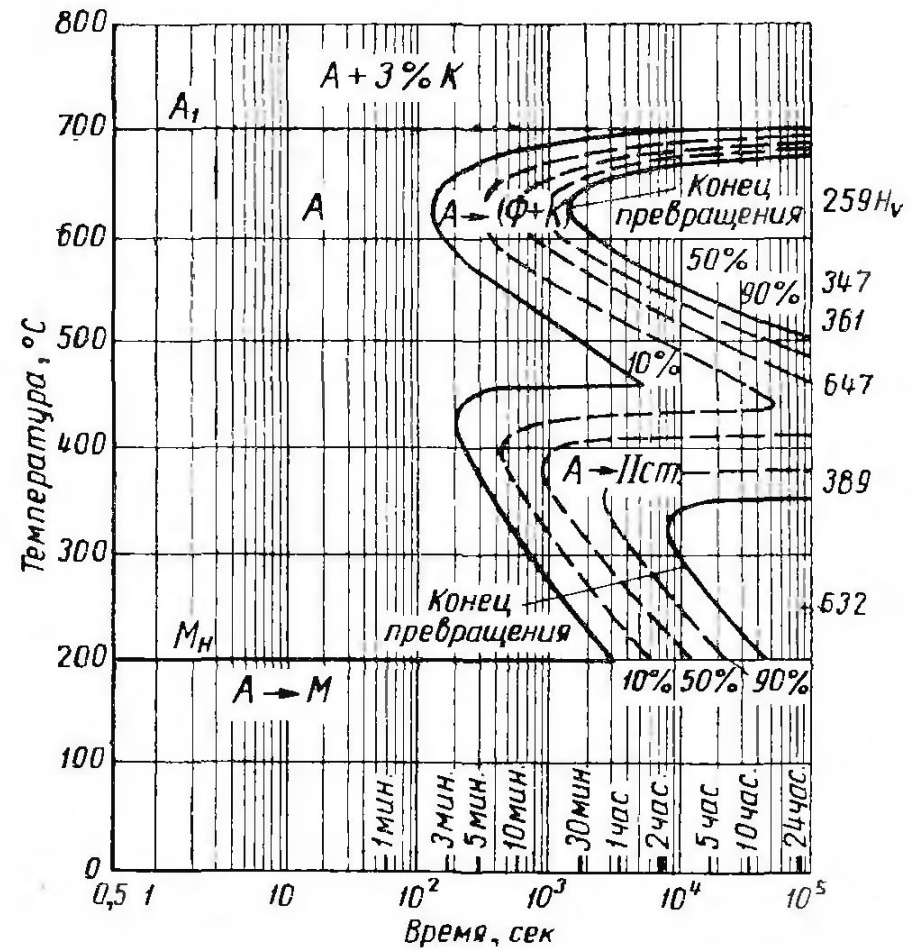
243. Сталь 35ХНМ[1]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A <sub>1</sub>	A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,38	0,20	0,95	1,58	0,26	720	790	320	835



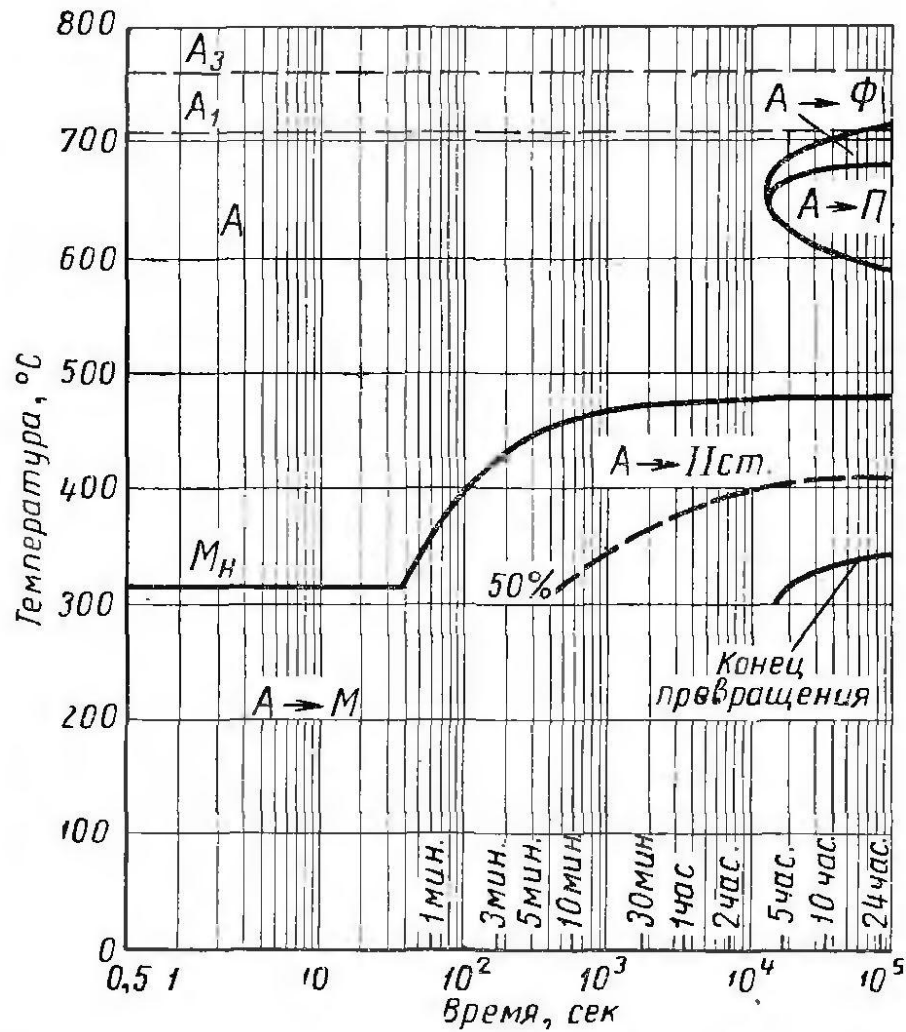
267. Цементованная сталь типа 20X2H2M[1]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A <sub>1</sub>	A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,93	0,38	1,70	2,10	0,20	700	—	200	800



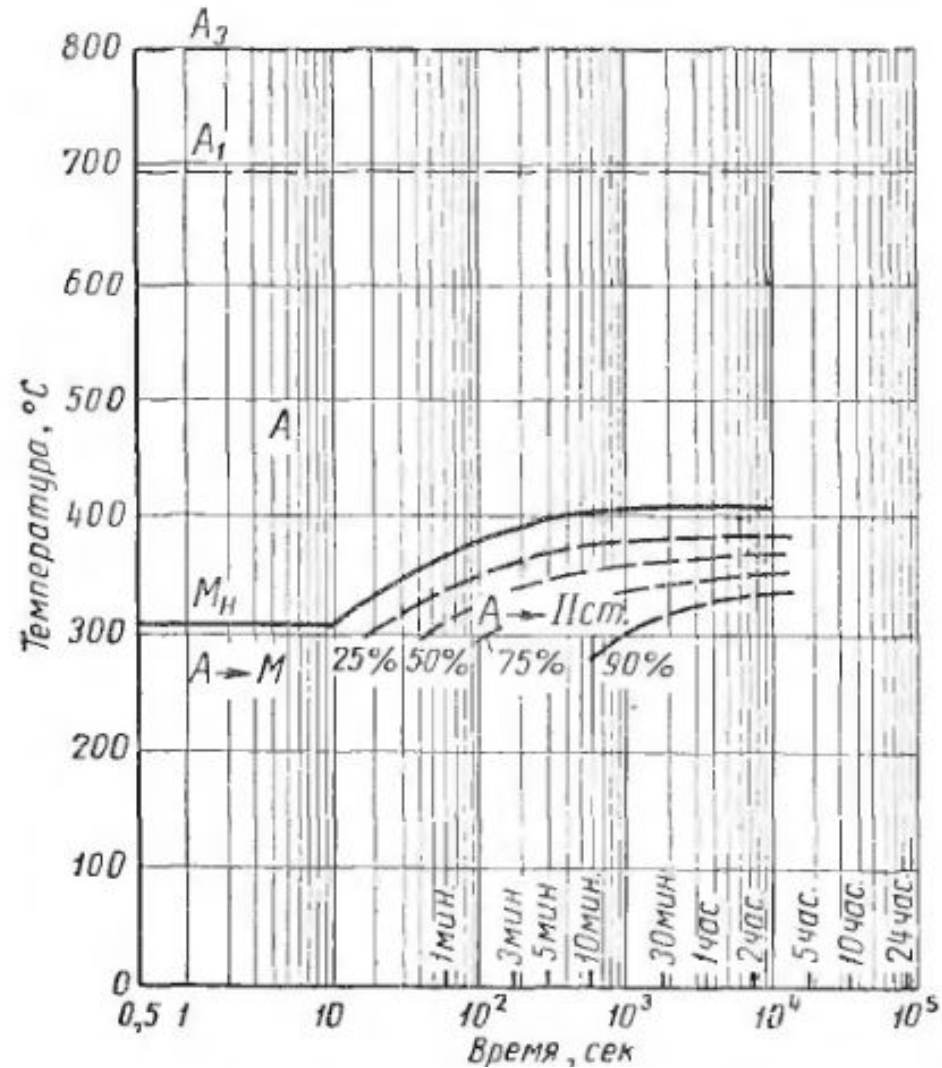
### 320. Сталь 35ХН3М[3]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A <sub>1</sub> -A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,31	0,28	0,50	1,20	3,33	0,50	705-760	310	850



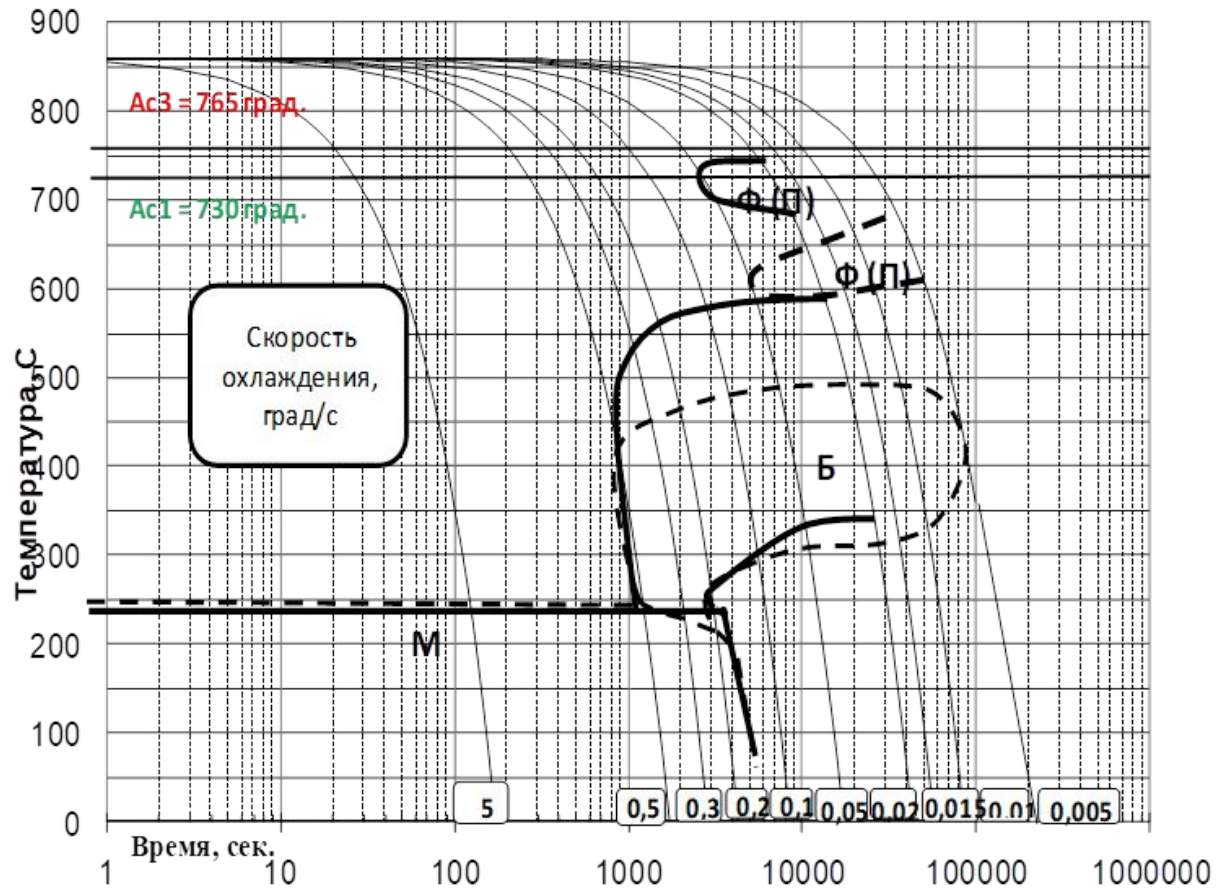
### 283. Сталь 18Х2Н4В[76]

C	Si	Cr	Ni	W	A <sub>1</sub>	A <sub>3</sub>	M <sub>H</sub>	T <sub>H</sub>
0,16	0,19	1,51	4,3	0,86	695	800	310	900

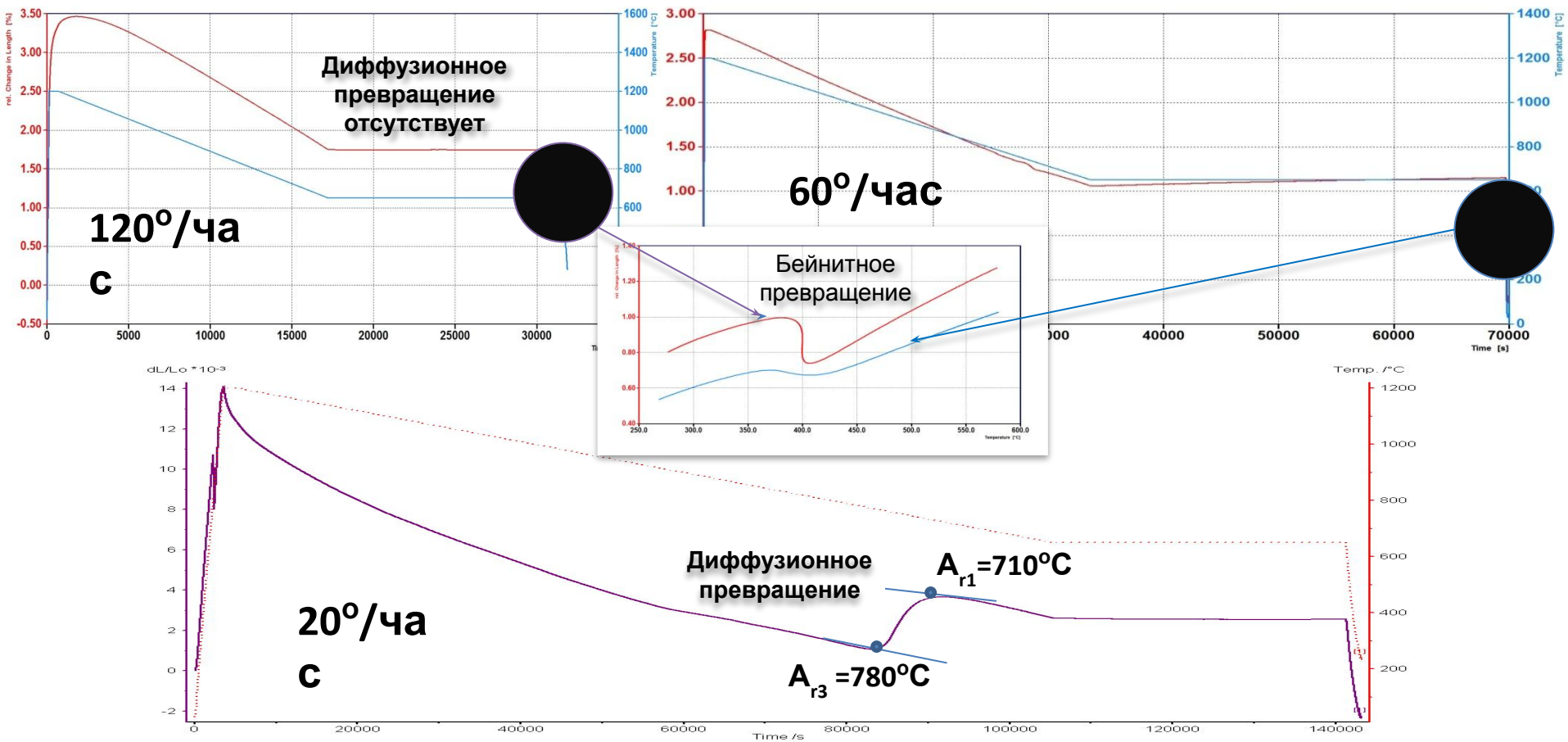




# Сравнение термокинетических диаграмм при непрерывном охлаждении с нагрева 1200°C (—) и 860 ° (---)



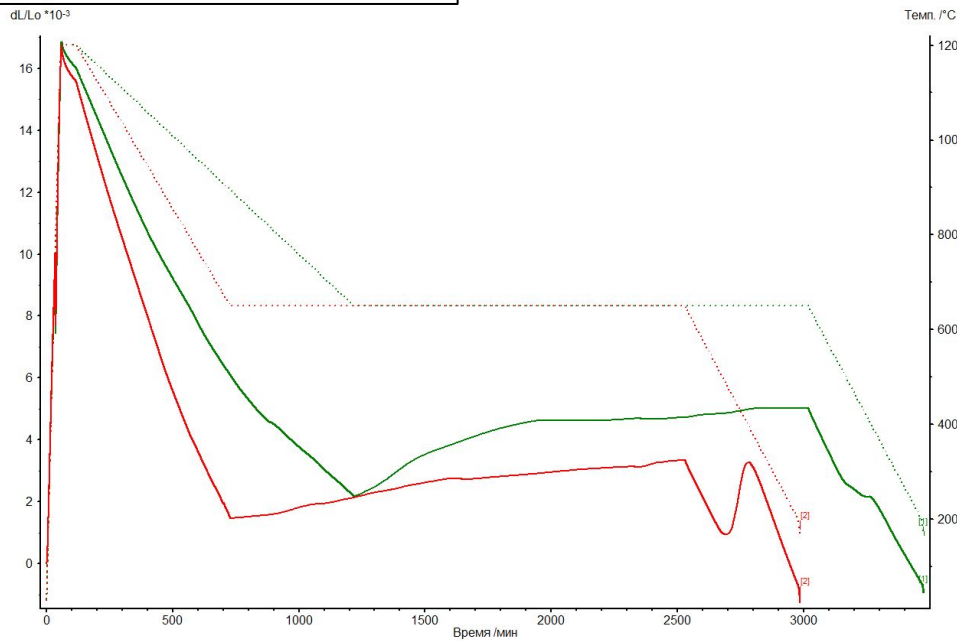
# Влияние скорости охлаждения на кинетику диффузионного превращения стали марки 20ХЗНМФА (исх. нагрев 1200°C; изотермическая выдержка 650°C 10 ч.)



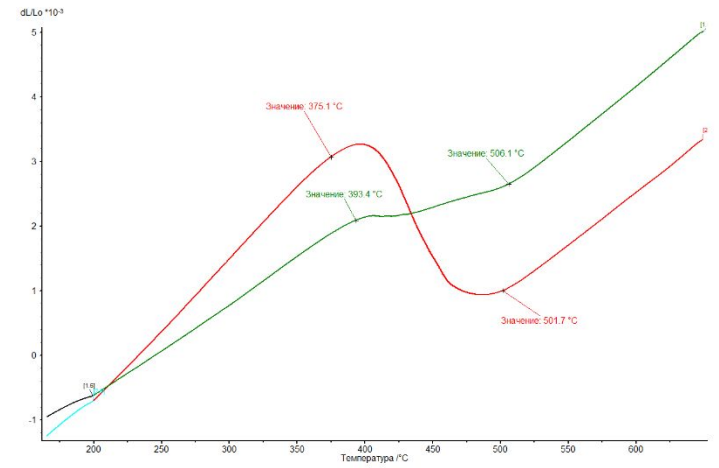


# 56NiCrMoV7

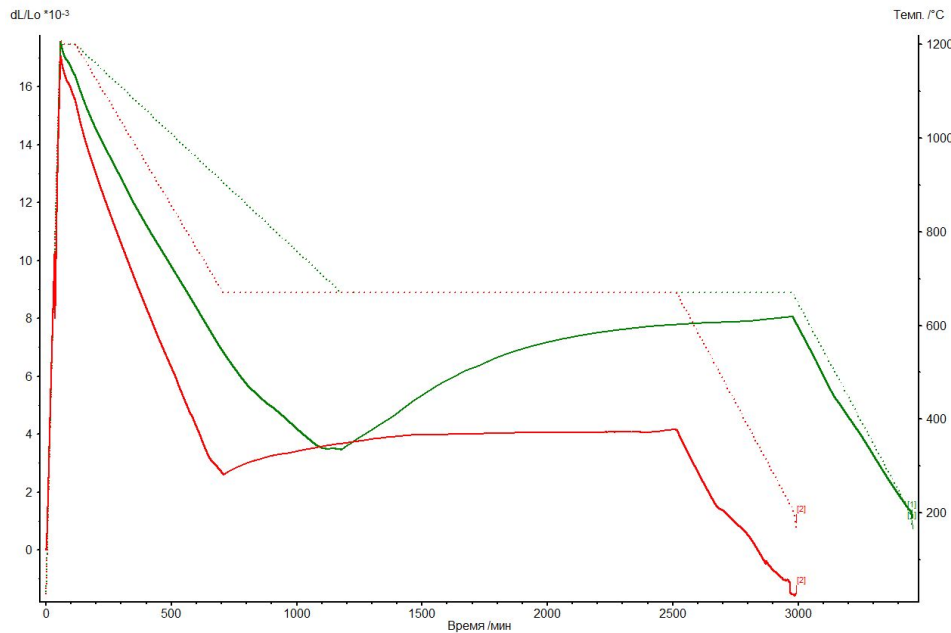
1200(1ч) - 54°C/час; 30°C/час - 650 (30ч)



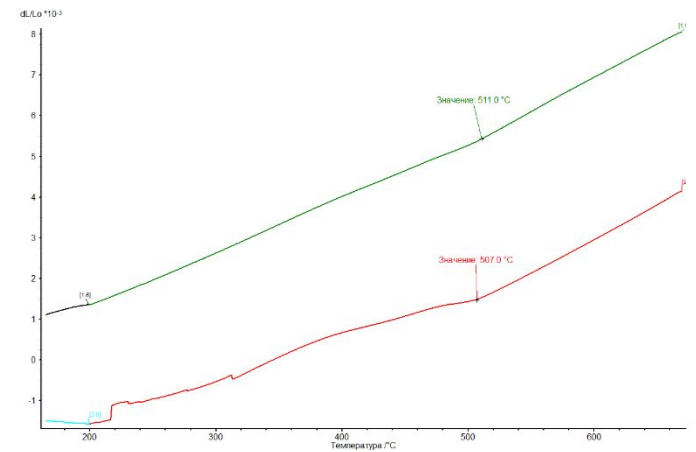
Окончательное охлаждение. Бейнитное превращение



1200(1ч) - 54°C/час; 30°C/час - 670 (30ч)

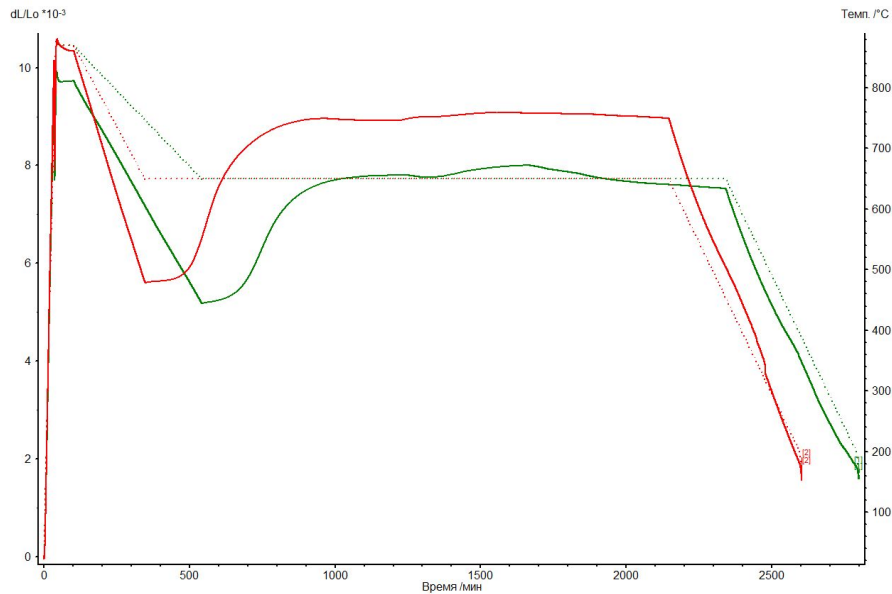


Окончательное охлаждение. Бейнитное превращение

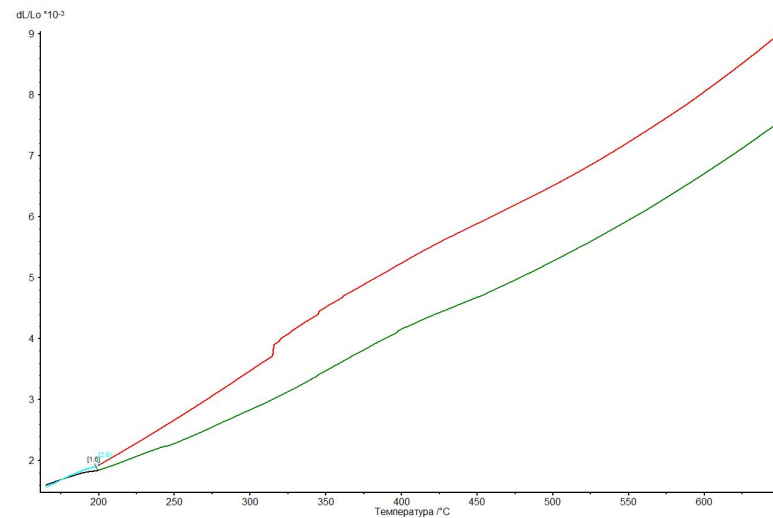


# 56NiCrMoV7

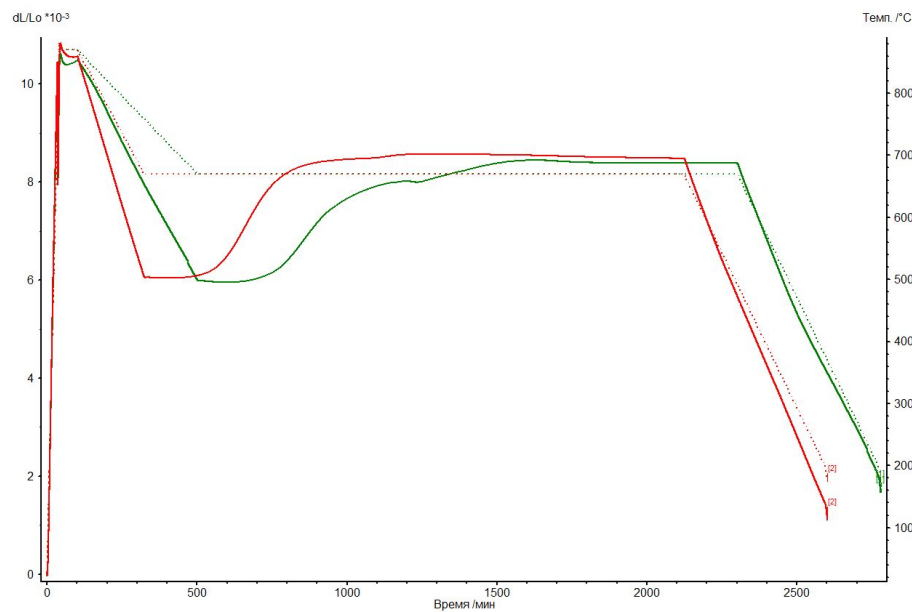
870(1ч) - 54°С/час; 30°С/час - 650 (30ч)



Окончательное охлаждение.



870(1ч) - 54°С/час; 30°С/час - 670 (30ч)



Окончательное охлаждение.

