•ПЕРЛИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ

Диффузионные превращения могут идти:

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

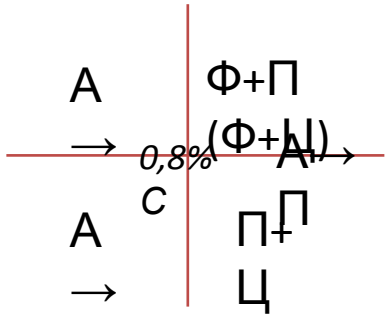
ТИПЫ ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ $\gamma \to \alpha$ [12]

Условия превращения	Механизм	Перераспределение элементов
Образование доэвтектоидного феррита	Нормальный	Углерода и, вероятно, легирующих элементов
Образование в. ф. после аустенитизации при высоких >1100 °С температурах	Мартенситный	Углерода в сталях с >0,03—0,04 % С, при меньших концентрациях отсутствует
Образование α-фазы перлита	Нормальный	Углерода и легирующих элементов

Необходимость глубокого изучения А→Ф+П 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 [С] до эвтектоидного (С→γ) и γ→Ф+К
   (К≈Ц) Fe_3C в углеродистых сплавах

2. Переохлаждение →уменьшение межпластиночного расстояния

Межпластиночное расстояние – S_o=средняя сумма толщин пластин Ф+Ц

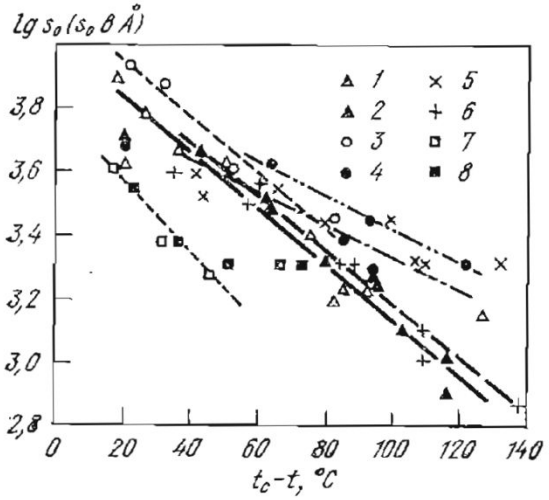


Рис. 25.49. Зависимость среднего межпластичного расстояния перлита (s_0) от переохлаждения (t_C-t) для сталей различного состава [107]: *1* — 0,78 % С; *2* — 0,8 % С; *3* — 1,0 % Ni; *4* — 3,0 % Ni; *5* — 1,52 % Mn; *6* — 3,5 % Mn; *7* — 1,0 % Co; *8* — 2,0 % Co

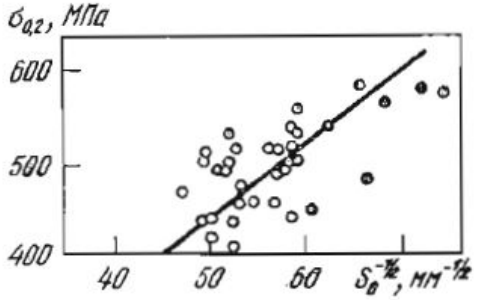


Рис. 25.58. Зависимость предела текучести ($\sigma_{0,2}$) перлита от межпластиночного расстояния (s_0) для стали с 0,8 % С [127]

Сфероидизация карбидной фазы

1 – циклический нагрев и охлаждение вблизи зоны активной фазы А→Ф+П ($Ar_3 \leftrightarrow Ar_1$)
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: А – Ф и А – Ц
2. Заэвтектоидные стали и чугуны при медленном охлаждении – крупные выделения цементита

В малоуглеродистых сталях (0,2 ÷ 0,3 %С) с легированием (V, Nb, Ti, Mo) дисперсные частицы специальных карбидов выделяются из А 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 γ//α 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 Ar_3 возникают колонии перлита – ***пластиночные феррито-цементитные агрегаты***

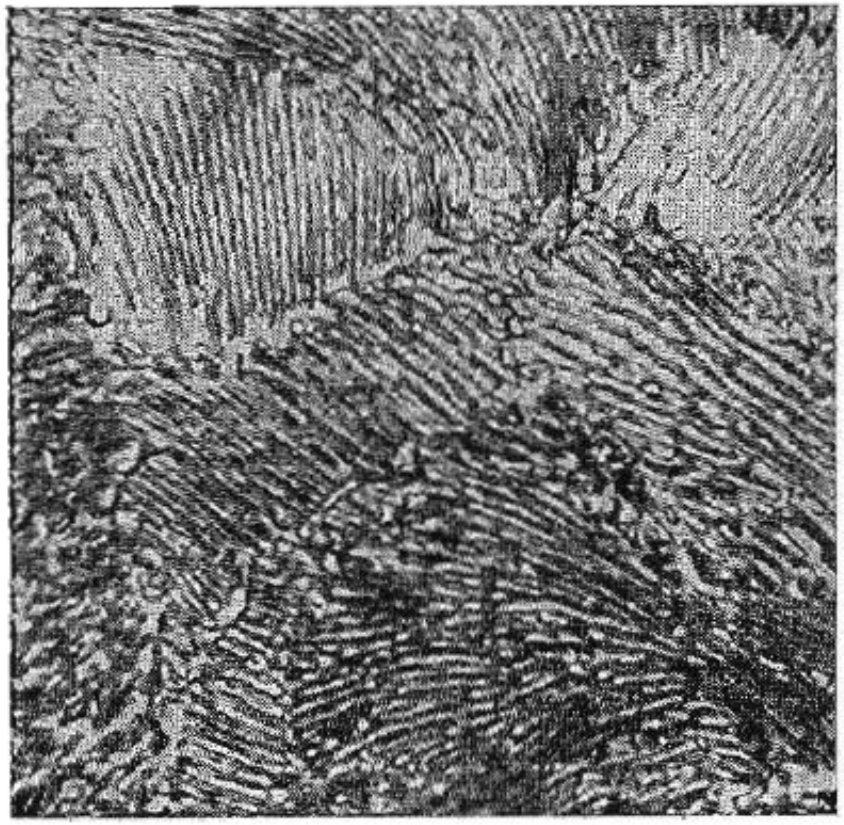


Рис. 25.46. Микроструктура перлита (сталь с 1 % С и 1,5 % Cr). ×1000 (С. З. Некрасова)

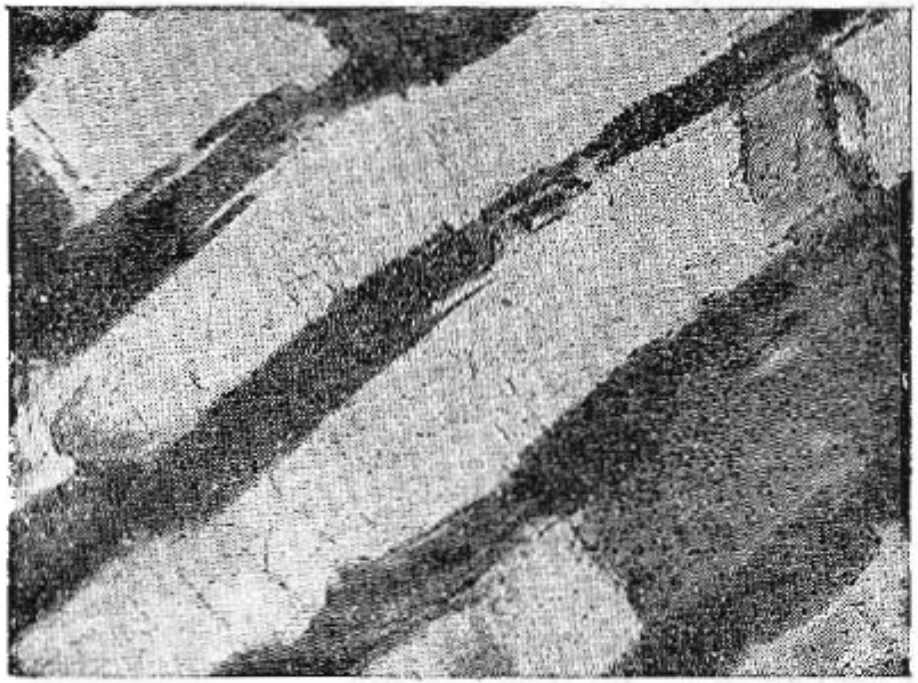


Рис. 25.47. Перлитный участок (сталь с 0,3 % С). Электронная микрофотография. ×20000 (Л. Г. Орлов)

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

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

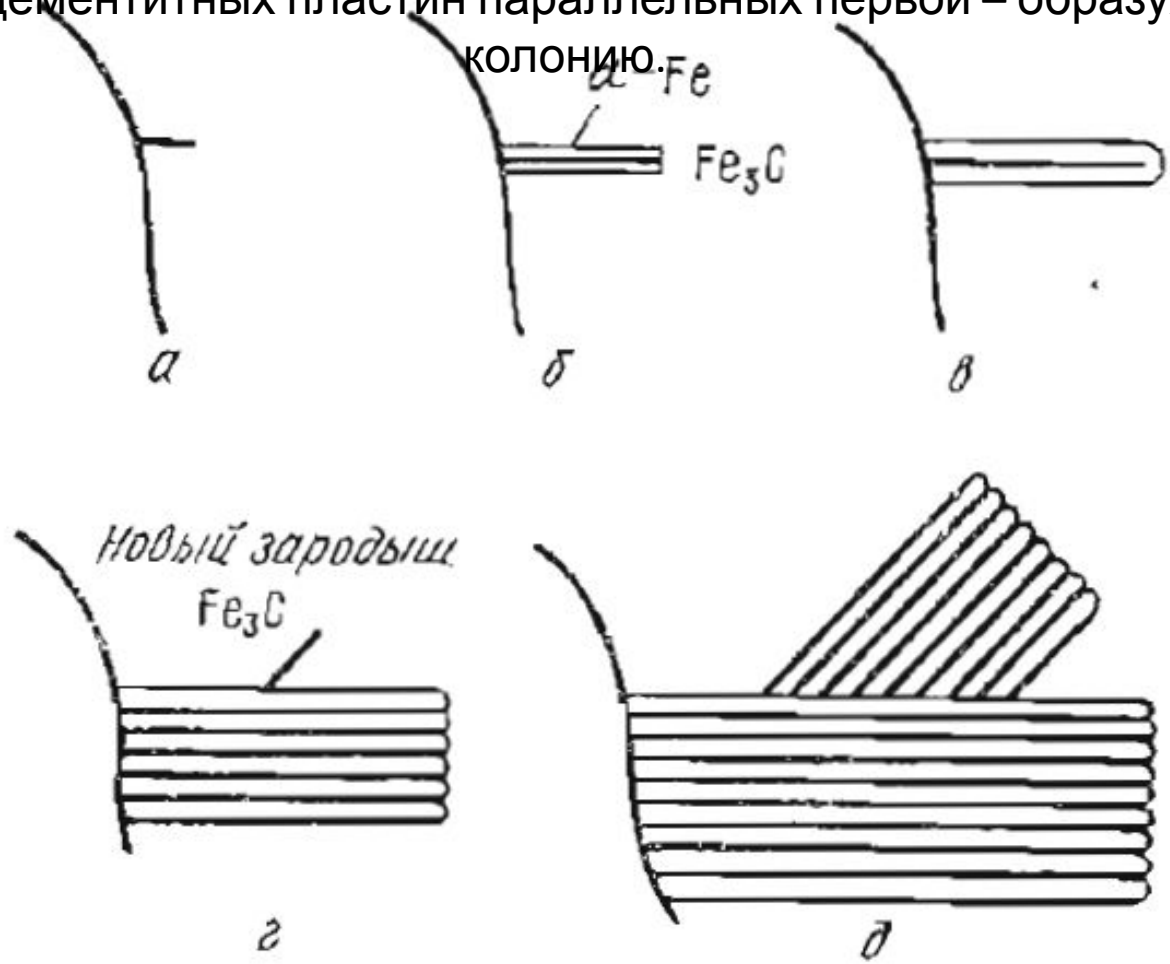
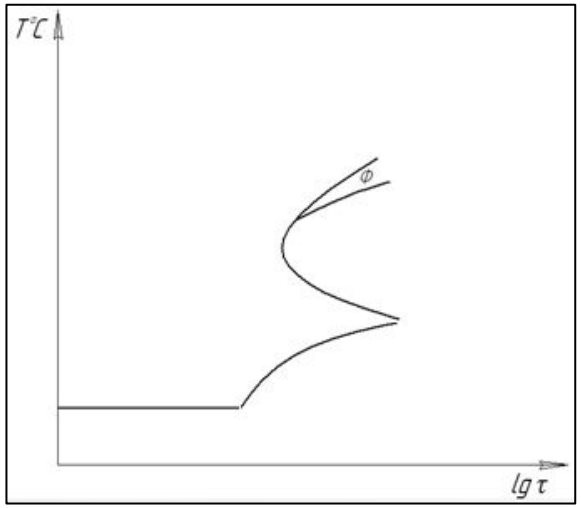
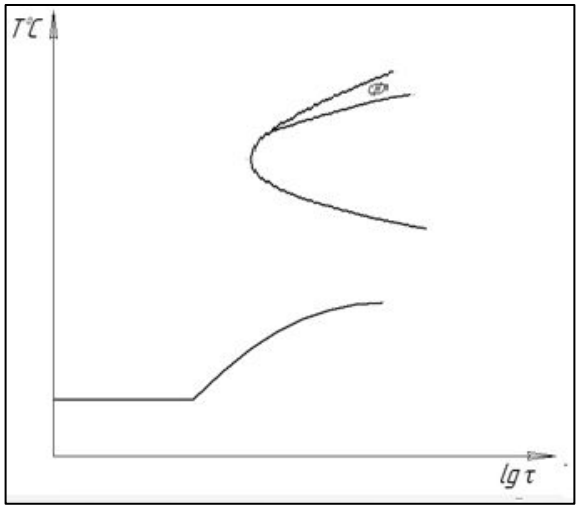
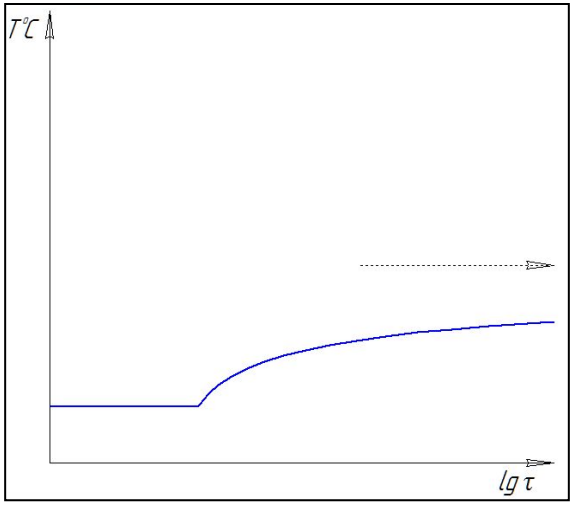


Рис. 25.48. Схема роста перлитных колоний [107]







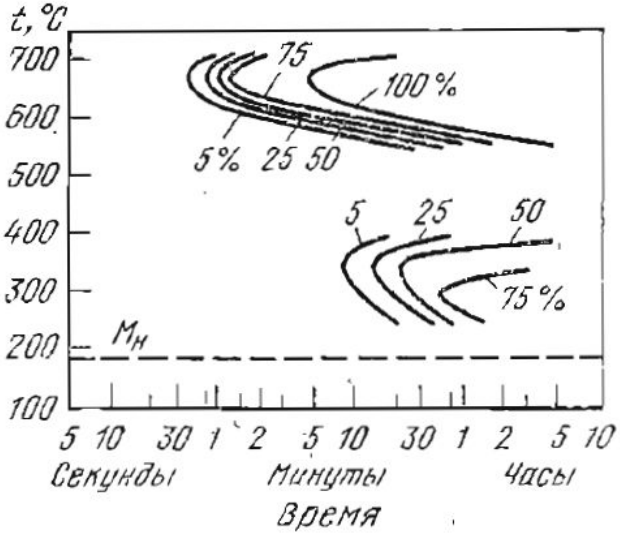
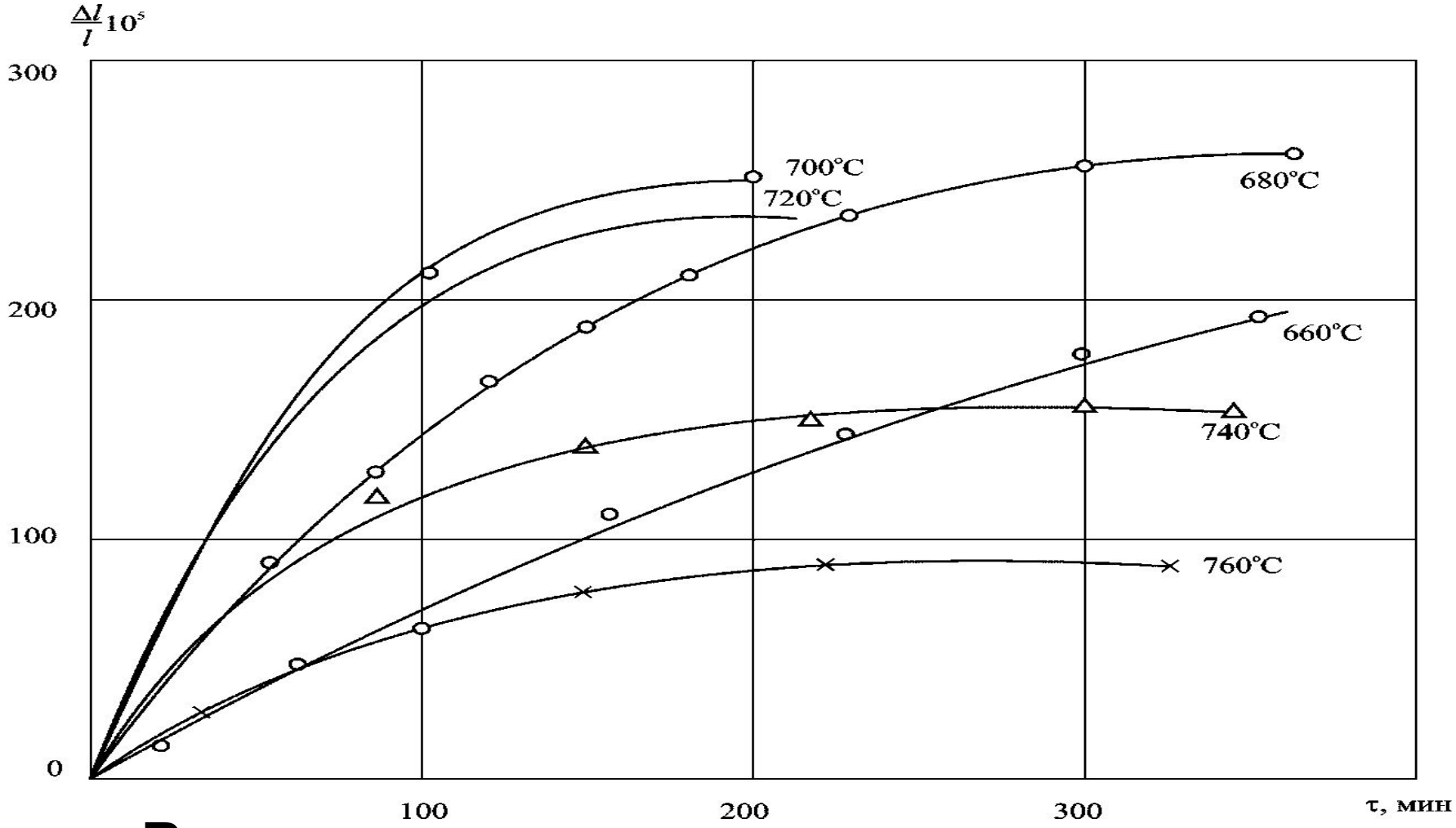
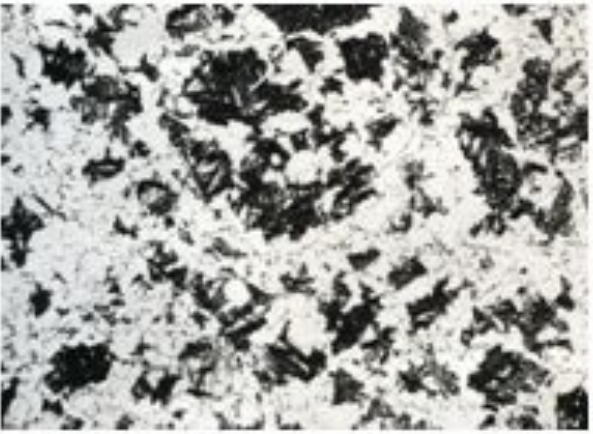


Рис. 25.50. Диаграмма изотермического превращения аустенита (сталь 70Х3)

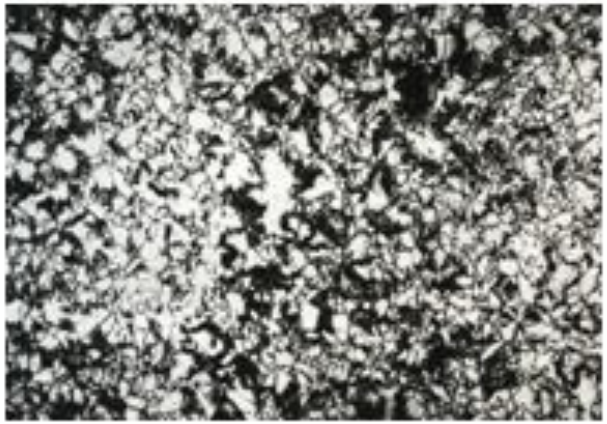
Обоснование температуры изотермического отжига



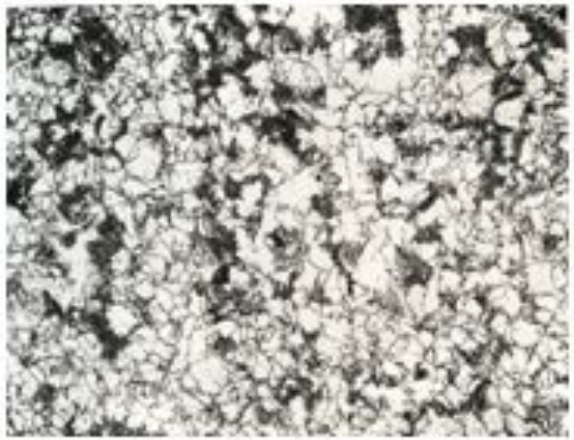
- **Временная зависимость изменения длины образцов стали марки 15Х2МФА-А при изотермических выдержках при температурах 660,680,700,720,740,760 °С.**



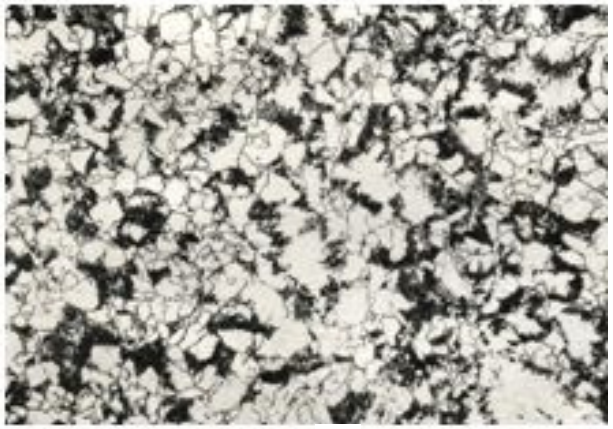
×300 | а



×300 | б



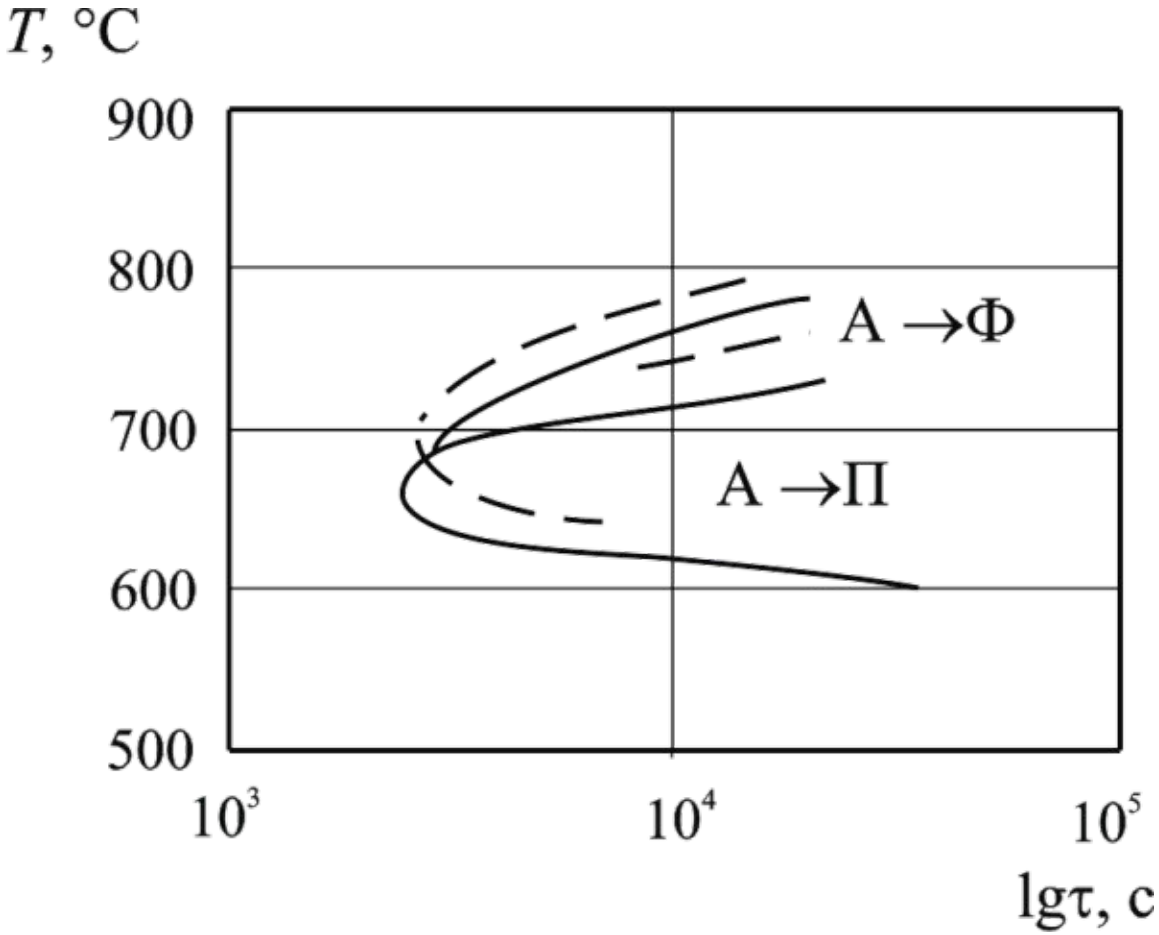
×300 | в



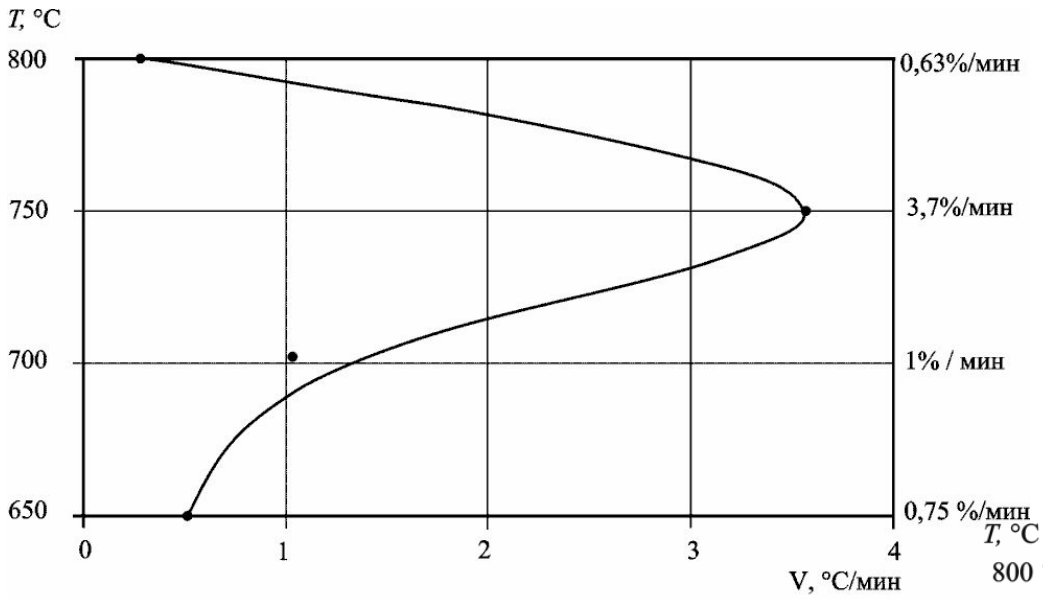
×300 Г

×300 Д

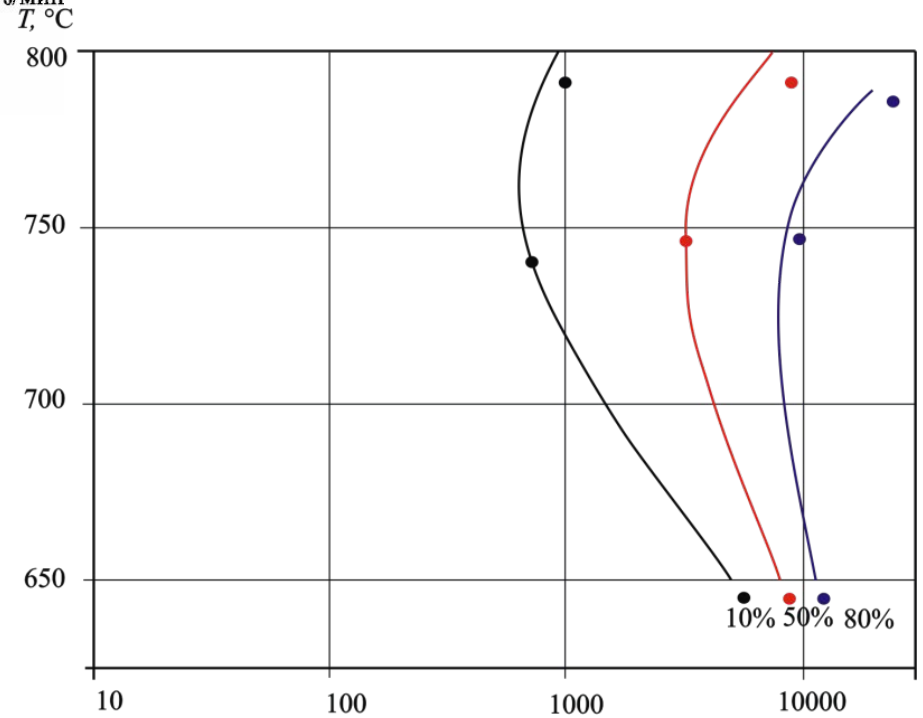
- **Микроструктура стали 15Х2МФА-А, полученная в результате изотермической выдержки при температуре: а) 660 °С; б) 680 °С в) 700 °С; г) 720 °С; д) 740 °С**



Зоны выделения феррита при превращении аустенита стали марок 20Х3НМФА(———) и 24Х3МФА (- - - - -)



б)



а)

Кинетика превращения аустенита в перлитной области стали Р2МА (25Х1М1Ф):
а – изотермическая диаграмма А→П превращения;*б* – Кинетическая диаграмма средних скоростей превращения в перлитной области.

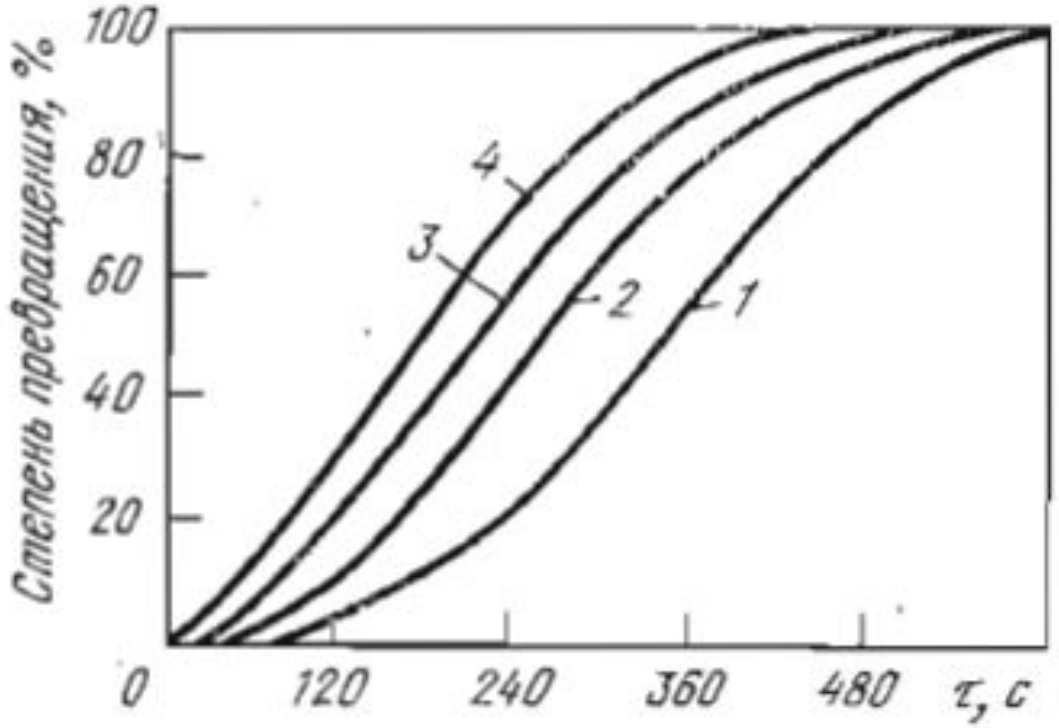


Рис. 25. 52. Влияние пластической деформации (при 800 °С) на кинетику перлитного превращения при 640 °С стали 40Х2Г2Р:

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

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

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

Химический состав стали (элементы основные, %)	Температура превращения, °С	Структура карбида
0,68 C; 0,65 Mo	680—620	$(Fe, Mo)_{23}C_6$
	590	$(Fe, Mo)_{23}C_6 + Fe_3C$
0,45 C; 2,3 W	720—590	$(Fe, W)_{23}C_6$
0,8 C; 1,86 V	700—500	VC
0,4 C; 2 V	700—550	VC
0,4 C; 3,5 Cr	730—670	$Fe_3C + (Fe, Cr)_7C_3$
0,82 C; 6,24 Cr	750—600	$(Fe, Cr)_7C_3 + Fe_3C$
0,2 C; 5 Cr	700	$(FeCr)_7C_3$
0,3 C; 13,9 Cr	700—580	$(Cr, Fe)_{23}C_6$
0,47 C; 16,2 Cr	770—700	$(Cr, Fe)_{23}C_6$
	650—600	$(Cr, Fe)_{23}C_6 + (FeCr)_7C_3$

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.

Рис. 25.53. Зависимость скорости зарождения центров (N) от степени переохлаждения (ΔT)

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

<u>Cr</u> особенно сильно уменьшает эти параметры, и ↑ диапазон температур;

3% Cr : $\Delta T_{max} = 90^oC$

<u>Mo</u> еще сильнее влияет

Для углер. $T_{max} = 550 \div 560^oC$,

$\Delta T = 150 \div 170^oC$

3%Cr: $T_{max} = 660 \div 680^oC$,

$\Delta T = 65 \div 80^oC$

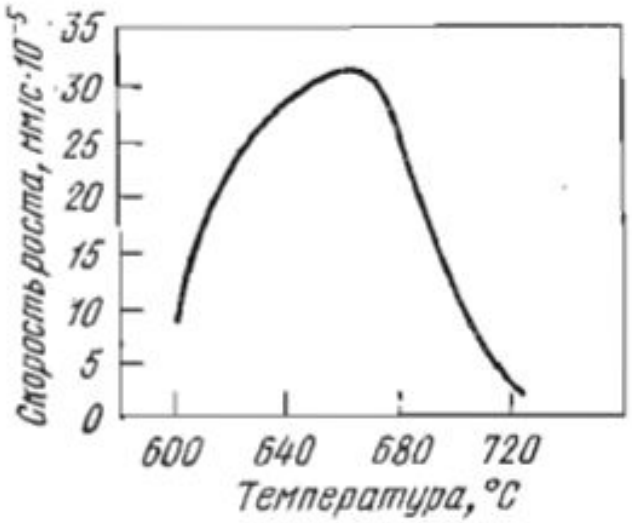
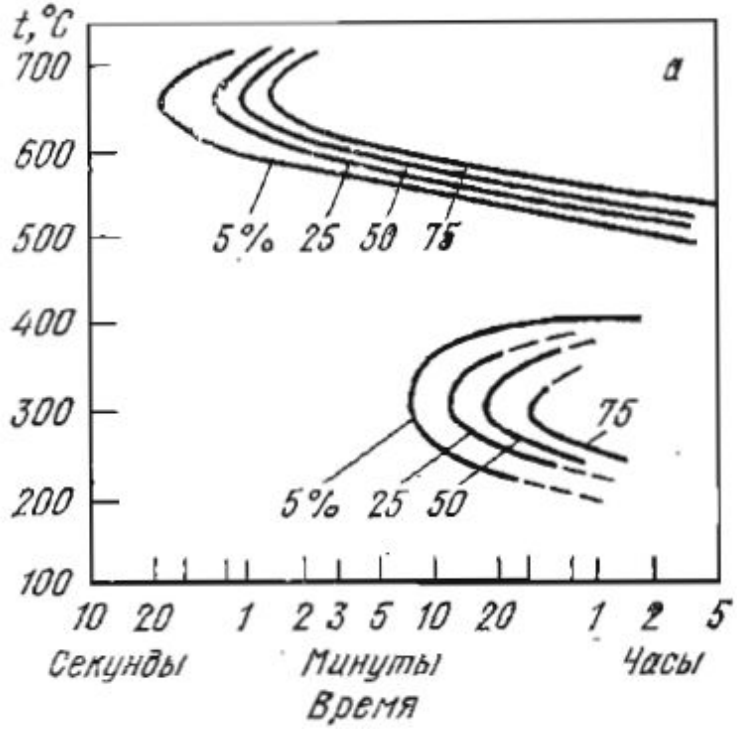


Рис. 25.54. Зависимость скорости роста (сталь с 0,76 % C и 2,6 % Cr) от температуры превращения

Влияние легирования на температуру Tmax, величину переохлаждения Δ Tmax и скорость превращения

Легирование	**Tmax (°C)**	**С.р. (м/с)**
Углеродистая сталь	550÷560 Δ Tmax 160÷170	10^{-6}
+ 3 % Cr	660 ÷680 Δ Tmax =65 ÷80	10^{-7} ↓
C > 0,8% + 0,3÷0,7 % Mo	Δ Tmax =50	10^{-8}-10^{-9} ↓
Co	-	↑
Стали Cr-Mo-V композиции типа 25Х1М1Ф	720 ÷750 Δ Tmax =50	-



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

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.

Легирование обуславливает следующие процессы:
- Уменьшение скорости диффузии углерода в аустените;
- Скорость перемещения межфазной границы при γ→α 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.

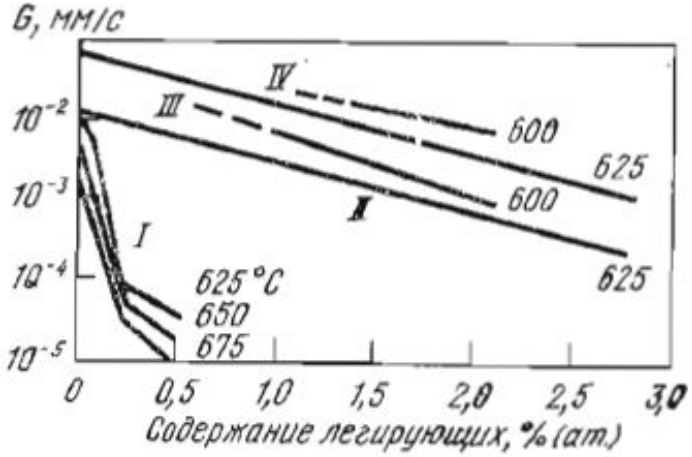


Рис. 25.55. Изменение скорости роста перлита G в зависимости от содержания легирующих [107]. Цифры у кривых — температура, °C:

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

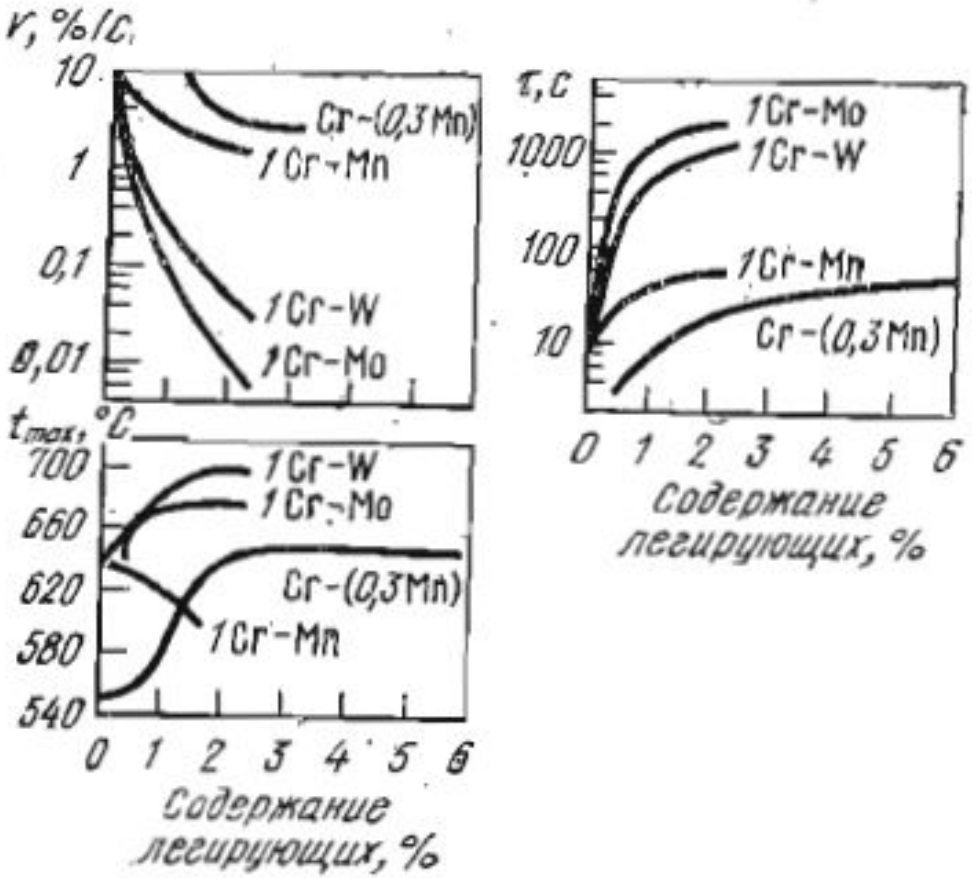
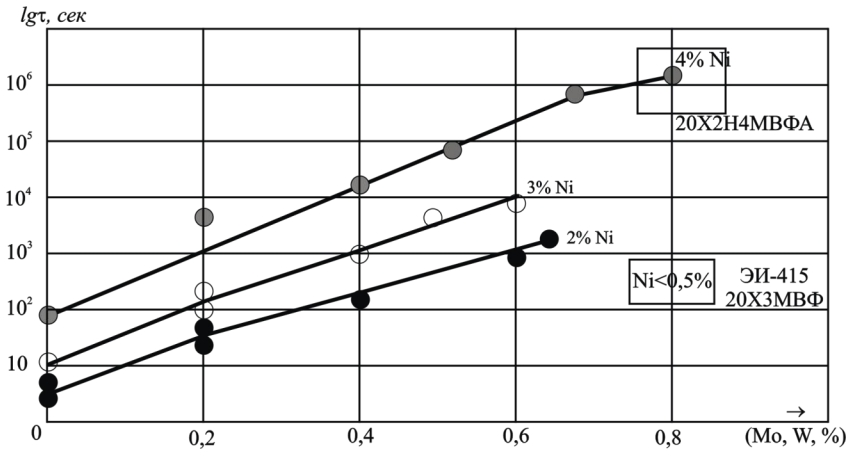


Рис. 25.51. Влияние добавок хрома, молибдена, вольфрама и марганца к сталям с 1 % С, 0,3 % Mn и 1 % С; 1 % Cr и 0,3 Mn на максимальную скорость превращения (v); продолжительность инкубационного периода; температуру максимума скорости перлитного превращения [113]

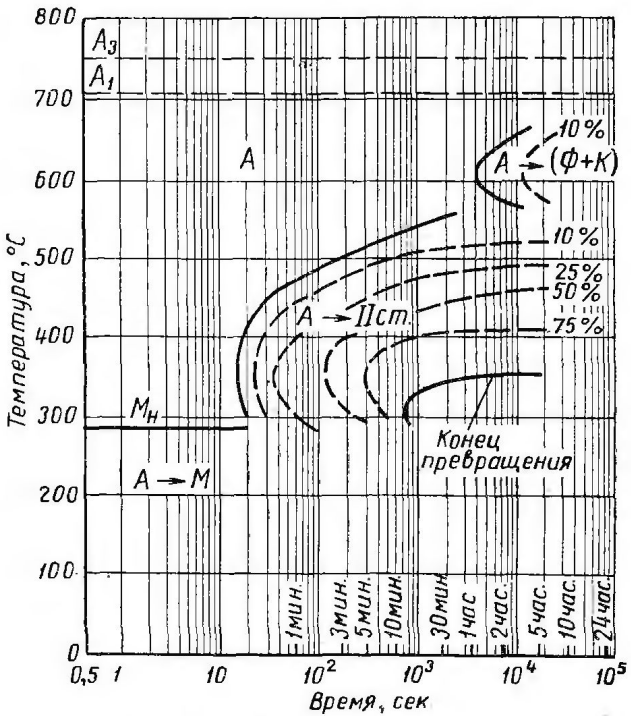


Влияние молибдена и вольфрама на продолжительность инкубационного периода А→П превращения в стали хромоникелевой композиции с 2,3 и 4 %Ni. С=0,18÷0,25;

$$T_н = A_{c3} + (50 \div 80)^{\boxtimes} C$$

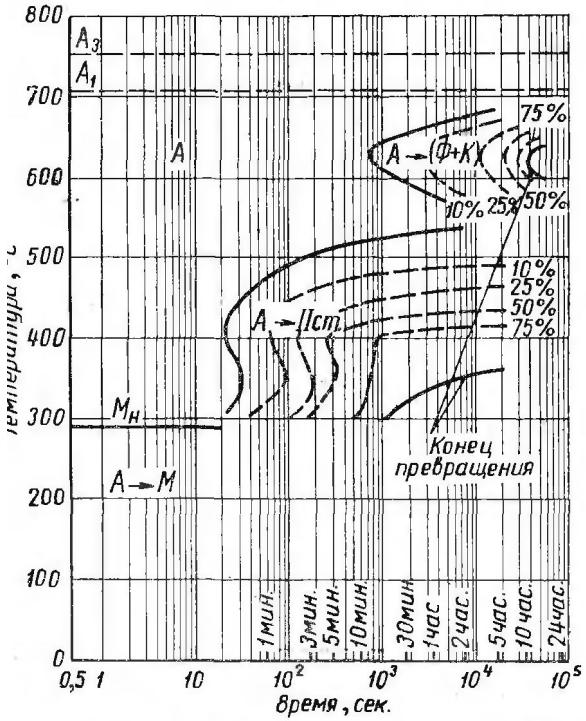
254. Сталь 34ХН3М [50]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A_1	A_3	$M_н$	$T_н$
0,36	0,27	0,91	2,80	0,24	705	750	290	1100



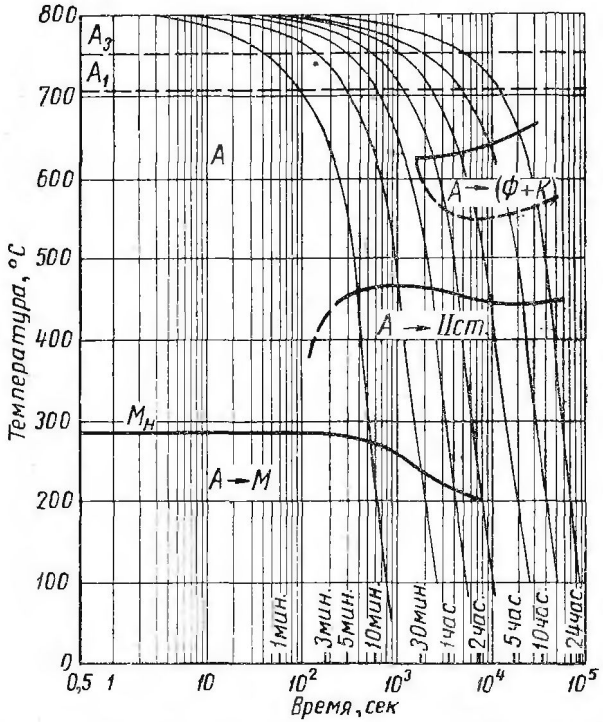
255. Сталь 34ХН3М [50]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A_1	A_3	$M_н$	$T_н$
0,36	0,27	0,91	2,80	0,24	705	750	290	880



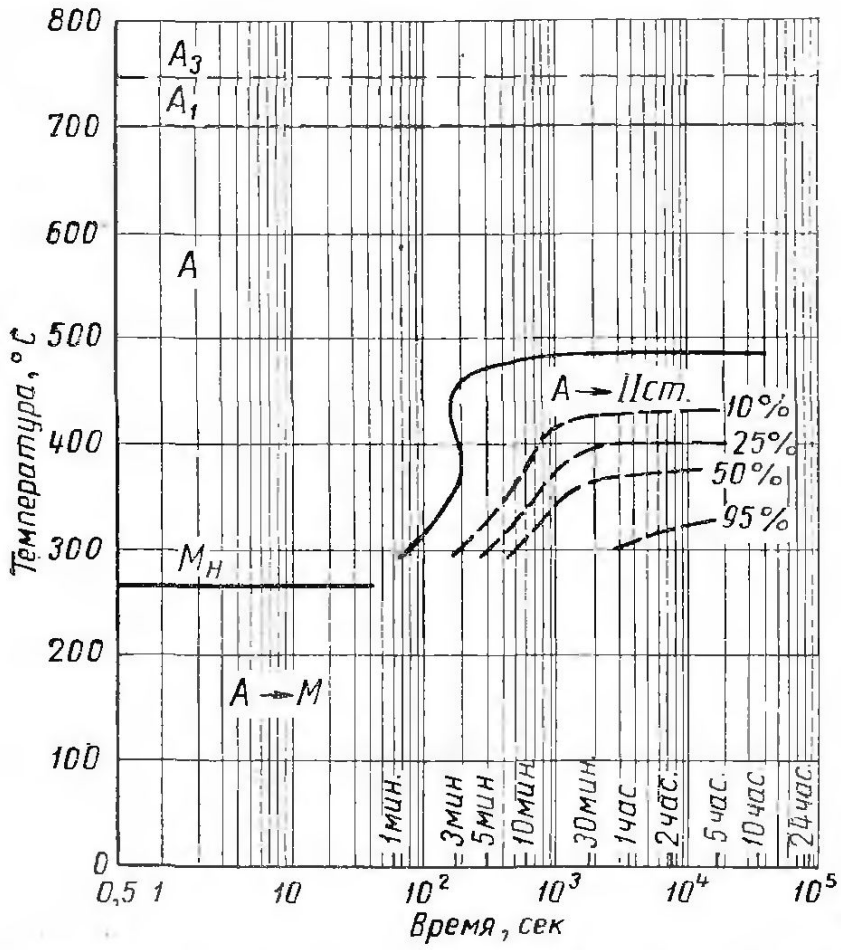
256. Сталь 34ХН3М [80]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A_1	A_3	$M_н$	$T_н$
0,36	0,27	0,91	2,80	0,24	705	750	290	880



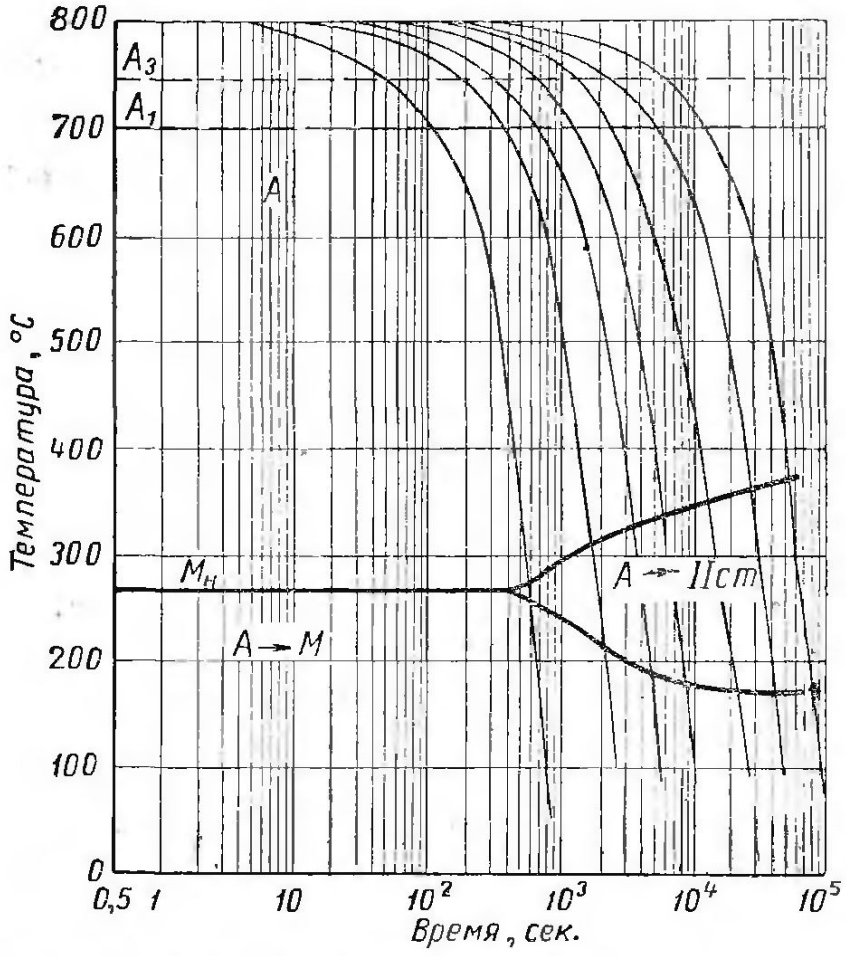
259. Сталь типа 35ХН4М [50]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A_1	A_3	$M_н$	$T_н$
0,35	0,24	0,84	3,95	0,38	700	750	270	870



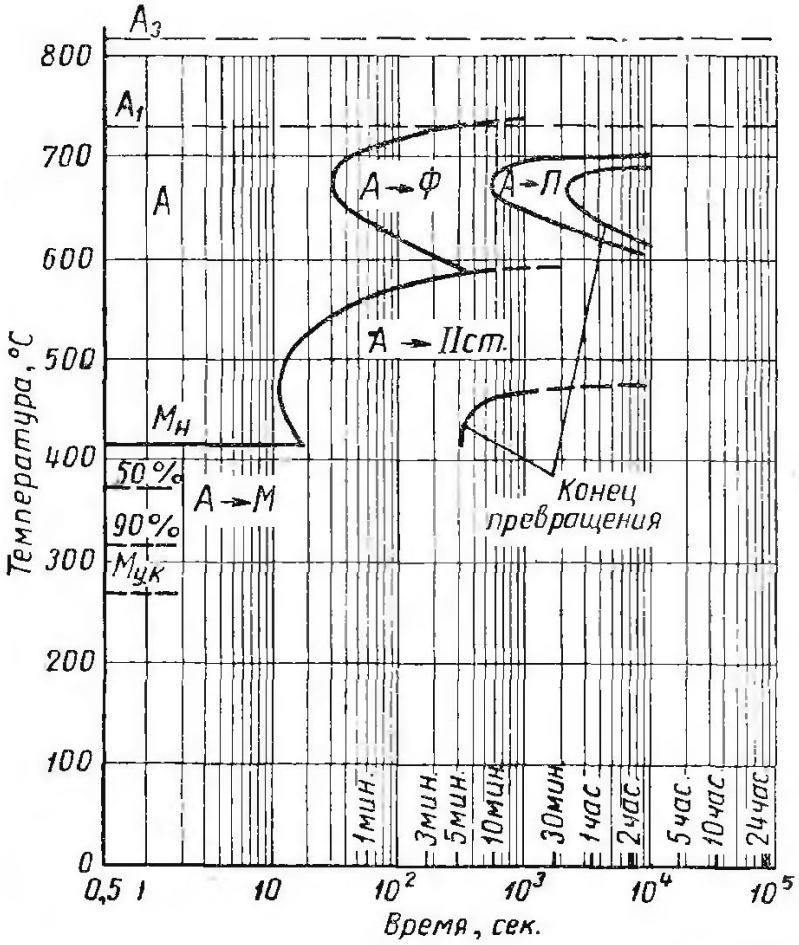
260. Сталь типа 35ХН4М [80]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A_1	A_3	$M_н$	$T_н$
0,35	0,24	0,84	3,95	0,38	700	750	270	870



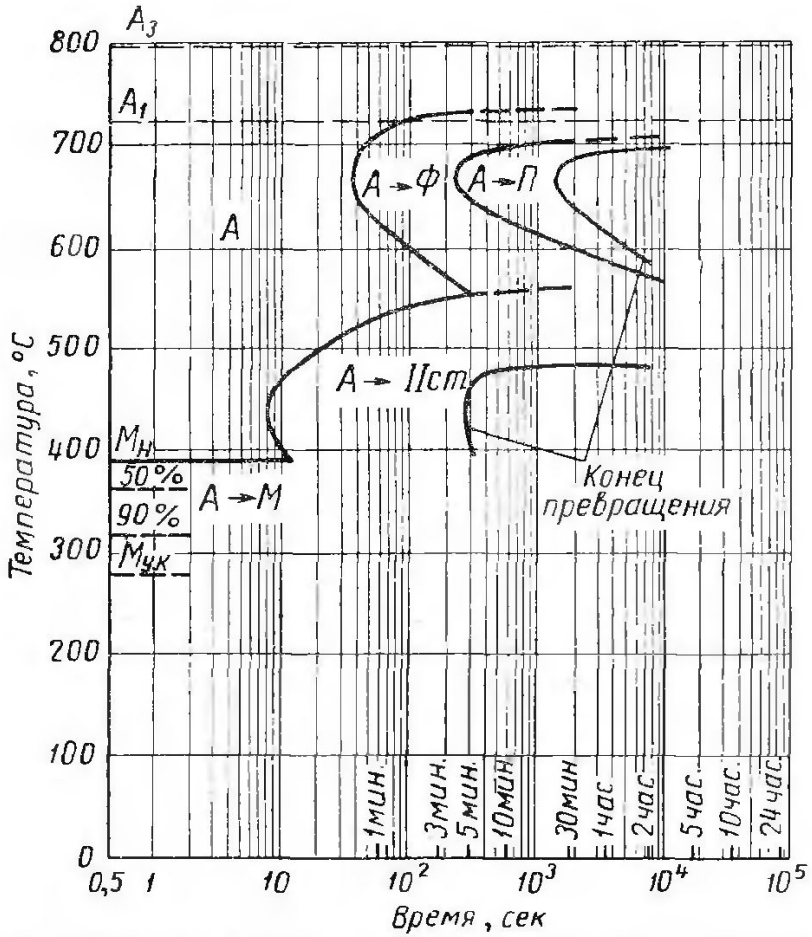
285 Сталь типа 20Х2Н2Ф [94]

C	Si	Cr	Ni	V	A_1	A_3	$M_н$	$T_н$
0,16	0,28	1,86	1,68	0,09	730	820	420	920



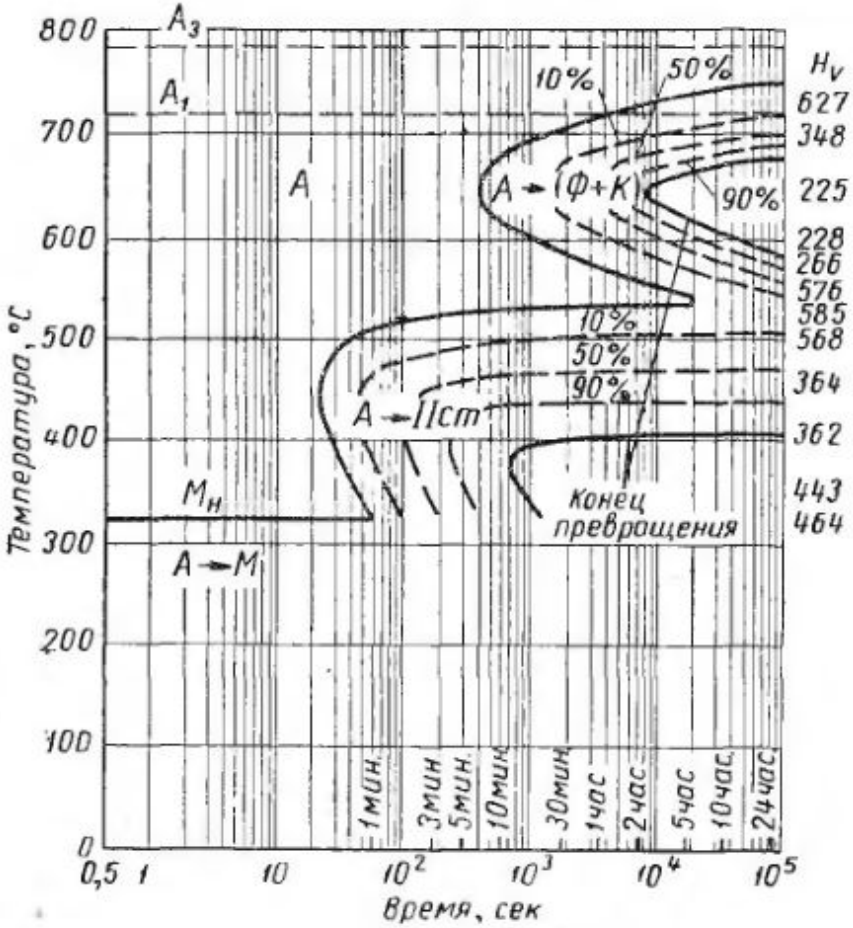
286. Сталь типа 20Х2Н2Ф [94]

C	Si	Cr	Ni	V	A_1	A_3	$M_н$	$T_н$
0,19	0,25	1,85	1,70	0,13	720	795	390	920



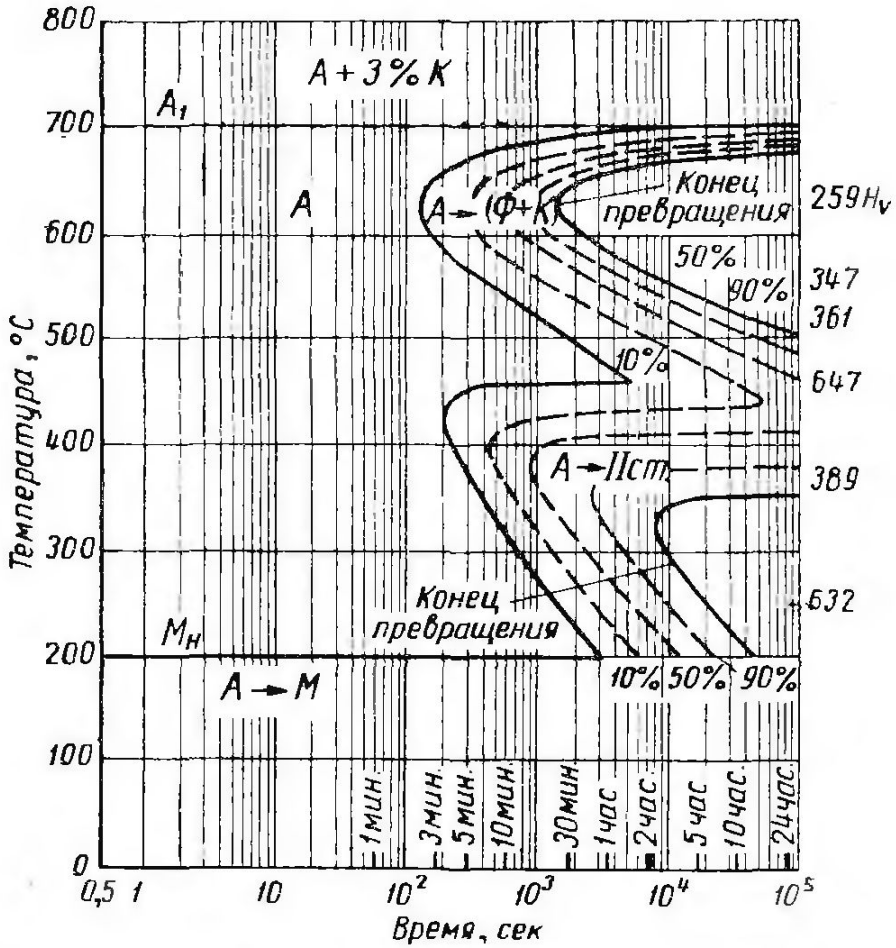
243. Сталь 35ХНМ [1]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A_1	A_3	$M_н$	$T_н$
0,38	0,20	0,95	1,58	0,26	720	790	320	835



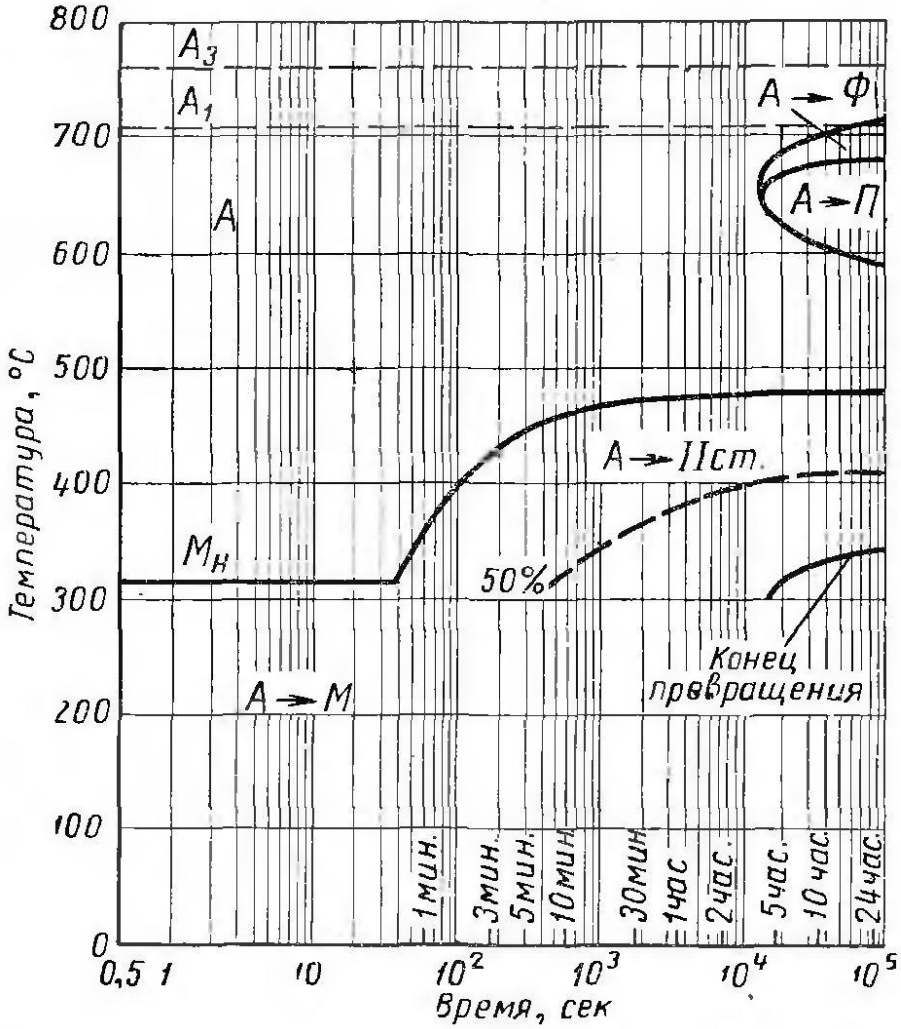
267. Цементованная сталь типа 20Х2Н2М [1]

C	Si	Cr	Ni	Mo	A_1	A_3	$M_н$	$T_н$
0,93	0,38	1,70	2,10	0,20	700	—	200	800



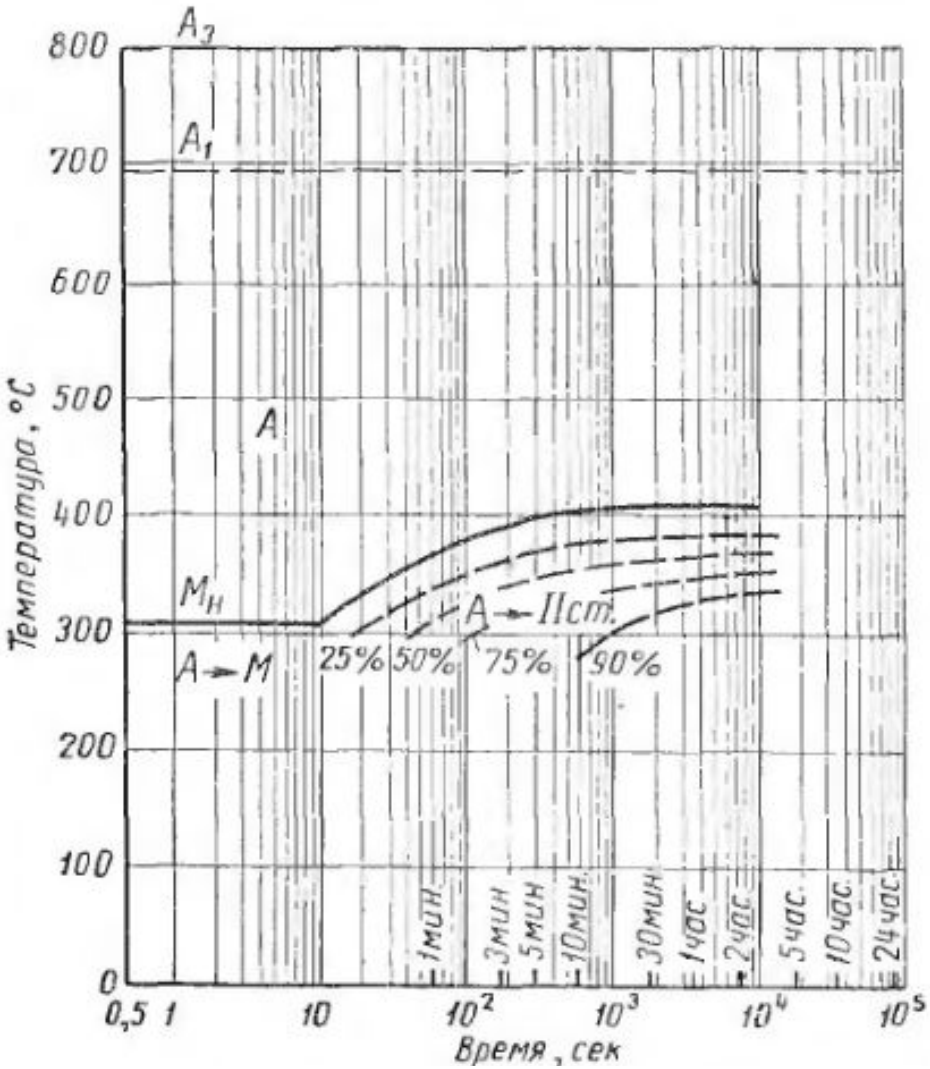
320. Сталь 35ХН3М[3]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	A_1–A_3	$M_н$	$T_н$
0,31	0,28	0,50	1,20	3,33	0,50	705-760	310	850

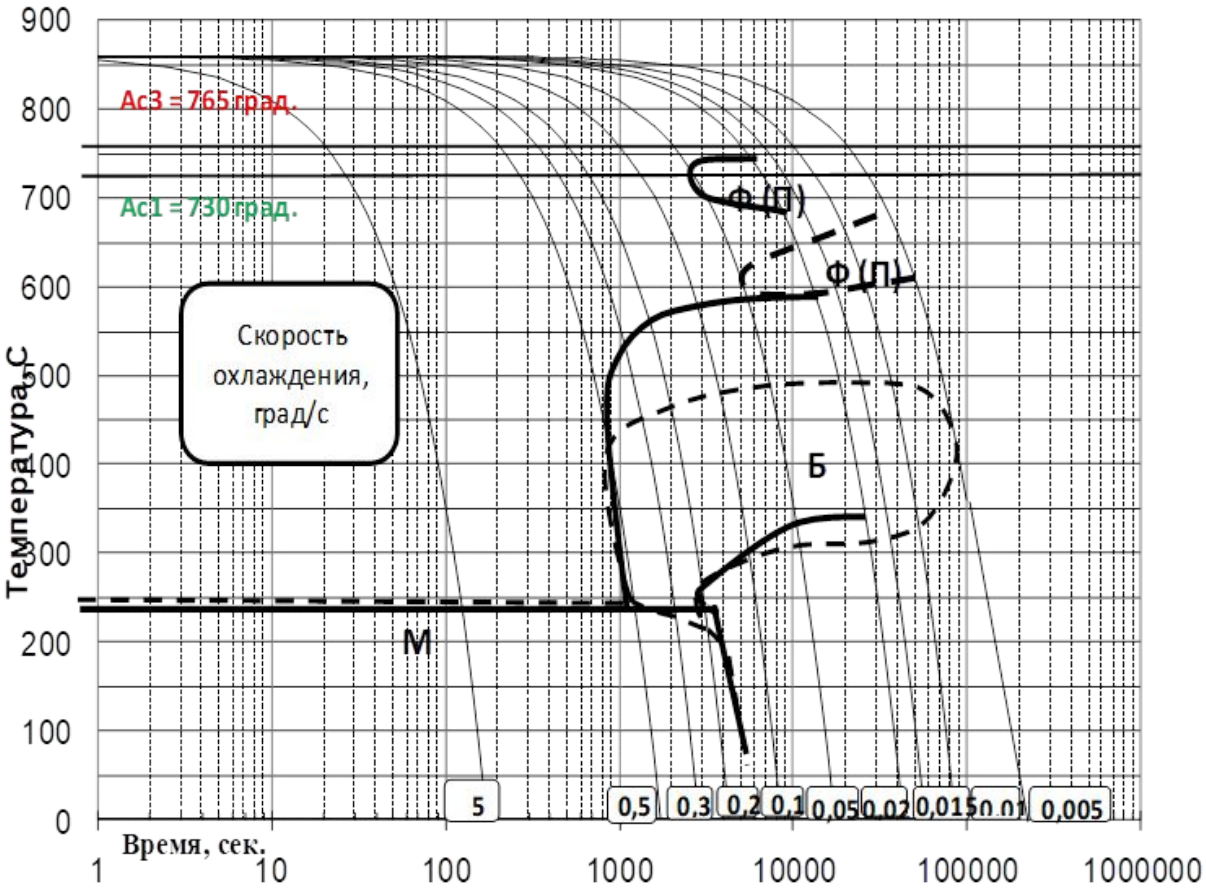


283. Сталь 18Х2Н4В[76]

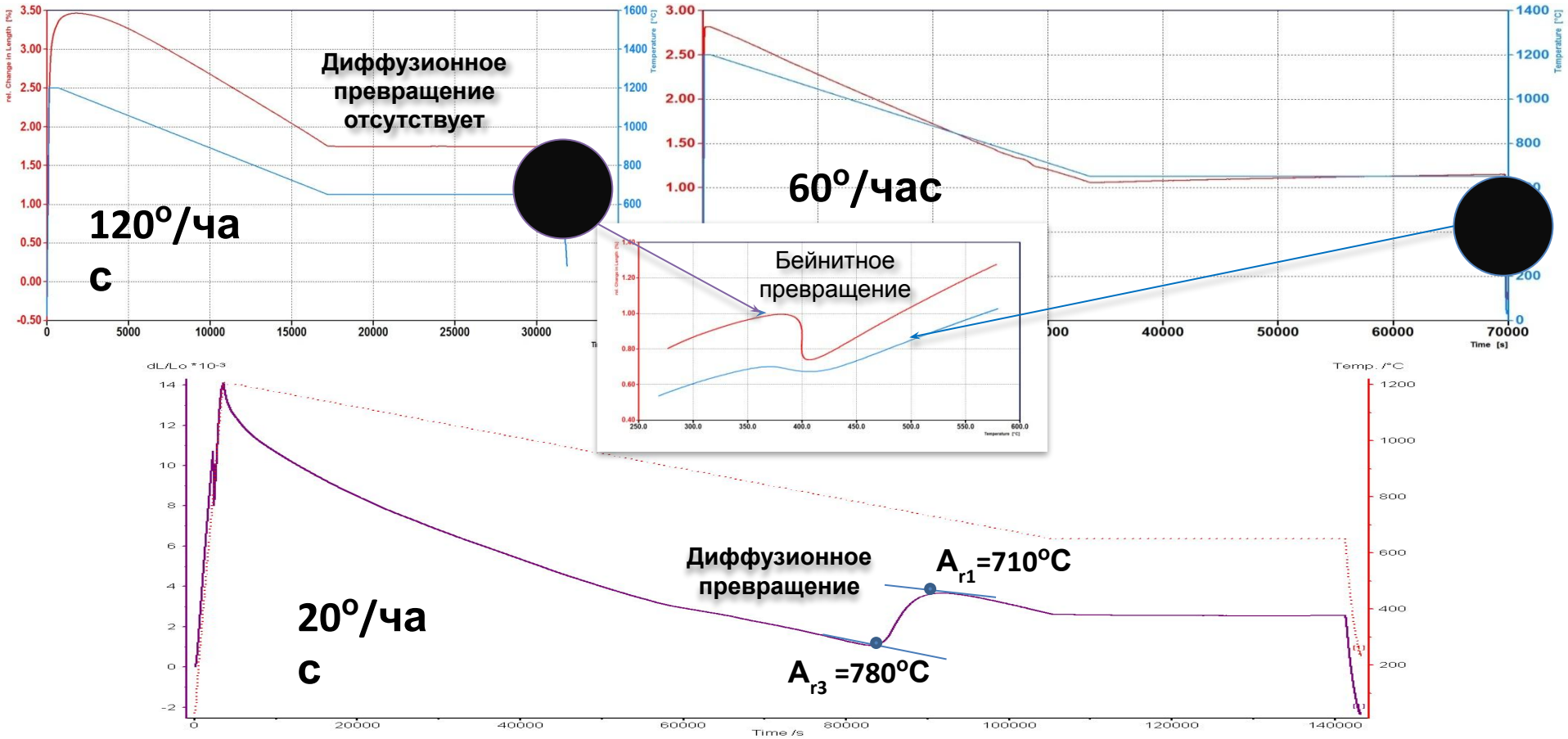
C	Si	Cr	Ni	W	A_1	A_3	$M_н$	$T_н$
0,16	0,19	1,51	4,3	0,86	695	800	310	900



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

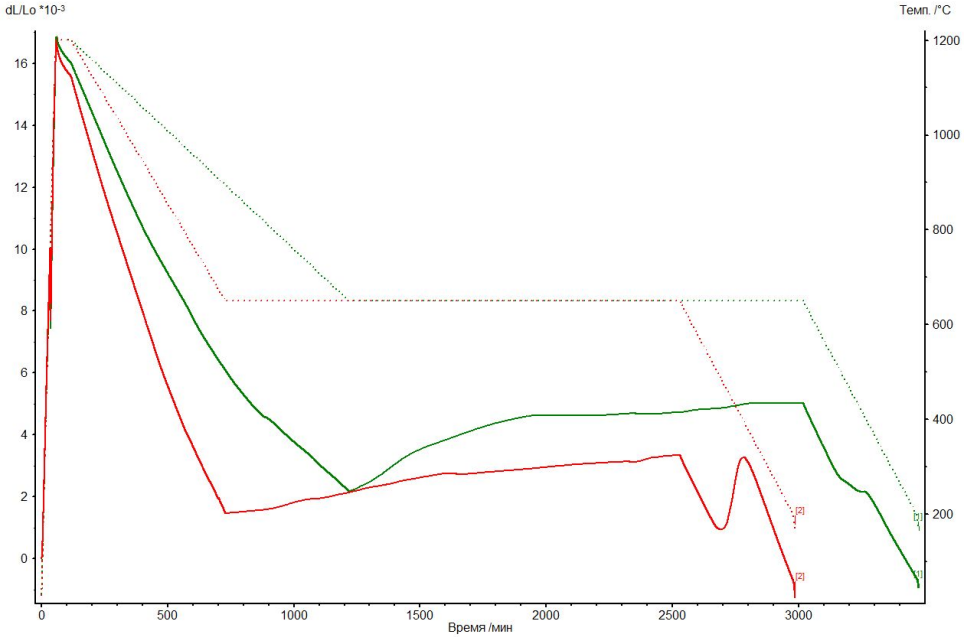


Влияние скорости охлаждения на кинетику диффузионного превращения стали марки 20Х3НМФА (исх. нагрев 1200°С; изотермическая выдержка 650°С 10 ч.)

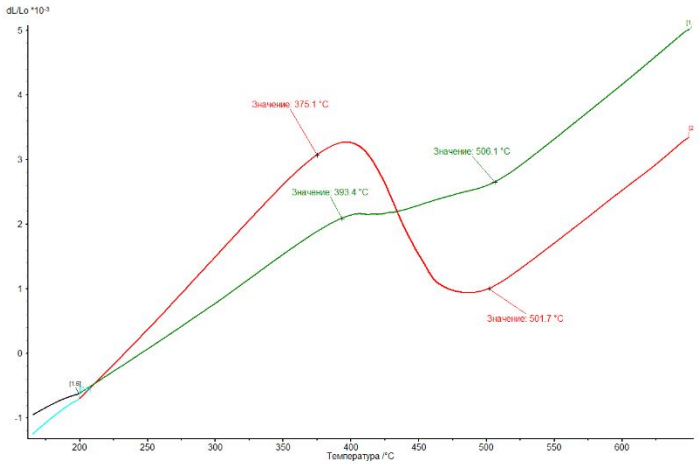


56NiCrMoV7

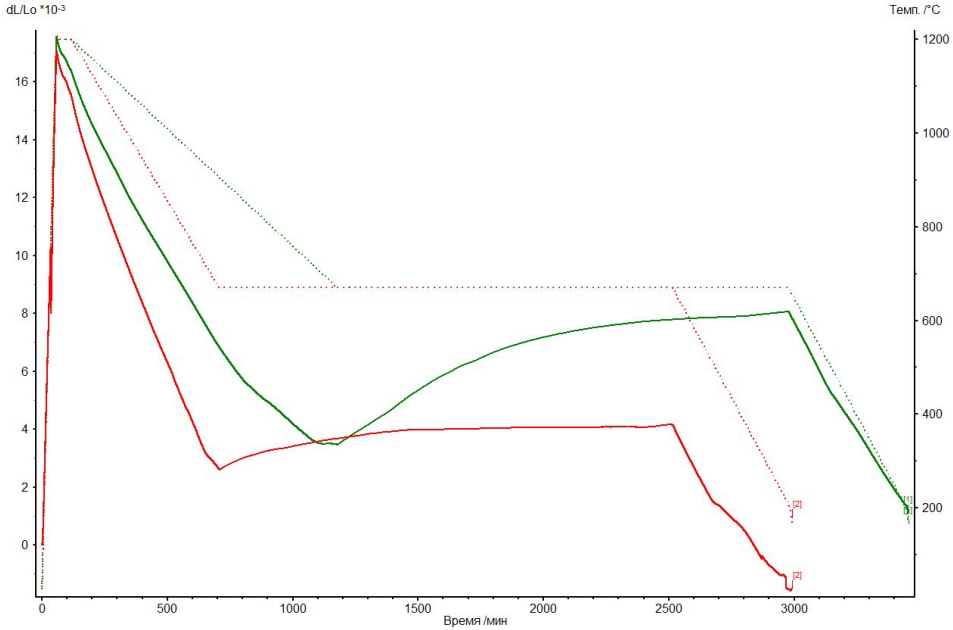
1200(1ч) - 54ºС/час; 30ºС/час - 650 (30ч)



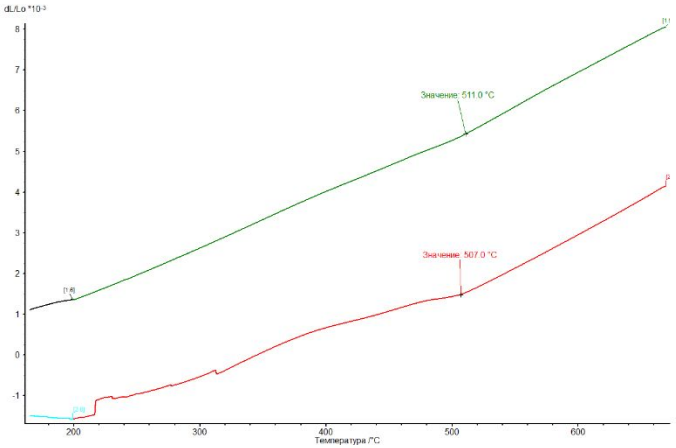
Окончательное охлаждение. Бейнитное превращение



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

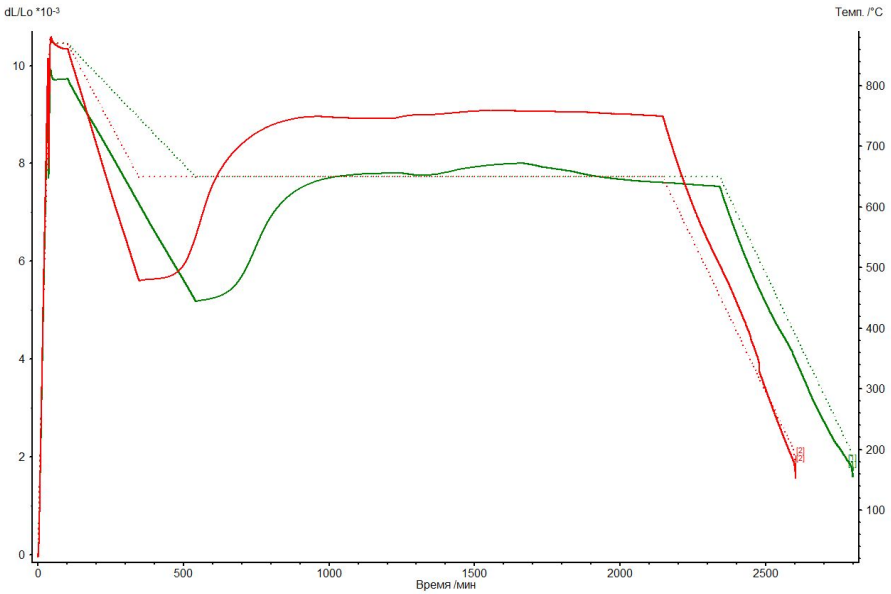


Окончательное охлаждение. Бейнитное превращение

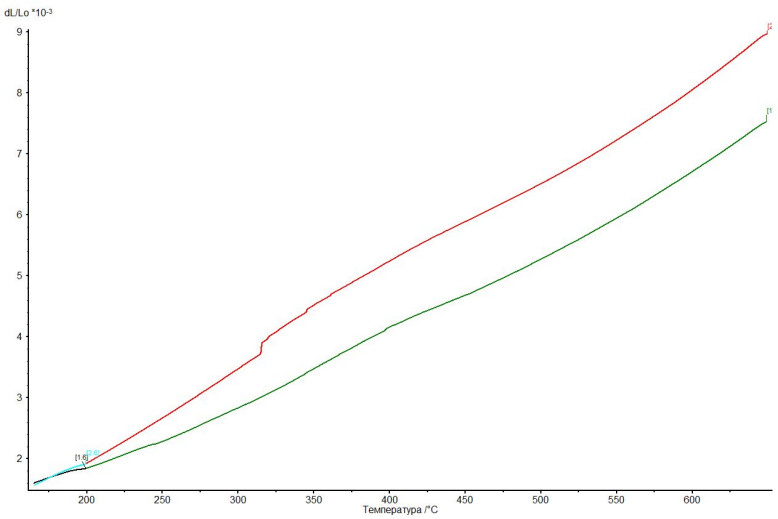


56NiCrMoV7

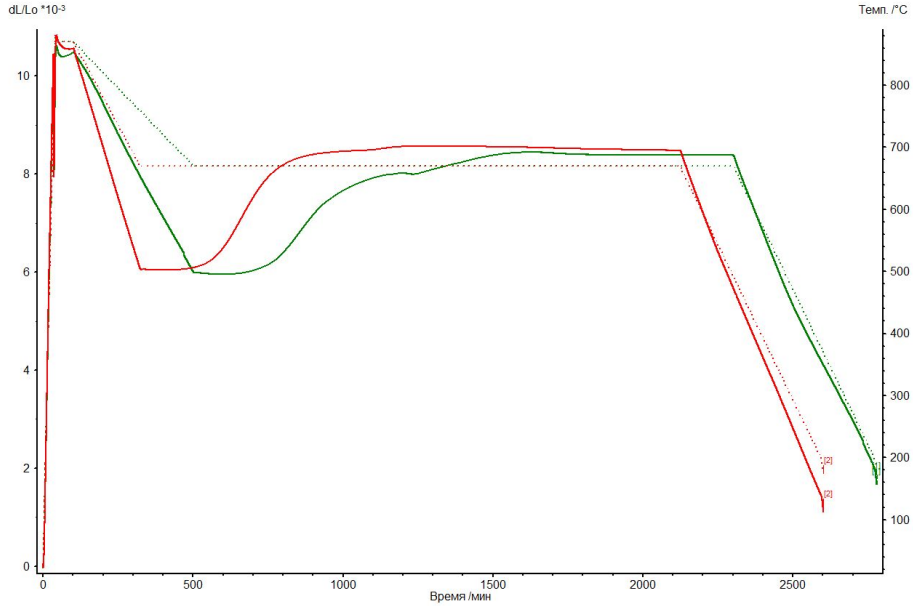
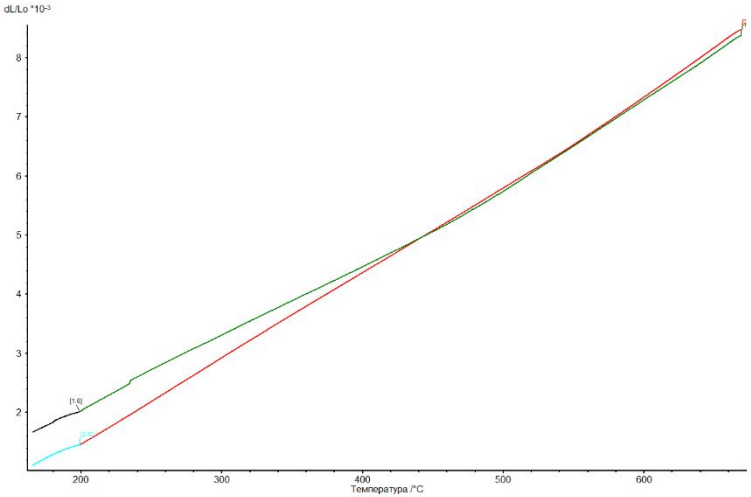
870(1ч) - 54ºC/час; 30ºC/час - 650 (30ч)



Окончательное охлаждение.



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



Окончательное охлаждение.