



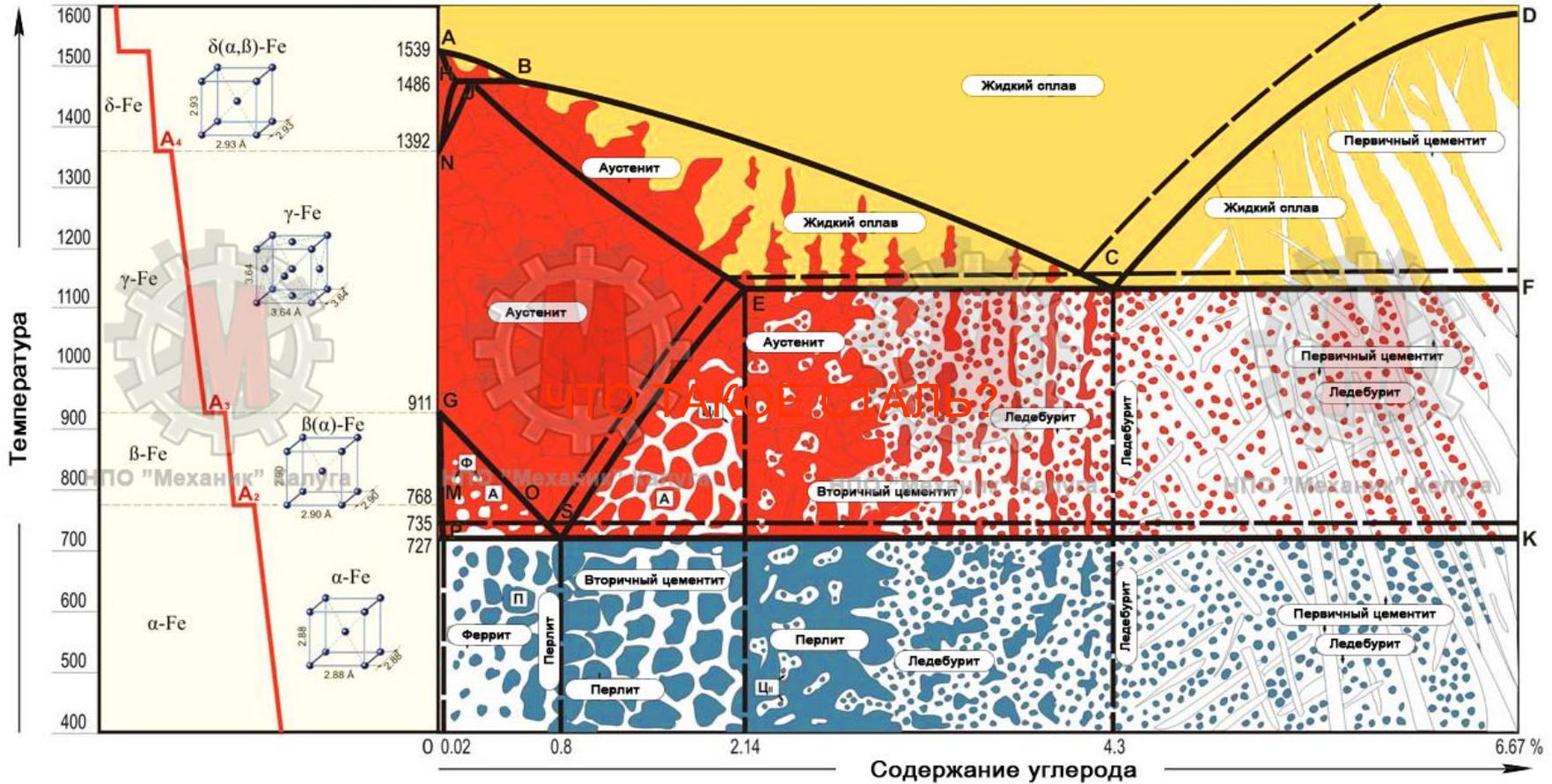
НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЯДЕРНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ

«МОСКОВСКИЙ ИНЖЕНЕРНО-ФИЗИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ»

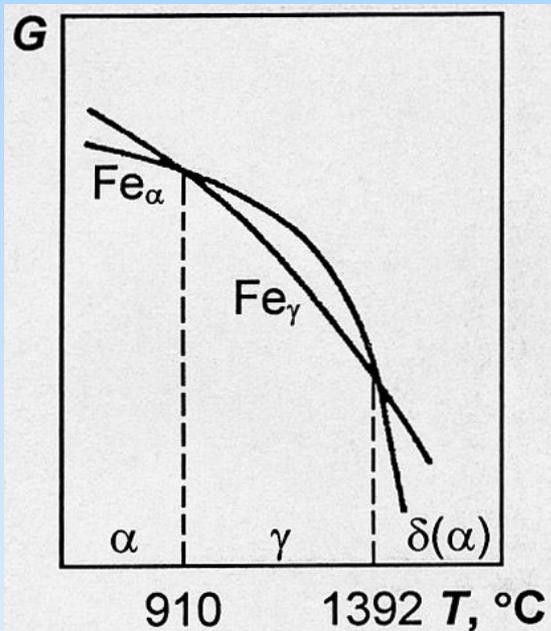
Дмитровградский инженерно-технологический институт

РЕАКТОРНЫЕ СТАЛИ

Диаграмма состояния железо-углерод



ЧТО ТАКОЕ СТАЛЬ?



Изменение свободных энергий Гиббса α- и γ-модификаций железа при изменениях температуры

В отличие от цветных сплавов, где исходным материалом для легирования является чистый металл, в стали всегда имеется легирующий исходный комплекс (**< 2 % C + 0,8 % Mn + < 0,5 % Si**). Железо, содержащее такой комплекс, называется *углеродистой сталью* и является основой для получения легированных сталей

Основными легирующими элементами в стали являются 11 элементов ($\alpha_{(\alpha-Fe)} > 1$; $k_{r(\delta-Fe)} > 0,5$): C, Mn, Si, Cr, Ni, Mo, W, V, Al, Co, Cu

КЛАССИФИКАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

- По **равновесной структуре**: доэвтектоидные (в структуре избыточный феррит), эвтектоидные (в структуре перлит), заэвтектоидные (в структуре – избыточные вторичные карбиды), ледебуритные (в структуре – первичные карбиды).
- По **структуре, получаемой при охлаждении на воздухе**: перлитные ($\Sigma_{\text{лэ}} \leq 2,5\%$), мартенситные ($\Sigma_{\text{лэ}} = 2,5-10\%$), аустенитные ($\Sigma_{\text{лэ}} > 10\%$).
- По **составу основы**: хромистые, хромоникелевые, хромоникельмолибденовые, марганцовистые, хромоникельмарганцовистые, никелевые и т.п.
- По **химическому составу**: углеродистые (нелегированные) (Fe–Mn–Si–C), низколегированные (Fe–C + до 2,5 % $\Sigma_{\text{лэ}}$), среднелегированные [Fe–C + + (2,5 – 10) % $\Sigma_{\text{лэ}}$], высоколегированные (Fe–C + более 10 % $\Sigma_{\text{лэ}}$), сплавы на основе железа (стали) (содержание Fe ≥ 45 %).
- По **назначению**: конструкционные, функциональные, с особыми физическими свойствами и др.
- По **качеству**: обыкновенные, качественные, высококачественные, особовысококачественные (классификация сталей определенным образом связана с содержанием таких вредных примесей, как сера и фосфор).

СХЕМА КЛАССИФИКАЦИИ СТАЛЕЙ ДЛЯ АТОМНОЙ ТЕХНИКИ



ЛЕГИРОВАННЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

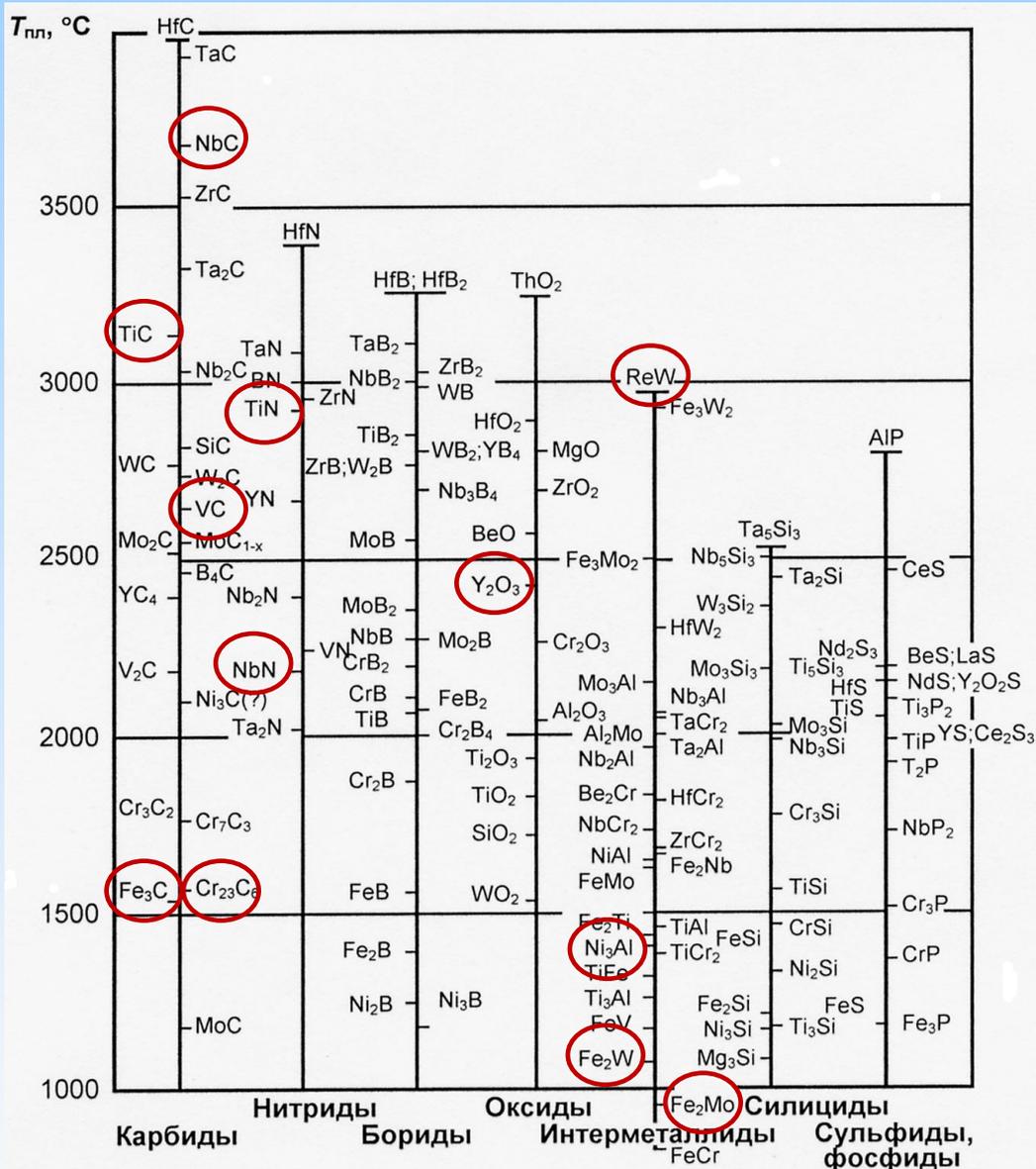
Какого класса и химического состава зарубежные стали ss316, ss304, ss304L, HT-9, En-58E, 1.4988 ???

Б – ниобий (Nb);
В – вольфрам (W);
Г – марганец (Mn);
Д – медь (Cu);
Е – селен (Se);
К – кобальт (Co);
М – молибден (Mo);
П – фосфор (P);
Р – бор (B);
С – кремний (Si);
Т – титан (Ti);
Ф – ванадий (V);
Х – хром (Cr);
Ц – цирконий (Zr);
Ч – РЗМ;
Ю – алюминий (Al)

В последние годы наблюдается тенденция использования тантала (Ta) при создании реакторных сталей с быстрым спадом наведенной активности однако буквенного обозначения для Ta нет и в маркировке стали тантал обозначают химическим символом, например, 16X12B2Ф**Ta**P

Нестандартные стали обозначают различными способами. Так, опытные марки, выплавленные на заводе «Электросталь», обозначают ЭИ (электросталь, исследовательская), ЭП (электросталь, пробная); на Челябинском заводе – ЧС (челябинская сталь) и порядковыми номерами: ЭИ-847 (0X16H15M3Б), ЭП-172 (0X16H15M3БР), ЭП-150 (04X15H35M2БТЮР), ЭП-450 (X13M2БФР), ЧС-42 (0X20H45M4БЧ) и т.д.

ТЕМПЕРАТУРА ПЛАВЛЕНИЯ НЕКОТОРЫХ УПРОЧНЯЮЩИХ ФАЗ, ВСТРЕЧАЮЩИХСЯ В КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ



Упрочняющие фазы в сталях:

1) **карбиды** Fe_3C ; $(Fe, Cr)_7C_3$; $(Fe, Cr)_{23}C_6$; Mo_2C ; MoC ; WC ; $(Fe, Mo, W)_6C$; VC ; NbC ; ZrC ; TiC и др.;

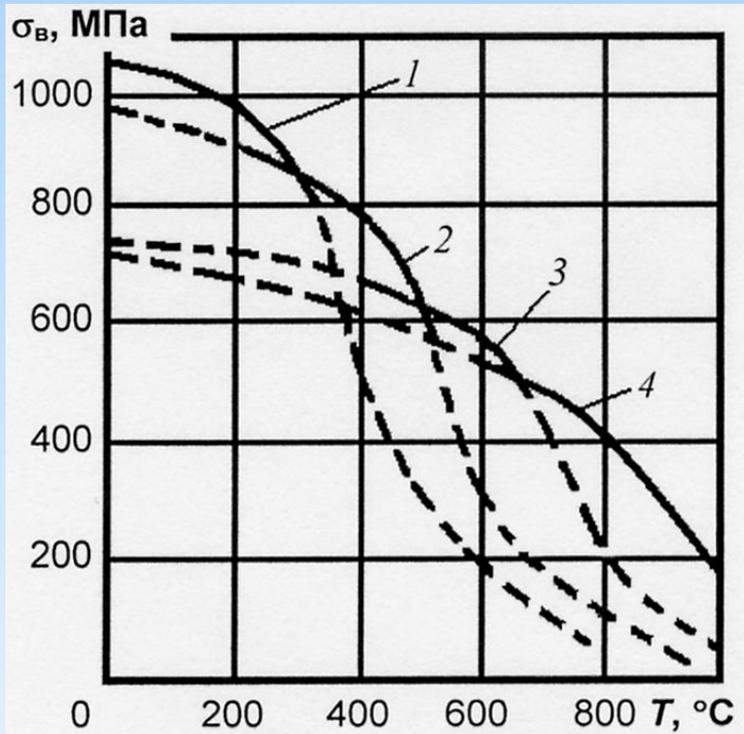
2) **нитриды** $Fe_{16}N_{1-2}$; Fe_4N ; CrN ; MoN ; VN ; NbN ; ZrN ; TiN ; AlN и др.;

3) **интерметаллиды** $NiAl$; $TiAl$; Ni_3Al ; Ni_3Ti ; $Ni_3(Ti, Al)$; Fe_2Mo ; Fe_2W ; $FeCr$; FeV и др.

В сталях, изготовленных по традиционной технологии, как правило, образуются

первичные карбонитриды, например $V(C, N)$; $Ti(C, N)$; $Nb(C, N)$; $(V, Nb)(C, N)$ и др.

ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ



- 1 – простые конструкционные стали (углеродистые улучшаемые, слаболегированные Cr-Ni-стали);
- 2 – сравнительно слаболегированные стали перлитного и ферритного классов (теплоустойчивые стали);
- 3 – аустенитные жаропрочные стали;
- 4 – высоколегированные жаропрочные стали со специальным упрочнением и никелевые сплавы

СТРУКТУРА СТАЛИ

Легирующие элементы можно разделить на две категории в соответствии с двойными диаграммами состояния «железо-легирующий элемент»:

ферритостабилизирующие (способствуют $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению)

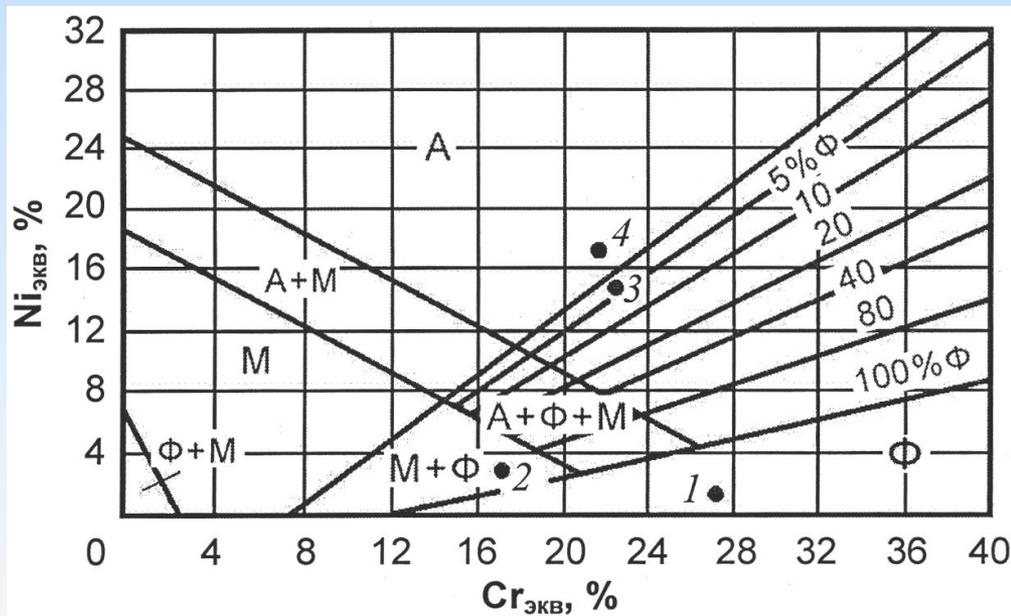
Cr, Mo, W, Ti, Nb, Ta, Si, V, Al;

аустенитостабилизирующие (способствуют $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению)

C, N, Mn, Ni, Co, Cu.

$$Cr_{\text{ЭКВ}} (\%) = [Cr] + 5,5[A1] + 5[V] + 2[Si] + 1,75[Nb] + 1,5[Mo] + 1,5[Ti] + 0,75[W]$$

$$Ni_{\text{ЭКВ}} (\%) = [Ni] + 30[C] + 25[N] + [Co] + 0,5[Mn] + 0,3[Cu]$$



Структурная диаграмма сталей
(диаграмма Шеффлера)

1 – 03X23БЮ

2 – 10X13M2БФР

3 – 02X17H13M3

4 – 07X17H12M2

СТРУКТУРА СТАЛИ

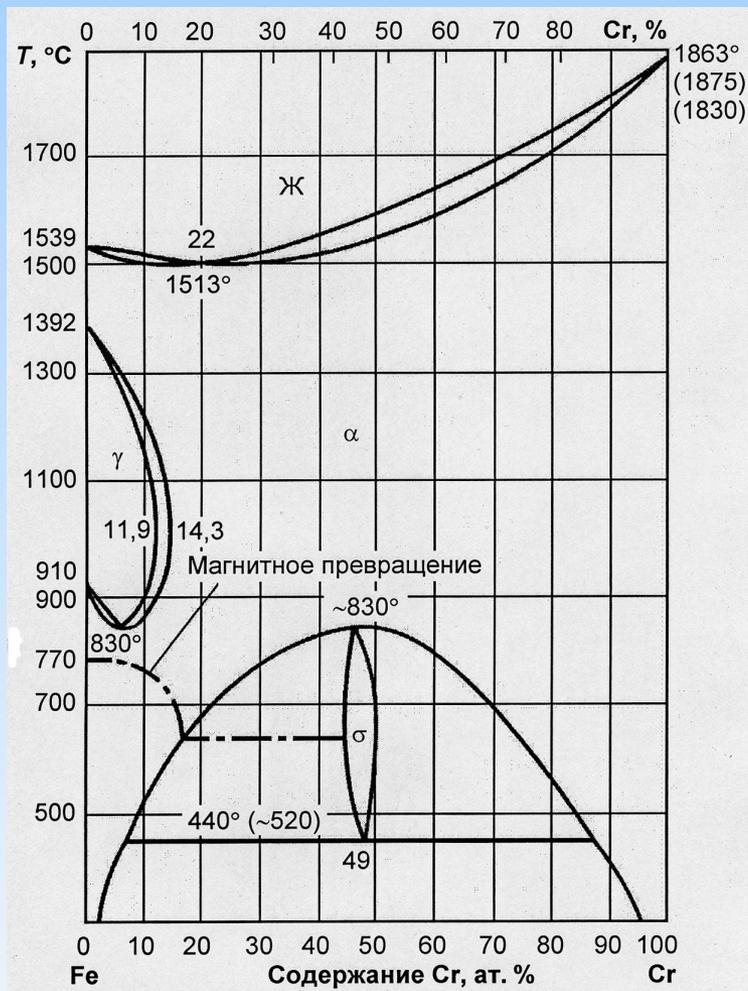
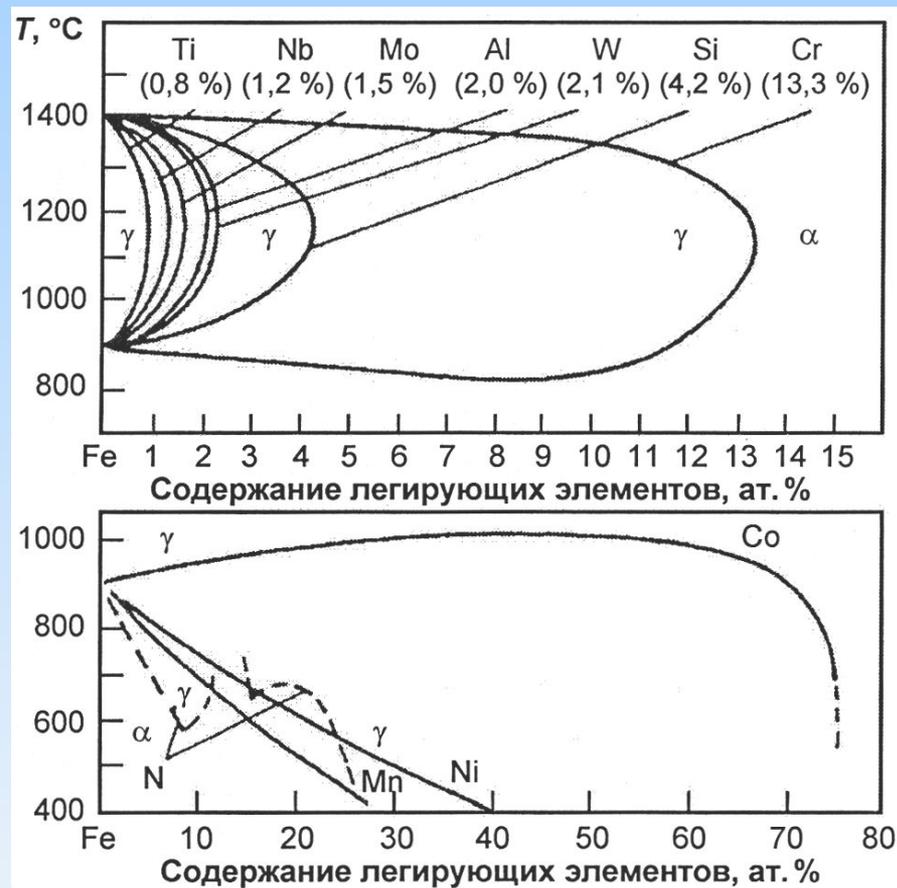


Диаграмма состояния
системы
Fe-Cr



Влияние легирующих элементов на
размеры γ - и α -областей в сплавах
железа

Отжиг I рода:
последствий

ОСНОВНЫЕ ВИДЫ ТЕРМООБРАБОТКИ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ К СТАЛЯМ И СПЛАВАМ

а) Гомогенизационный (диффузионный), 1100–1200 °С 10–24 ч (устранение
дефектов ликвации)

б) Рекристаллизационный, 650–700 °С, 0,5–1 ч (рекристаллизация деформированного
металла)

напряжений)

Отжиг II рода: а) Полный, нагрев выше температуры A_{c3} на 20–50 °С, выдержка + медленное
охлаждение

(для сортового проката)

б) Неполный, нагрев выше A_{c1} , но ниже A_{c3} (для смягчения перед обработкой

резанием)

в) Высокий отпуск, нагрев до 650–680 °С (несколько ниже $A_{c1} = 727$ °С)
(распад остаточного мартенсита, коагуляция карбидов)

Нормализация: Нагрев выше A_{c3} или выше A_{cm} на 30–50 °С, выдержка + охлаждение на воздухе
(воздушная закалка, средне- и высоколегированных сталях образуется мартенсит)

Патентирование: Нагрев до 870–920 °С (на 150–200 °С выше A_{c3}) + свинцовая или соляная ванна
 $T = 450 \div 550$ °С + охлаждение (для получения высокопрочной проволоки из

углеродистой

стали)

Закалка: а) Без полиморфного превращения, нагрев выше A_{c3} на 30–50 °С (доэвтектоидные стали),
выдержка + ускоренное охлаждение с $v > v_{кр}$ (формирование неравновесной структуры)

б) С полиморфным превращением (мартенситное превращение высокотемпературной

фазы)

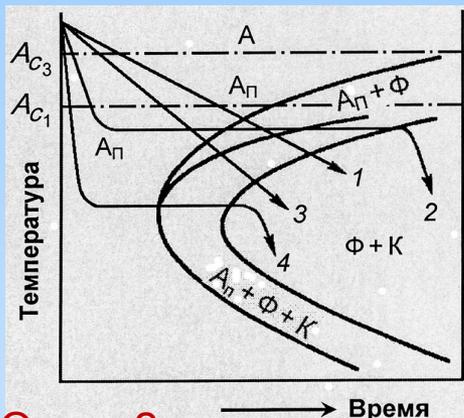
Старение: В зависимости от состава стали $T = 550 \div 850$ °С (распад пересыщенного твердого
раствора

с образованием новой фазы)

Отпуск: а) Низкий отпуск, 120–150 °С (распад и/или возврат и рекристаллизация мартенсита)

б) Средний отпуск, 350–450 °С (для сочетания высокой прочности, упругости с достаточной
вязкостью)

ОСНОВНЫЕ ВИДЫ ТЕРМООБРАБОТКИ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ К СТАЛЯМ И СПЛАВАМ



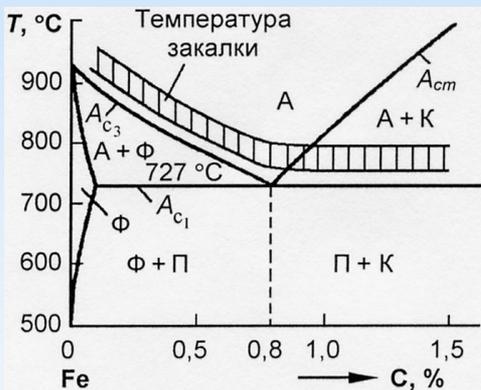
Отжиг 2-го рода доэвтектоидной

стали:

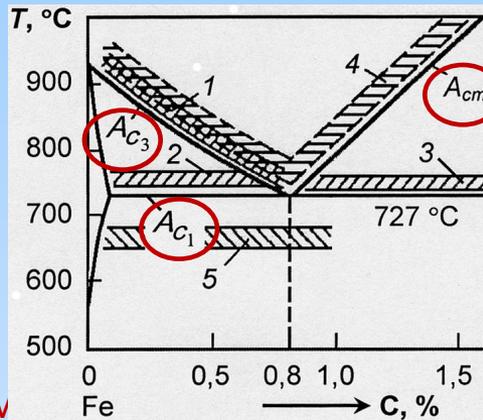
1 – полный; 2 – изотермический;

3 – нормализация; 4 –

патентирование



Температура нагрева сталей для закалки



Температура нагрева сталей для закалки 2-го рода:

1 – полный; 2 – неполный;

3 – сфероидизирующий; 4 –

нормализация;

5 – высокий отпуск

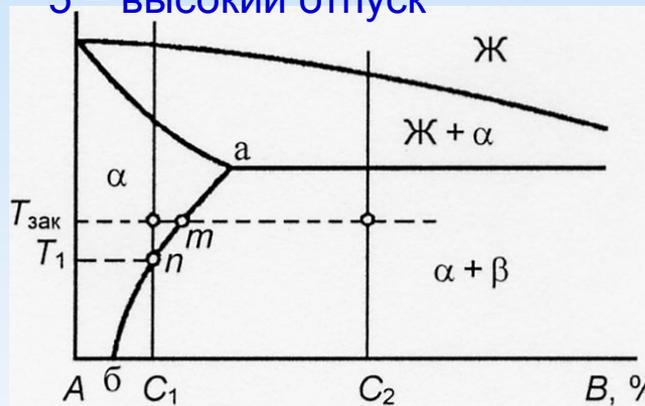


Схема закалки без полиморфного превращения

СТАРЕНИЕ

Старение – один из основных способов повышения прочности и жаропрочности дисперсионно-упрочняемых сплавов.

При старении различают *непрерывный* и *прерывистый распад*.

При *непрерывном распаде* образуются и растут отдельные выделения избыточной фазы, размер r которых возрастает со временем старения t по закону

$$r = (Dt)^n,$$

где D – коэффициент объемной диффузии компонента, которым обогащено выделение; n лежит в пределах от $1/3$ до $1/2$.

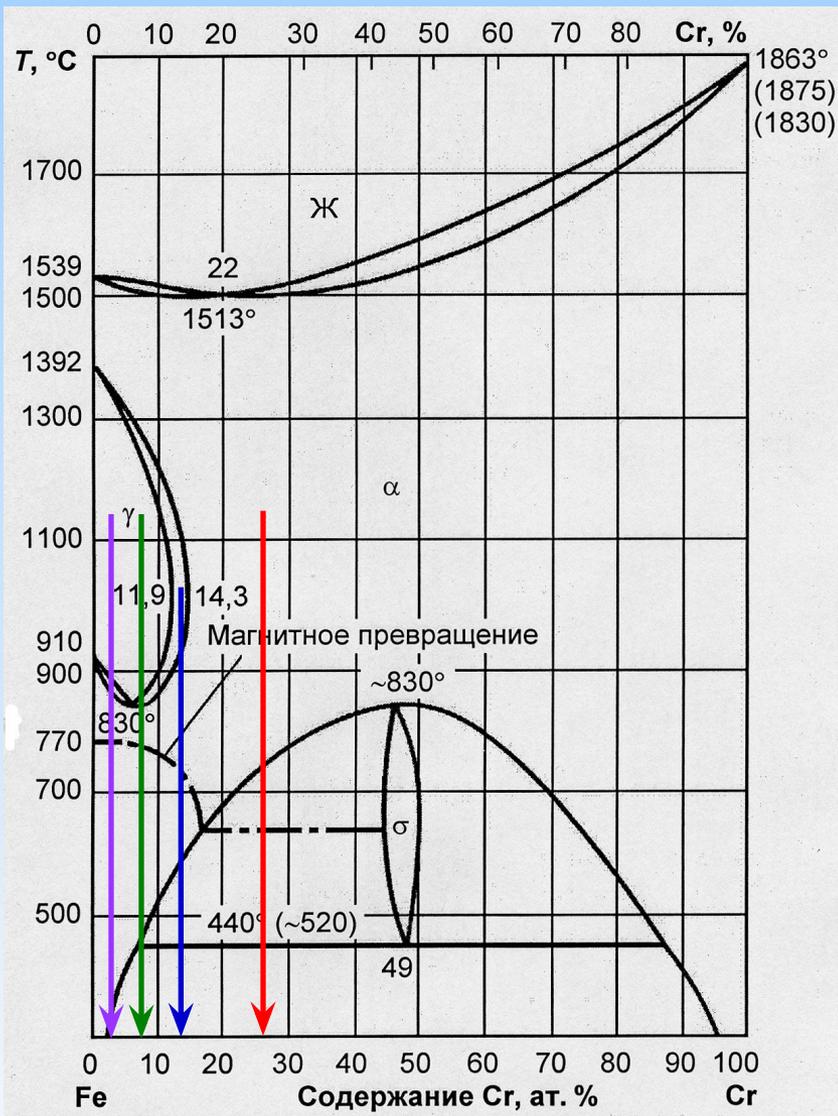
{характерная особенность – *непрерывное по всему объему исходных зерен уменьшение концентрации легирующего элемента*.

При *прерывистом распаде* в зернах исходного пересыщенного раствора α_n зарождаются и растут *ячейки (колонии)* двухфазной смеси $\alpha_1 + \beta$, имеющие перлитоподобное строение. У α_1 -фазы внутри ячеек – та же решетка, что и у исходной фазы α_n , но состав ее является равновесным при данной температуре. Рассматриваемое превращение можно записать в виде:

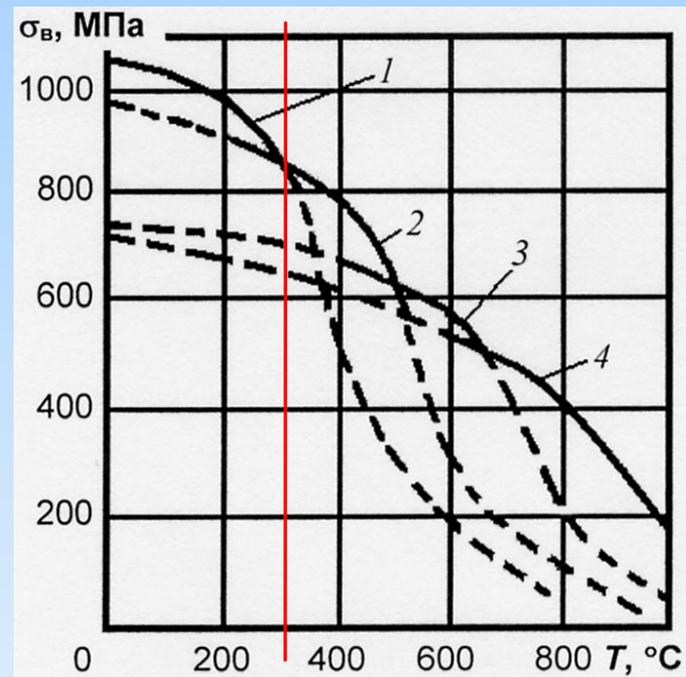


Средний состав в двухфазной смеси $\alpha_1 + \beta$ внутри ячейки такой же, как состав исходного раствора α_n . Характерная особенность – на границе ячейки и исходного раствора в узкой зоне происходит *резкий скачок концентрации* – от исходной в растворе α_n до концентрации раствора α_1 внутри ячейки. Поэтому распад называют *прерывистым*.

ПЕРЛИТНЫЕ СТАЛИ



↓ Перлитные стали



- 1 – простые конструкционные стали (углеродистые улучшаемые, слаболегированные Cr-Ni-стали);
- 2 – сравнительно слаболегированные стали перлитного и ферритного классов (теплоустойчивые стали);
- 3 – аустенитные жаропрочные стали;
- 4 – высоколегированные жаропрочные стали со специальным упрочнением и никелевые сплавы.

ПЕРЛИТНЫЕ СТАЛИ

Марка стали	Химический состав, %						Аналоги в других странах**
	C	Cr	Ni	Mo	V	Другие*	
22К	0,19–0,26	≤0,4	≤0,3	–	–	–	A212B, A533C, A1
15М	0,10–0,18	–	–	0,4–0,7	–	–	A302, A4302B
12ХМ	0,9–0,15	0,4–0,6	≤0,25	0,4–0,6	–	–	–
15ХМ	0,11–0,18	0,8–1,1	≤0,25	0,4–0,55	–	–	–
12Х1МФ	0,08–0,15	0,9–1,2	≤0,25	0,25–0,35	0,15–0,30	–	–
12Х2МФБ	0,08–0,12	2,1–2,6	≤0,25	0,5–0,7	0,2–0,35	0,5–0,8Nb	–
<u>15Х2МФА</u>	0,11–0,21	2,0–3,0	≤0,4	0,6–0,8	0,25–0,35	–	A542
15Х2В2ФА	0,18	2,4	–	–	0,24	1,3W	–
<u>25Х3МФА</u>	0,22–0,27	2,5–3,3	≤0,4	0,6–0,8	0,25–0,35	–	–
10ХСНД	<0,12	0,6–0,9	0,5–0,8	–	–	–	–
15ГНМ	0,13–0,18	–	1,0–1,3	0,4–0,55	–	–	A302C, A302D, A533B
10ХН1М	0,08–0,12	0,7–1,0	1,1–1,4	0,4–0,6	–	–	A502-2
10ХН2МА	0,08–0,12	0,6–0,9	1,4–1,8	0,4–0,6	–	–	–
10Н3МФА	0,08–0,12	≤0,3	2,8–3,7	0,4–0,6	0,03–0,08	–	–
10ГН2МФА	0,08–0,12	≤0,3	1,7–2,7	0,4–0,7	0,03–0,07	–	–
<u>15Х2НМФА</u>	0,13–0,18	1,8–2,3	1,0–1,5	0,5–0,7	0,10–0,12	–	–
<u>15Х2НМФАА</u>	0,13–0,18	1,8–2,3	1,0–1,5	0,5–0,7	0,10–0,12	–	–
15Х3НМФА	0,12–0,16	2,2–2,7	0,8–1,3	0,5–0,8	0,08–0,15	–	–
15Х3НМФАА	0,12–0,16	2,2–2,7	0,8–1,3	0,5–0,8	0,08–0,15	–	–

Хром повышает сопротивление окислению (коррозии); улучшает прокаливаемость; обеспечивает высокий отпуск ($T > 650$ °С) сварных швов и высокие механические свойства в зоне термического влияния сварных соединений.

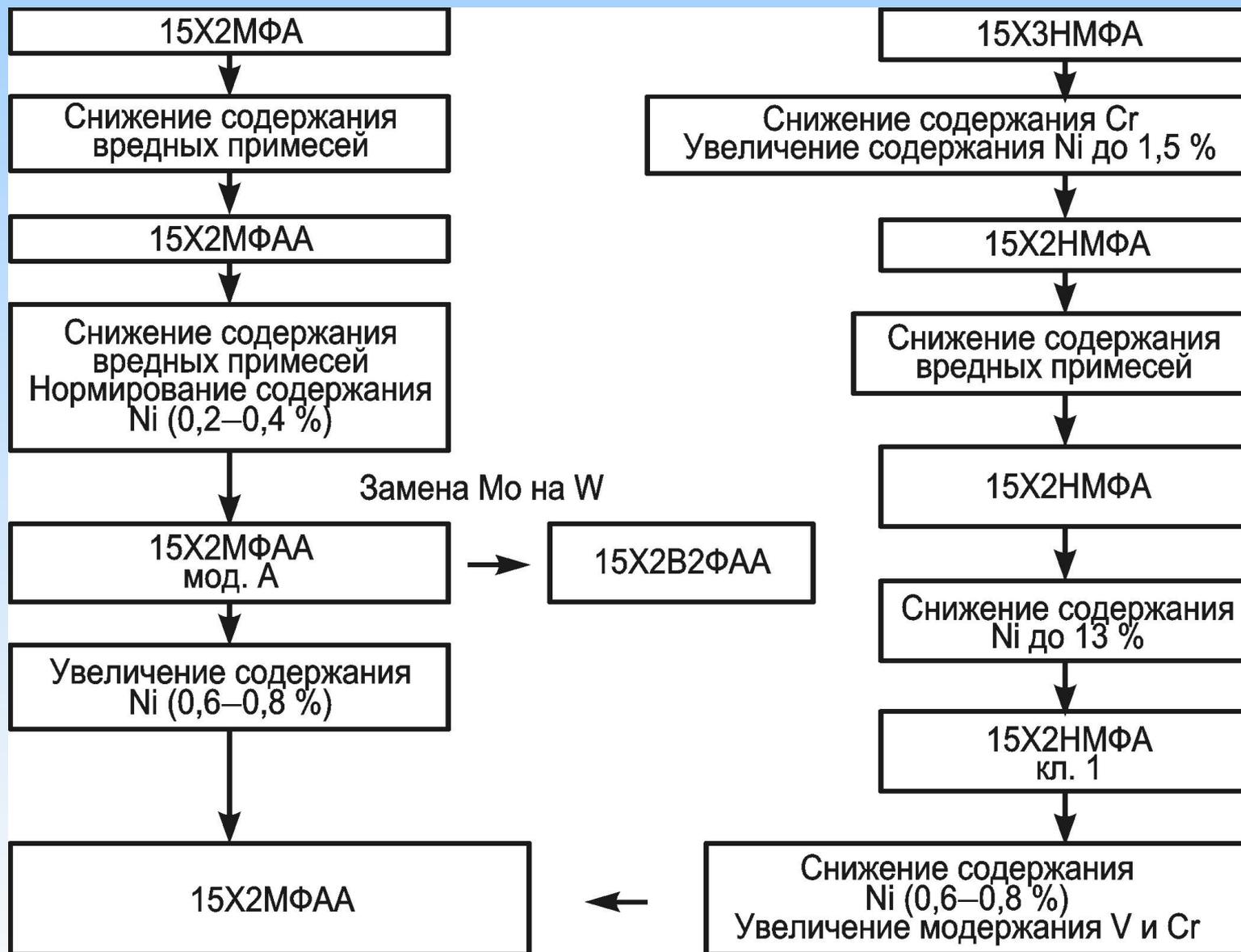
Никель улучшает прокаливаемость; повышает прочность вследствие упрочнения ферритной составляющей перлитной структуры; несколько снижает $T_{\text{хр}}$.

Молибден является одним из упрочнителей ферритной фазы.

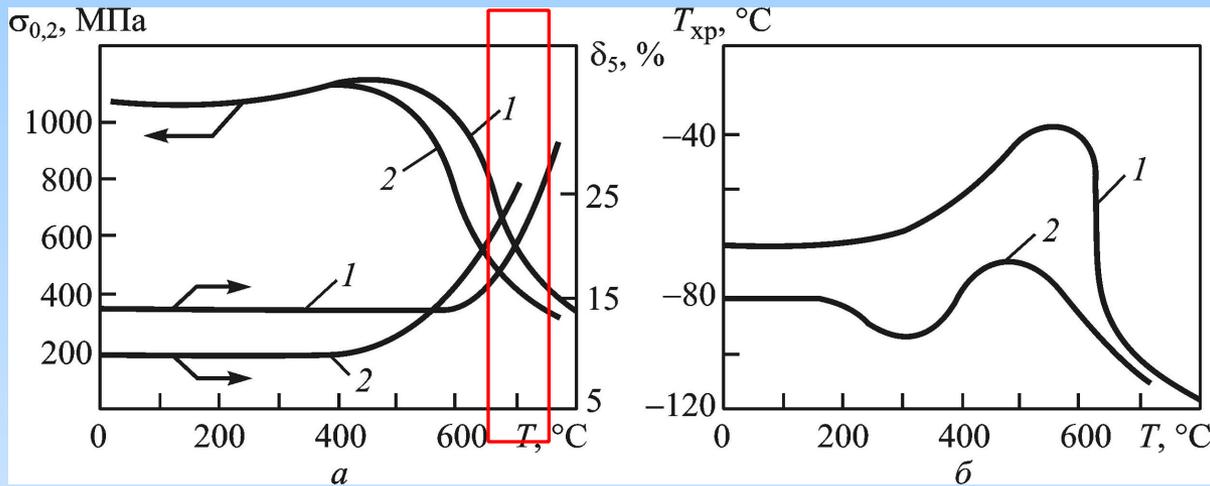
Ванадий обеспечивает упрочнение стали за счет образования карбидов. Совместно с Cr, Ni и Mo, ванадий способствует образованию *волокнистого перлита*, что также повышает прочность стали

(допустимое отношение
 $V : C < 3 \div 4$)

ЭВОЛЮЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ

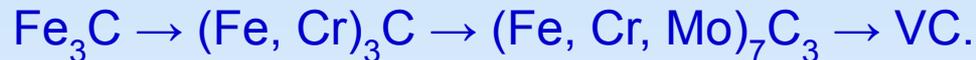


ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ



Влияние температуры отпуска на механические свойства (а) и температуру хрупко-вязкого перехода (б) закаленных сталей 15X2MФА (1) и 15X2NMФА (2)

В перлитной стали 15X2MФА присутствует ряда карбидов, эффективность действия которых возрастает в последовательности:



Перлитные стали типа 15X2MФА подвержены *отпускной хрупкости*, которая проявляется в виде максимума на кривой зависимости $T_{хр}$ от $T_{отп}$.

Оптимальное сочетание прочностных свойств с *пластичностью*, *ударной вязкостью* при *относительно низкой* $T_{хр}$ обеспечивает лишь **высокий отпуск** при **650–750 °C**

ПРИМЕНЕНИЕ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ В АТОМНОЙ ТЕХНИКЕ

Реактор	Оборудование первого контура		Условия эксплуатации		Сталь
	Тип	Габариты, мм	p , МПа	T , °С	
ВВЭР-440	Корпус реактора	3840/140	12,2	265–295	15Х2МФА
	Парогенератор	3260/120	5,7	273	22К
	Главный циркуляционный трубопровод	560/32	12,2	265–295	08Х18Н10Т
ВВЭР-1000	Корпус реактора	4535/190	15,7	290–320	15Х2НМФА
	Парогенератор	4290/145	6,3	279	10ГН2МФА
	Главный циркуляционный трубопровод	290/55	15,7	290–320	10ГН2МФА
	Паропровод	630/25	6,4	287	16ГС
	Трубопровод питательной воды	159/6	5,7	180	08Х18Н10Т
РБМК-1000	Сепаратор	2300/105	7,6	260–275	22К + сплав ЭИ898
	Напорный коллектор	1040/70	8,5	260–275	22К + сплав ЭИ898
	Высасывающий коллектор	1020/70	7,6	260–275	22К + сплав ЭИ898
	Трубопровод Ду800	828/38	8,5	260–275	22К + сплав ЭИ898
	Опускной трубопровод	325/16	7,6	270–290	08Х18Н10Т
	Трубопровод питательной воды	426/24	5,7	177–190	Ст20

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПЕРЛИТНЫХ РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ С ВОДОРОДОМ

Источники водорода в реакторах: радиолиз воды; окисление циркония; добавки водорода в теплоноситель; разложение аммиака и гидразин нитрата, используемых на отечественных АЭС для обеспечения необходимого качества теплоносителя; диссоциация водорода, содержащегося в металле в молекулярном виде или в виде метана (CH_4); ядерные реакции типа (n, p); коррозия корпуса и других материалов первого контура по реакции $3\text{Fe} + 4\text{H}_2\text{O} = \text{Fe}_3\text{O}_4 + 4\text{H}_2$.

Накопление водорода в образцах при облучении

Флюенс быстрых нейтронов, м^{-2}	$T_{\text{обл}}$, °С	Средняя концентрация водорода, <i>ppm</i>
Необлученная сталь	—	0–0,2
$7 \cdot 10^{22}$	300	0,9
$2 \cdot 10^{24}$	225	1,7
$4 \cdot 10^{24}$	225	2,1

Радиационно-водородное охрупчивание перлитных сталей наблюдается при $T_{\text{обл}} < 200$ °С и при концентрациях водорода более 4,5 ppm. Рабочие температуры корпусных сталей реакторов ВВЭР и др. лежат в интервале 250–340 °С. При этих температурах водород в основном выделяется из стали

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

Условия безопасной эксплуатации корпусов: в условиях нормальной эксплуатации и при проверке (гидроопрессовке) корпус должен находиться при температуре выше температуры хрупко-вязкого перехода ($T_{\text{хр}}$) и во всех условиях, включая аварийные, должно выполняться условие

$$K_I < k \cdot K_{IC},$$

где K_I – коэффициент интенсивности напряжения, k – коэффициент запаса и K_{IC} – критический коэффициент интенсивности напряжения (вязкость разрушения).

Температуру хрупко-вязкого перехода принято определять по соотношению $T_{\text{хр}} = T_{\text{хр}}^0 + \Delta T_{\text{ст}} + \Delta T_{\text{ф}} + \Delta T_{\text{м}}$, где $T_{\text{хр}}^0$ – температура хрупко-вязкого перехода необлученного материала, $\Delta T_{\text{ст}}$ – ожидаемое изменение $T_{\text{хр}}$ от старения стали при рабочей температуре, $\Delta T_{\text{ф}}$ – сдвиг $T_{\text{хр}}$ под действием реакторного облучения, $\Delta T_{\text{м}}$ – так называемый температурный запас вязкости, принимаемый обычно равным 30°C.

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

Применительно к корпусам ВВЭР, выполненных из перлитной стали, проектный ресурс по флюенсу быстрых нейтронов ($E > 0,1$ МэВ):

$\sim 3 \cdot 10^{24} \text{ м}^{-2}$ (ВВЭР-440),

$\sim 5 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ (ВВЭР-1000).

Температура облучения в рабочем режиме оценивается $T_{\text{обл}} < 300$ °С;

Плотность потока нейтронов:

$\sim 3 \cdot 10^{15}$ нейтр./($\text{м}^2 \cdot \text{с}$) (ВВЭР-440),

$\sim 7 \cdot 10^{14}$ нейтр./($\text{м}^2 \cdot \text{с}$) (ВВЭР-1000).

Нейтронное облучение, увеличивая прочностные характеристики, резко уменьшает различие между $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$.

С этим фактом непосредственно связано и малое равномерное удлинение $\delta_{\text{р}}$ облученной стали. Можно полагать, что уменьшение $\delta_{\text{р}}$ вносит основной вклад в снижение полного удлинения (δ_{5}), поскольку относительное сужение (ψ) изменяется слабо. Истинное сопротивление разрыву ($S_{\text{к}}$), также как и ψ , отражающее свойство материала на стадии разрушения, менее чувствительно к облучению по сравнению с другими характеристиками прочности.

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

Уменьшение δ_p и сближение значений σ_B и $\sigma_{0,2}$ рассматриваются как свидетельство пониженного деформационного упрочнения. При $T_{\text{обл}} > 250$ °С радиационное повреждение не оказывает заметного влияния на способность перлитных сталей к деформационному упрочнению, хотя значения прочностных характеристик заметно выше:

Механические свойства стали 15Х2МФА после облучения нейтронами до флюенса $\Phi_n = 10^{24}$ м⁻² ($T_{\text{исп}} = 20$ °С)

Способ обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_B - \sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ_p , %	δ_5 , %	ψ , %	S_{K^2} , МПа
Эталон (закалка + + высокий отпуск)	690	520	170	0,75	8,0	21	78	150
Облучение при $T \approx 150$ °С	880	860	20	0,98	0,7	11	69	155
Облучение при $T \approx 260 \div 280$ °С	910	760	150	0,83	7,0	17	—	—

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

Изменение предела текучести происходит обычно по степенному закону от флюенса:

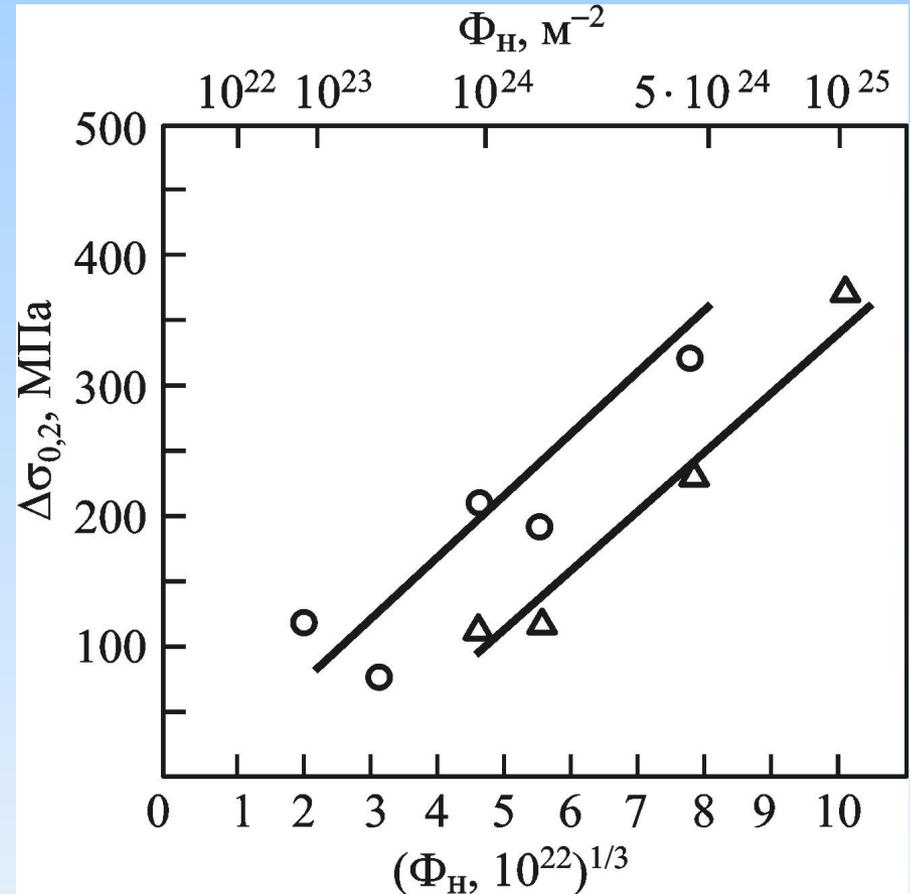
$$\Delta\sigma_{0,2} = B_{\Phi}(\Phi_{\text{H}})^n,$$

где B_{Φ} – постоянный коэффициент, зависящий от температуры;

Φ_{H} – флюенс нейтронов с $E > 0,5$ МэВ (измеряемый обычно в единицах 10^{22} м^{-2}), n – постоянный коэффициент, имеющий значение от $1/2$ до $1/3$. Чаще всего

экспериментальные результаты описываются функцией

$$\Phi_{\text{H}}^{1/3}$$



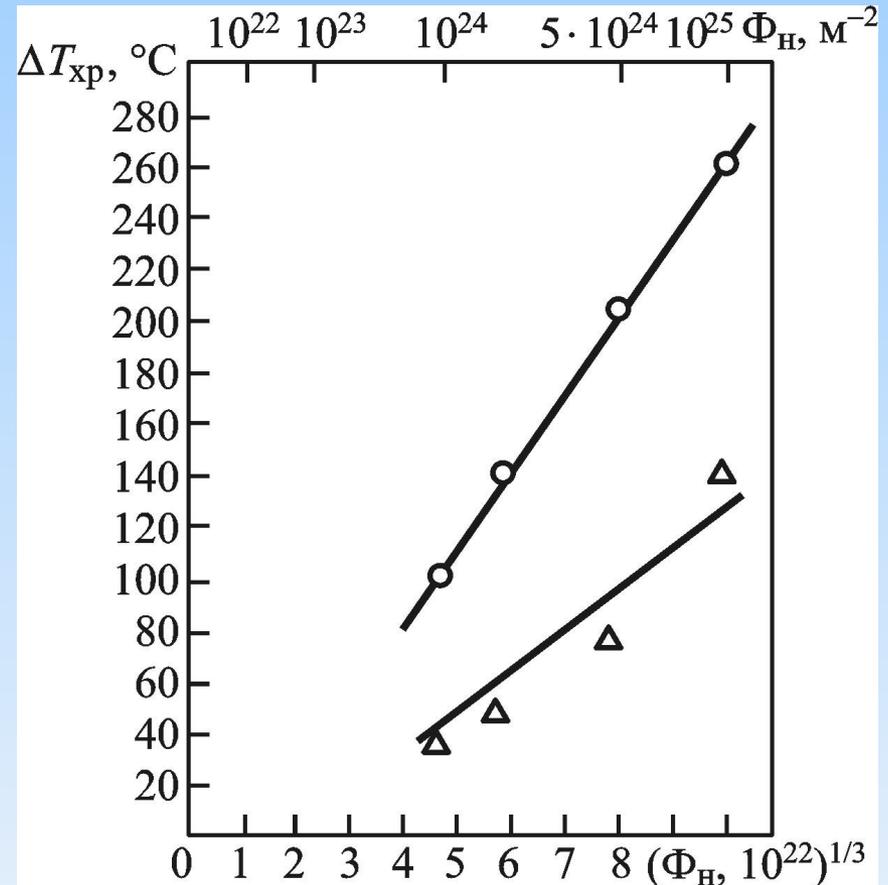
Зависимость радиационного упрочнения стали 15X2MФА (Δ) и металла сварного шва (\square) от флюенса нейтронов при $T_{\text{обл}} = 270$ °С

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

Существует линейная корреляции между изменением предела текучести и сдвигом температуры хрупко-вязкого перехода, т. е.

$$\Delta T_{\text{хр}} \sim \Delta \sigma_{0,2} = B_{\phi} (\Phi_{\text{н}})^n.$$

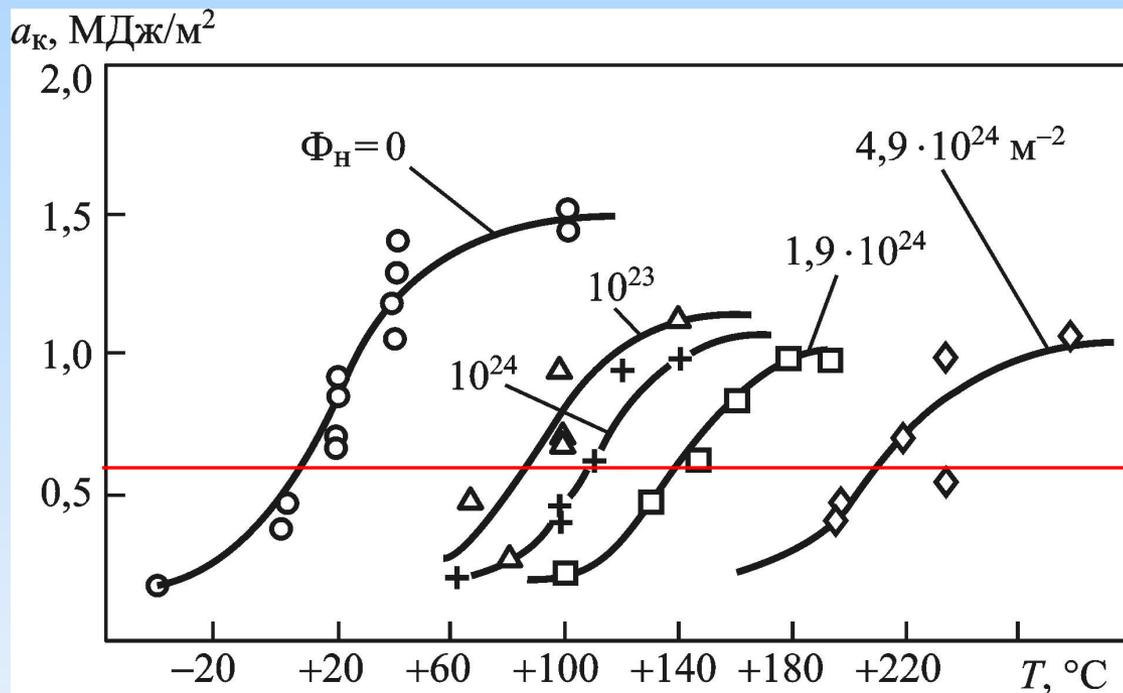
Отсюда: $\Delta T_{\text{хр}} = A_{\phi} (\Phi_{\text{н}})^{1/3}$,
где A_{ϕ} – постоянный коэффициент, зависящий от температуры облучения, структуры и состава стали, называют **коэффициентом радиационного охрупчивания** (флюенс выражают в единицах 10^{22} м^{-2}).



Зависимость сдвига критической температуры хрупко-вязкого перехода стали 15X2МФА (Δ) и металла сварного шва (□) от флюенса нейтронов при $T_{\text{обл}} = 270 \text{ °C}$

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

Сдвиг температуры хрупко-вязкого перехода определяют по кривым ударной вязкости, при этом в качестве *критерия перехода* от вязкого в хрупкое состояние принимают значение ударной вязкости **0,6 МДж/м²**.



Температурная зависимость ударной вязкости для необлученного (\square) и облученного ($T_{\text{обл}} = 270$ °C) до разных флюенсов металла сварного шва стали 15X2МФА

Видно: облучение приводит к сдвигу кривых в область более высокой температуры, при этом уровень ударной вязкости в области вязкого разрушения («полка», «шельф») понижается.

Определяемый таким способом сдвиг принимается равным сдвигу кривой $K_{IC}(T)$.

ВЛИЯНИЕ СФС И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ

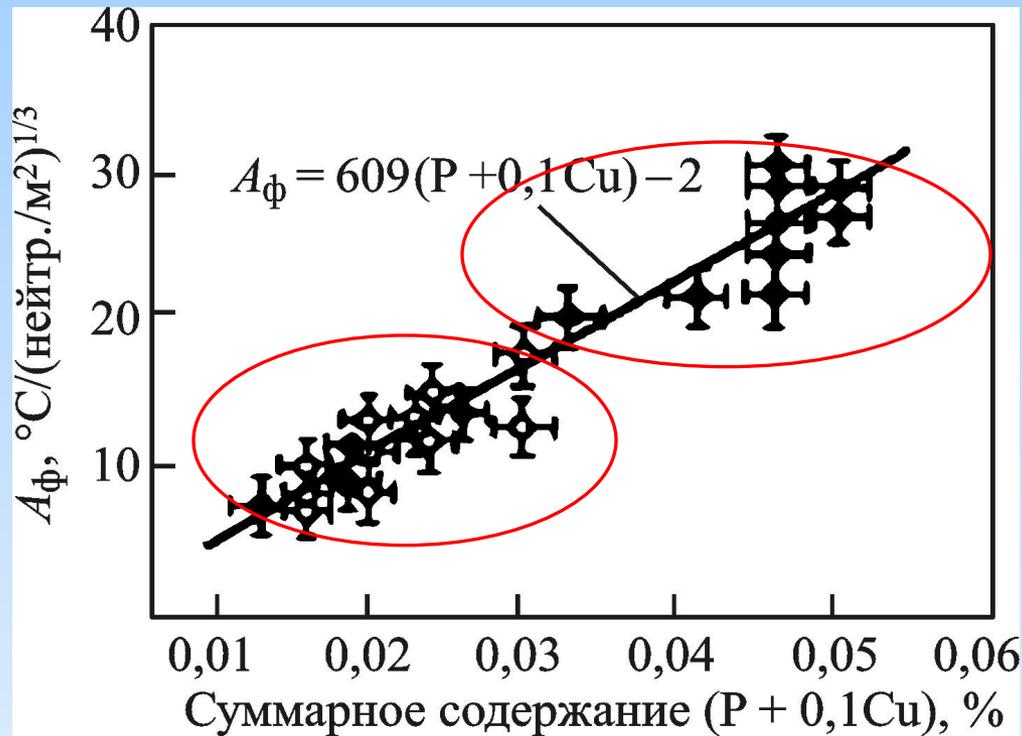
Упрочнение сталей ферритно-перлитного класса под облучением, а следовательно, и *сдвиг* $T_{\text{хр}}$ сильно зависят от **количества свободного феррита**. Чем больше свободного феррита, т. е. чем ниже содержание **углерода**, тем *больше упрочнение и сдвиг* $T_{\text{хр}}$.

Марганец и **никель**, способствующие стабилизации вакансионных скоплений, вызывают увеличение радиационного упрочнения и охрупчивания сталей. *Особенно существенно влияние никеля*, который добавляется в сталь для улучшения ее технологических свойств.

Сталь 15X2**Н**МФАА, отличающаяся от стали 15X2МФАА содержанием $\sim 1,5\%$ Ni, имеет $A_{\phi} = 23$ против $A_{\phi} = 12$ для стали 15X2МФАА.

Наиболее сильно на радиационное охрупчивание оказывают влияние **фосфор** и **медь**.

ВЛИЯНИЕ СФС И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ



Зависимость коэффициента радиационного охрупчивания A_{ϕ} от содержания в основном металле (\square) стали 15X2МФА и металле его сварного шва (\cdot) **фосфора** и **меди**
 $T_{\text{обл}} = 270 \text{ }^{\circ}\text{C}$

A_{ϕ} меняется линейно, возрастая в 4 раза, при изменении небольших количеств примесей, которые для условий без облучения не имеют **существенного значения**.

Влияние этих примесей связано с процессами *сегрегации примесных атомов*, стимулированных облучением.

Для обеспечения необходимой радиационной стойкости содержание Cu и P строго регламентировано как для основного металла, так и для сварочных металлов и составляет:

< 0,1 % Cu и < 0,012 % P.

ВЛИЯНИЕ СФС И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ

Для *количественного* выражения влияния вредных примесей на коэффициент радиационного охрупчивания ферритно-перлитных сталей предложены формулы, *используемые при оценке ресурса материала корпусов реакторов*. Для стали 15Х2МФА коэффициент A_{ϕ} может быть выражен следующими формулами:

$$A_{\phi} = [1310(P + 0,1Cu) - 21] \text{ при } T = 250 \text{ }^{\circ}\text{C};$$

$$A_{\phi} = [609(P + 0,1Cu) - 2] \text{ при } T = 270 \text{ }^{\circ}\text{C}.$$

Для сталей, содержащих Ni, например для американской стали А533, используют уравнение, содержащее так называемый **химический фактор-функцию**, зависящую от содержания **меди** и **никеля**:

$$C_{\phi} = 624Cu - 33/\sqrt{CuNi} + 251Ni.$$

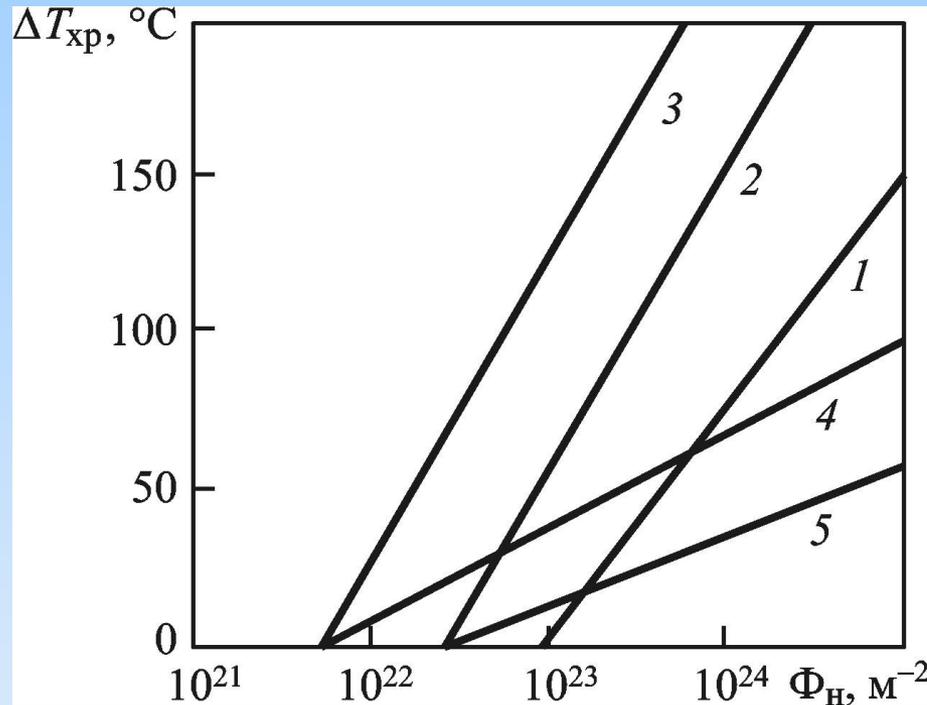
С учетом этого фактора:

$$\Delta T_{\text{хр}} = C_{\phi} \Phi_{\text{н}}^{(0,28 - \lg \Phi_{\text{н}})},$$

где $\Phi_{\text{н}}$ – флюенс в единицах 10^{19} см^{-2} ($E > 1 \text{ МэВ}$).

Наличие члена, в который входит произведение концентраций **никеля** и **меди**, что указывает на **синергизм** влияния Ni и Cu, взаимно усиливающих действие друг друга.

ВЛИЯНИЕ СФС И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ



Влияние флюенса на сдвиг $T_{хр}$ американской стали А533В ($\leq 0,25$ % С; $\sim 0,5$ % Мо; $\sim 0,5$ % Ni; $\sim 1,3$ % Mn) (1–3), отечественных сталей 15Х2МФА (4)

и 15Х2НМФАА (5) с **различным содержанием меди и фосфора:**

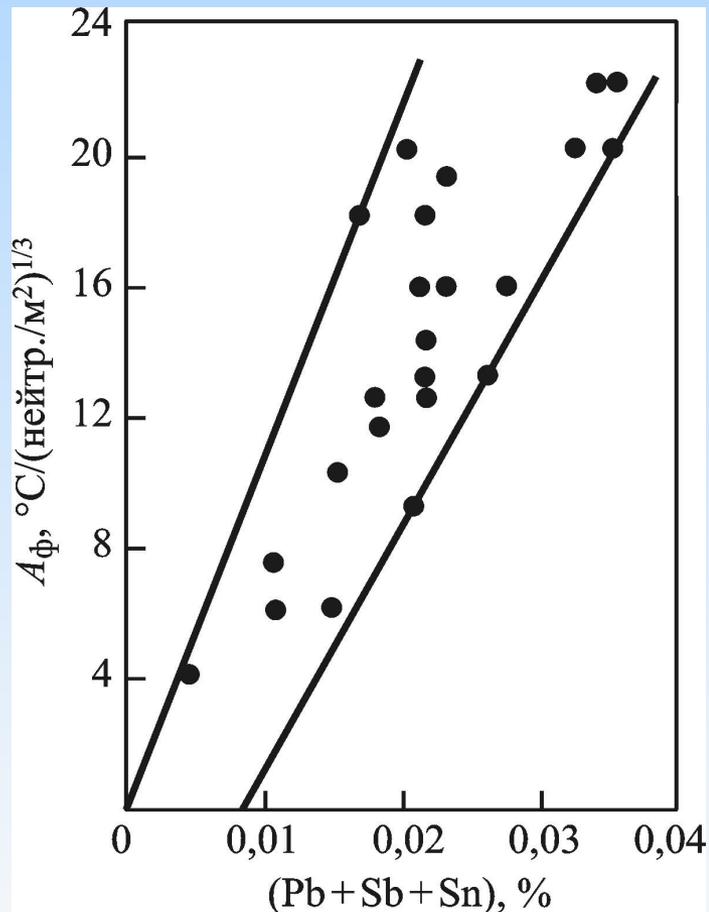
1 – $T_{обл} = 288$ °С, низкое содержание Си; 2 – $T_{обл} = 232 \div 288$ °С, промежуточное содержание Си; 3 – $T_{обл} < 232$ °С, повышенное содержание Си;

4 – $T_{обл} = 270 \div 320$ °С, Си $\leq 0,17$ %, Р $\leq 0,012$ %;

5 – $T_{обл} = 270 \div 320$ °С, Си $\leq 0,10$ %, Р $\leq 0,010$ %

ВЛИЯНИЕ СФС И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ

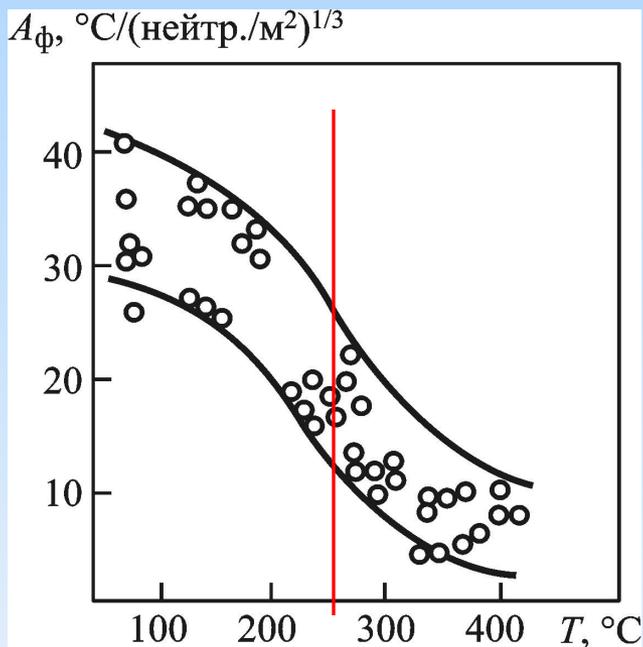
Помимо Cu и P вредное влияние оказывают и некоторые другие примеси, например As, Sb, Sn, **однако количественных выражений влияния других примесей пока не получено.**



Влияние суммы примесей (P + Sb + Sn) на коэффициент охрупчивания A_{ϕ} стали 15ХЗНМФА с 0,1–0,2 % Cu ($T_{\text{обл}} = 300 \div 350 \text{ } ^\circ\text{C}$)

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ОБЛУЧЕНИЯ НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ

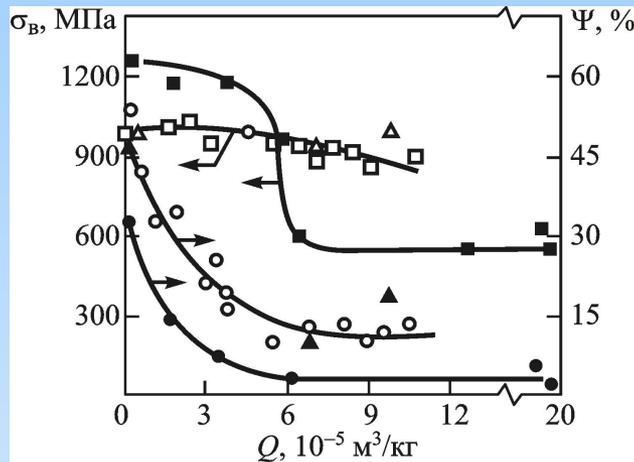
Кроме металлургических факторов, на охрупчивание сталей для корпусов реакторов оказывают влияния условия облучения: *температура среды и интенсивность нейтронного потока.*



Зависимость коэффициента радиационного охрупчивания стали 15Х2МФА от температуры облучения

Приблизительно до 250 °C температурная зависимость радиационного охрупчивания довольно слабая. Начиная с этой температуры наблюдается **резкое уменьшение охрупчивания**, что связано с отжигом радиационных дефектов, и при температуре около 500 °C облучение не вызывает заметных изменений в сталях.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ И ВОДОРОДА НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ



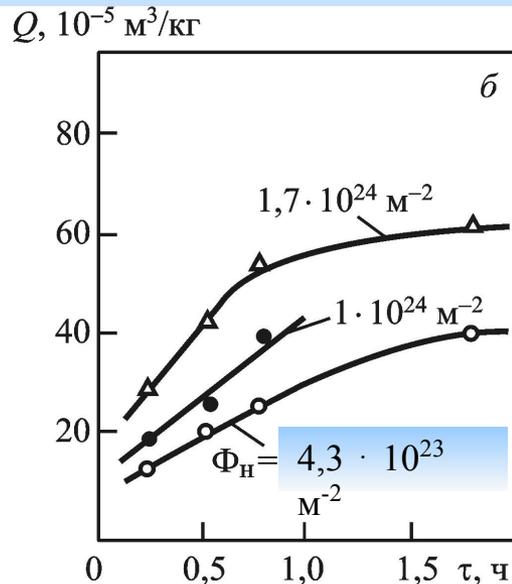
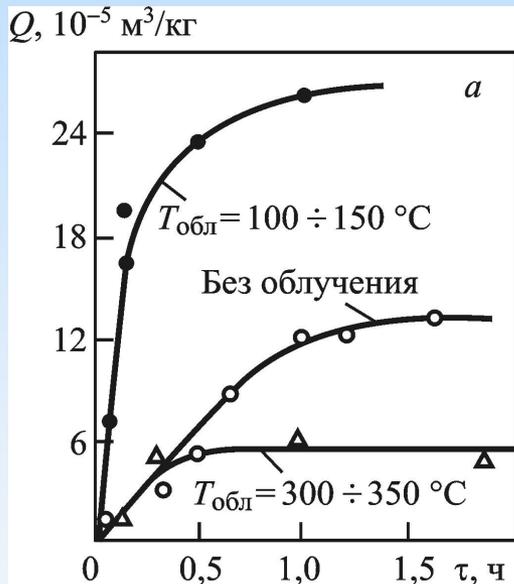
Влияние температуры облучения и содержания водорода на прочность (\square , \blacksquare , \triangle)

и пластичность (\square , \bullet , \blacktriangle) стали 15X2МФА:

\square , \square – без облучения;

\bullet , \blacksquare – $T_{\text{обл}} = 100 \div 150 \text{ }^\circ\text{C}$, $\Phi_{\text{H}} = 2,5 \cdot 10^{24} \text{ М}^{-2}$;

\triangle , \blacktriangle – $T_{\text{обл}} = 300 \div 350 \text{ }^\circ\text{C}$, $\Phi_{\text{H}} = 1,5 \cdot 10^{24} \text{ М}^{-2}$



Влияние температуры облучения (а) и флюенса нейтронов (б) на количество поглощаемого сталью 15X2МФАА водорода при различной длительности наводороживания:

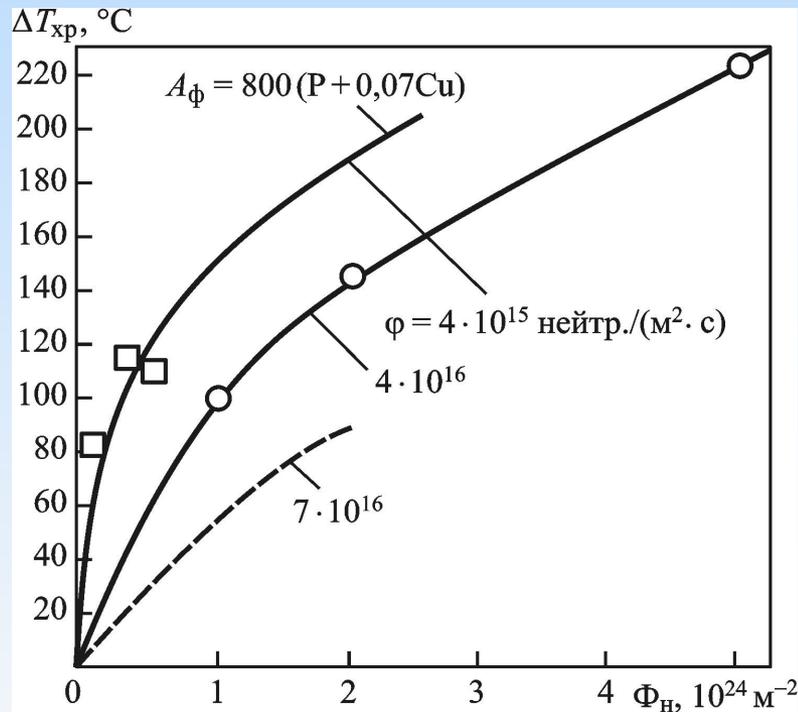
а – $\Phi_{\text{H}} = 8 \cdot 10^{24} \text{ М}^{-2}$;

б – $T_{\text{обл}} = 100 \div 180 \text{ }^\circ\text{C}$

Количество водорода, поглощаемого сталью, *зависит от температуры облучения и возрастает с увеличением флюенса нейтронов*

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ НЕЙТРОННОГО ПОТОКА НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ

Считали, что радиационное охрупчивание сталей не зависит от интенсивности облучения. В настоящее время достоверно известно, что облучение малыми потоками нейтронов, например, вблизи стенки корпуса 10^{14} – 10^{15} нейтр./($\text{м}^2 \cdot \text{с}$), вызывает **существенно большее радиационное охрупчивание** при одинаковых флюенсах, чем облучение большими потоками, характерными для исследовательских реакторов 10^{17} – 10^{18} нейтр./($\text{м}^2 \cdot \text{с}$).



Зависимость изменения температуры хрупко-вязкого перехода стали 15Х2МФА (0,028 % P; 0,18 % Cu) при $T_{\text{обл}} = 270$ °C от плотности потока нейтронов

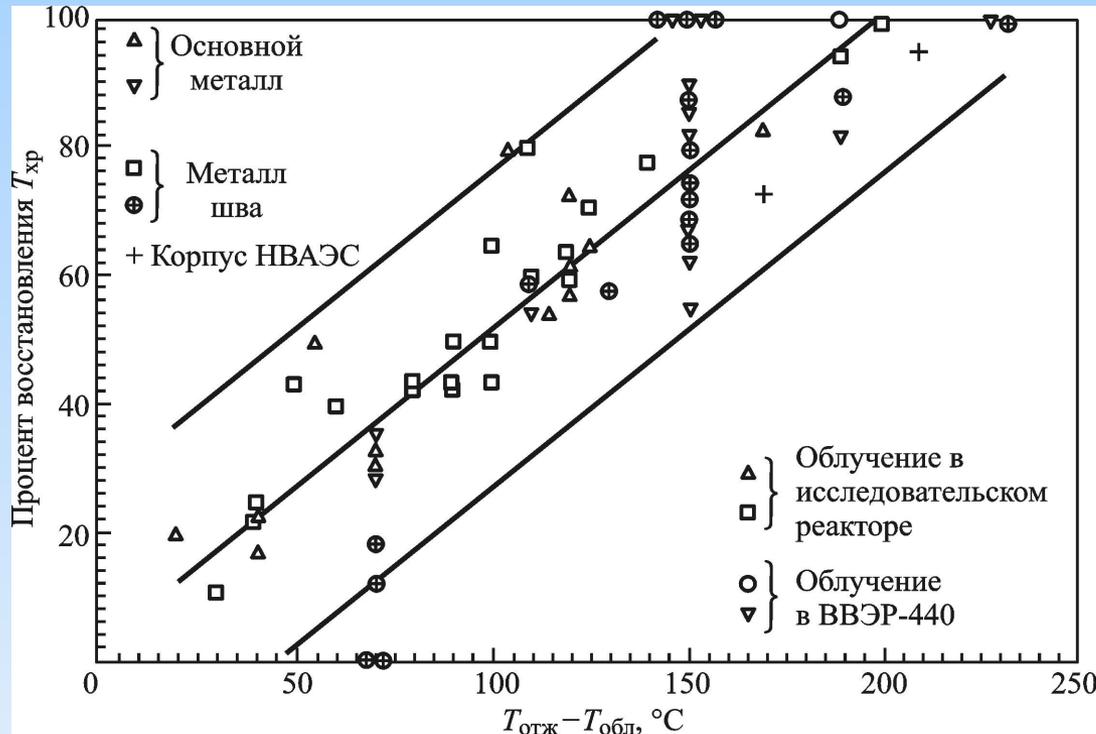
ВЛИЯНИЕ СФС, ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА, ВОДРОДА И УСЛОВИЙ ОБЛУЧЕНИЯ НА ОХРУПЧИВАНИЕ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ

Рассмотренные выше результаты действия облучения показывают, что в отсутствии длительного опыта работы атомных реакторов мы можем с течением времени встречаться с явлениями, *которые ранее не прогнозировали*. К числу таких не прогнозированных заранее явлений относятся описанные выше *эффекты примесей и интенсивности потока нейтронов*.

Для избежания катастрофических последствий таких проявлений, во всех странах организовано *наблюдение за состоянием материала корпусов с помощью образцов – свидетелей*, устанавливаемых вблизи корпуса и периодически извлекаемых в течение всего срока службы реактора.

Реализация такой программы позволяет вовремя принять меры либо для остановки реактора и вывода его из эксплуатации, либо для принятия мер к восстановлению свойств металла корпуса.

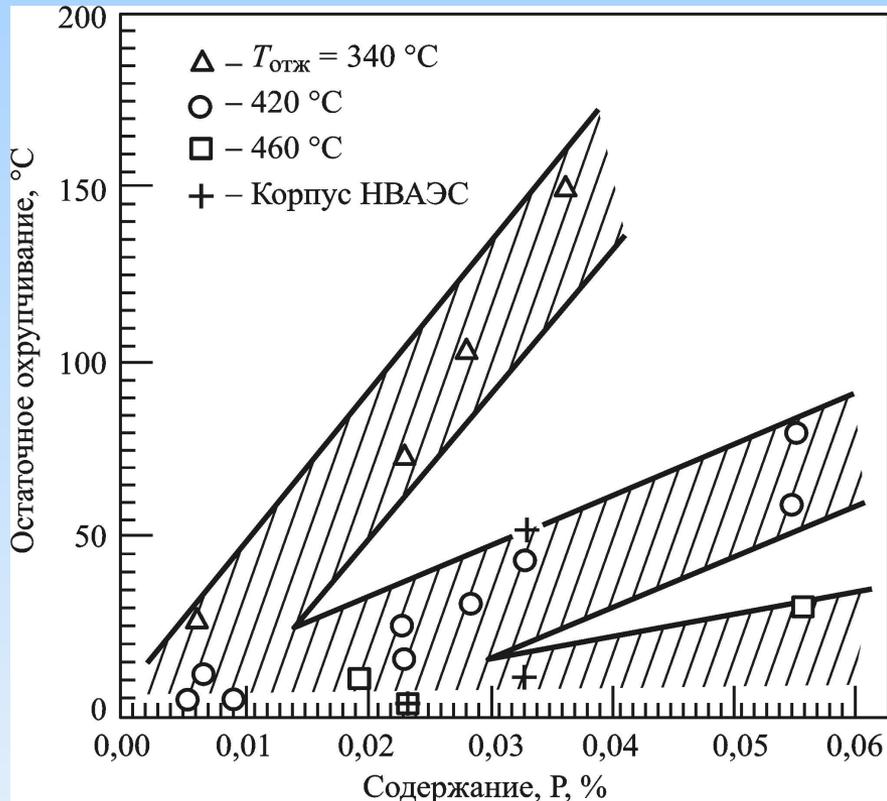
ВОССТАНОВЛЕНИЕ ИСХОДНЫХ СВОЙСТВ ОБЛУЧЕННЫХ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ



Зависимости степени восстановления температуры хрупко-вязкого перехода ($T_{хр}$) от разности температур отжига и облучения

Температура отжига должна быть выбрана оптимальной, чтобы в достаточной степени восстановить свойства, вместе с тем избежать отпускной хрупкости, вызываемой зернограничной сегрегацией вредных примесей при нагреве сталей в области $500\text{ }^\circ\text{C}$. Степень восстановления свойств тем выше, чем больше разница между температурами облучения и отжига $\Delta T = T_{отж} - T_{обл}$.

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ИСХОДНЫХ СВОЙСТВ ОБЛУЧЕННЫХ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ



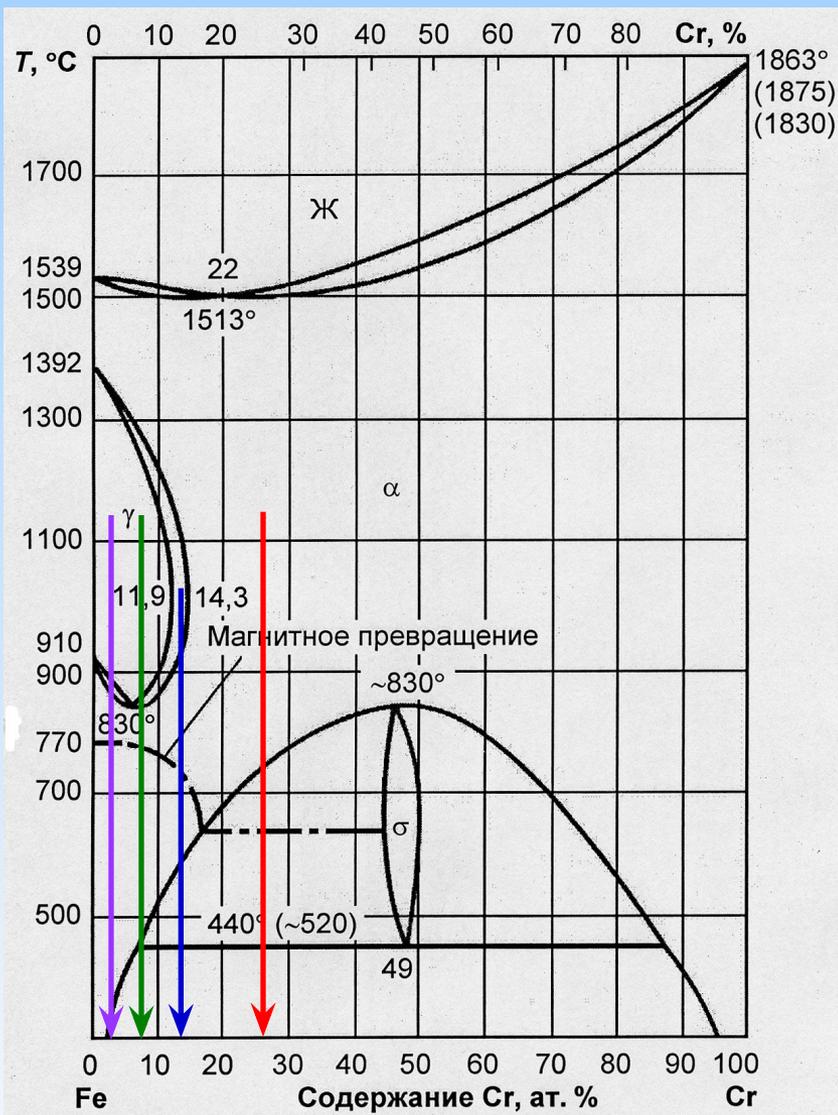
Зависимость остаточного охрупчивания корпусной стали от содержания фосфора в металле при различных температурах отжига

Степень восстановления свойств сталей при отжиге, как и охрупчивание, **зависит от содержания вредных примесей**; с увеличением содержания фосфора, например, при прочих равных условиях степень восстановления уменьшается, или, в другой терминологии, увеличивается остаточное охрупчивание после отжига.

Повышение «стойкости» радиационных дефектов обусловлено декорированием их атомами фосфора. Возможно, при облучении происходит стимулированное формирование очень мелких выделений, представляющих собой железо-фосфорные соединения.

Тормозящее отжиг действие вредных примесей может быть скомпенсировано повышением температуры.

ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ



↓ Перлитные стали

↓ Мартенсиновые стали

↓ Ферритно-мартенситные стали

↓ Ферритные стали

Хром увеличивает устойчивость аустенита по сравнению с низколегированными (до 2,5%Cr) сталями перлитного класса так, что мартенситные превращения наблюдаются при охлаждении сталей из γ -области на воздухе. **Хромом** повышает коррозионную стойкость сталей:



ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В ХРОМИСТОЙ СТАЛИ

Углерод сдвигает кривые распада аустенита вправо.

В зависимости от содержания углерода стали с одинаковым содержанием Cr (например, типа X13) принадлежат разным структурным классам:

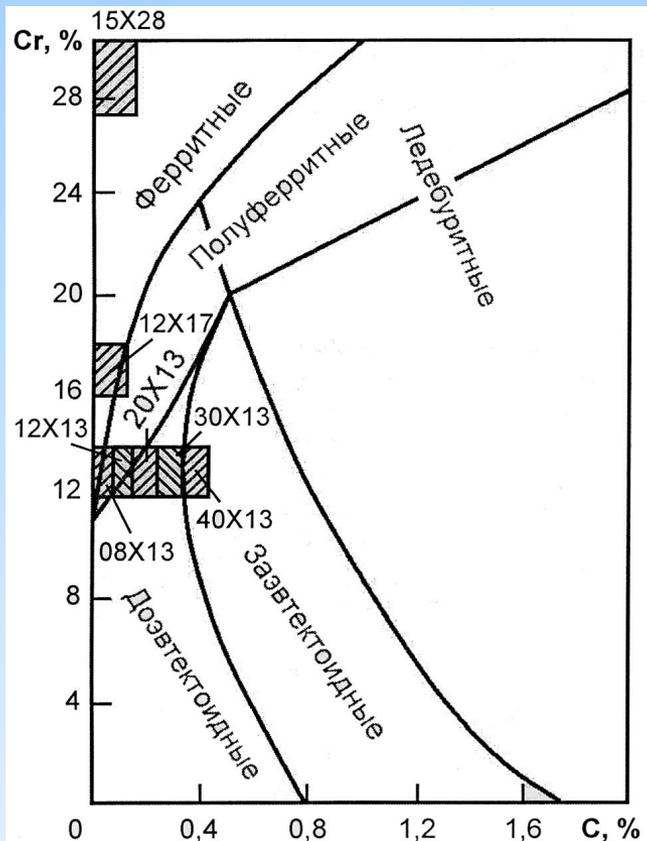
сталь **08X13** в равновесном состоянии **ферритная**;
сталь **12X13** – **полуферритная** (М + Ф);
стали **20X13** и **30X13** – **мартенситные**

Кремний и **алюминий** увеличивают сопротивление окислению (**жаростойкость**) (X6C, X10C2M ...)

Молибден, **вольфрам** и **ванадий** – для повышения **жаропрочности** (15X5M, 15X5MB, 14X12B2MФ и др.)

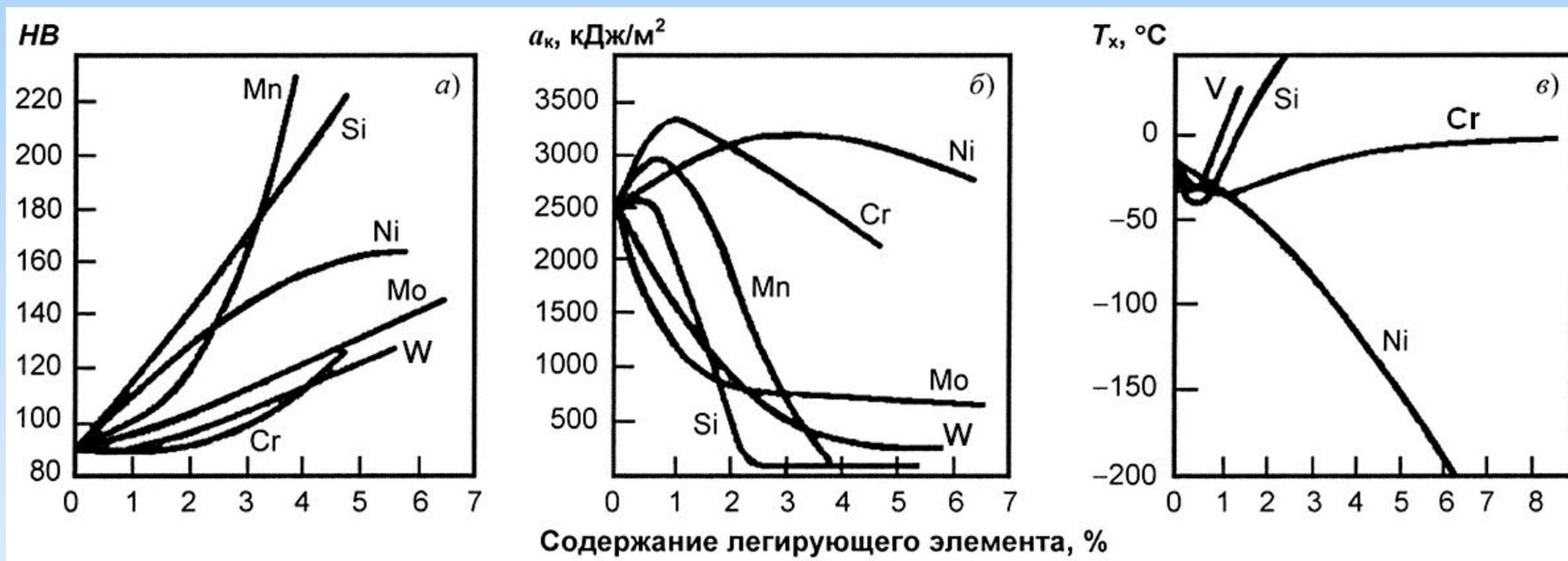
Титан, **ниобий**, **тантал** и, иногда, **азот** – для уменьшения склонности сталей к росту зерна при нагреве

Никель заметно повышает прокаливаемость, улучшает фазовый состав стали, поскольку снижает содержание δ-феррита



Система Fe-C-Cr и положение в ней промышленных хромистых коррозионно-стойких сталей

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ТВЕРДОСТЬ, УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ И ТЕМПЕРАТУРУ ХРУПКО-ВЯЗКОГО ПЕРЕХОДА ФЕРРИТА



Тугоплавкие карбидообразующие элементы (V, Ti, Nb, Zr), вводимые в сталь в небольшом количестве (до 0,15%), образуют труднорастворимые в аустените карбиды, измельчают зерно, что понижает T_{xp} , повышают работу распространения трещины a_k и уменьшают чувствительность к концентраторам напряжений. Однако при большом содержании этих элементов сопротивление стали хрупкому разрушению уменьшается.

ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Группы хромистых сталей мартенситного класса

Группа	Структура после заковки	Содержание легирующих элементов, %	
		C	Cr
I	M	0,15–0,25	5–10
II	M + Ф	0,1–0,4	10–13
III	Ф + M	Около 0,1	Более 13 (16–18 в сочетании с 2–4 % Ni)
IV	M	0,6–1,0	Более 13 (14–16)

Хромистые мартенситные стали склонны *к хрупкому разрушению*:
- *отпускная хрупкость* проявляется при отпуске с последующим медленным охлаждением;

- *тепловая хрупкость* проявляется в процессе длительного нагрева в области температуры 450–600 °С.

Снижение / устранение склонности к тепловой и отпускной хрупкости достигается:

- путем легирования Mo и W (0,4–0,7 %);
- при высокотемпературном отпуске (650–750 °С) с последующим медленным охлаждением.

Химический состав некоторых отечественных коррозионно-стойких хромистых сталей мартенситного и ферритно-мартенситно класса, применяемых и предполагаемых для использования в реакторостроении

Марка стали	Структурный класс стали	Содержание основных легирующих элементов, %							
		C	Cr	Mo	V	W	Nb	B	Другие*
08X13	Ф (или Ф-М)	≤ 0,08	12-14	-	-	-	-	-	-
12X13	М-Ф	0,09-0,15	12-14	-	-	-	-	-	-
20X13	М (или М-Ф)	0,16-0,25	12-14	-	-	-	-	-	-
30X13	М	0,26-0,35	12-14	-	-	-	-	-	-
15X11МФ	М	0,12-0,19	10,0-11,5	0,6-0,8	0,25-0,40	-	-	-	-
14X12В2МФ	М-Ф	0,10-0,17	11-13	0,6-0,9	0,15-0,30	1,7-2,2	-	-	-
12X12МВБФР	М-Ф	0,10-0,15	11-13	0,7-1,0	0,15-0,30	0,6-0,9	0,15-0,3	≤0,08	-
13X13М2С2 (ЭИ-852)	М-Ф	0,10-0,15	12-14	1,2-1,7	-	-	-	-	1,4-2,1Si; ≤0,3Ni
12X13М2БФР (ЭП-450)	М-Ф	0,10-0,15	12-14	1,2-1,8	0,1-0,3	-	0,2-0,4	0,004	≤0,3Ni
16X12СМВФНБАР (ЭП-900)	М-Ф	0,14-0,18	10,0-12,0	0,6-0,9	0,2-0,4	0,5-0,8	0,2-0,4	0,006	1,0-1,3Si; 0,5-0,8Ni; 0,1Сe; 0,06-0,1N
16X12НМВСБФР (ЭП-823)	М-Ф	0,14-0,18	10,0-12,0	0,6-0,9	0,2-0,4	0,7	0,2-0,4	0,006	0,5-0,8Ni; 1,1-1,3Si
15X12В2ФТаР (ЭК-181)	М-Ф	0,10-0,20	10,0-12,0	<0,01	0,2-1,0	1,5	<0,01	0,0045	0,17Ta; 0,044N
16X12НМВ2БФР (ЧС-139)	М-Ф	0,18-0,20	11,0-12,5	0,4-0,6	0,2-0,3	1,5	0,2-0,3	0,0045	0,5-0,8Ni
15X12ВНМФ	М-Ф	0,12-0,18	11-13	0,5-0,7	0,15-0,30	0,7-1,1	-	-	0,4-0,8Ni
13X12В2Н2МФ	М	0,10-0,16	10,5-12,0	0,4-0,5	0,18-0,30	1,6-2,0	-	-	1,5-1,8Ni
14X17Н2	М-Ф	0,11-0,17	16-18	-	-	-	-	-	1,5-2,5 Ni

* В сталях: ≤ 0,08 Si; ≤ 0,08 Mn; ≤ 0,025 S; ≤ 0,030 P.

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МИКРОСТРУКТУРА НЕКОТОРЫХ ХРОМИСТЫХ ЗАРУБЕЖНЫХ СТАЛЕЙ

Отечественные стали содержат в основном 12–13% Cr, а зарубежные 8–9 и 12 % Cr. Хромистые реакторные стали на основе системы Fe-Cr по структурно-фазовому состоянию могут быть *ферритными, мартенситными и ферритно-мартенситными.*

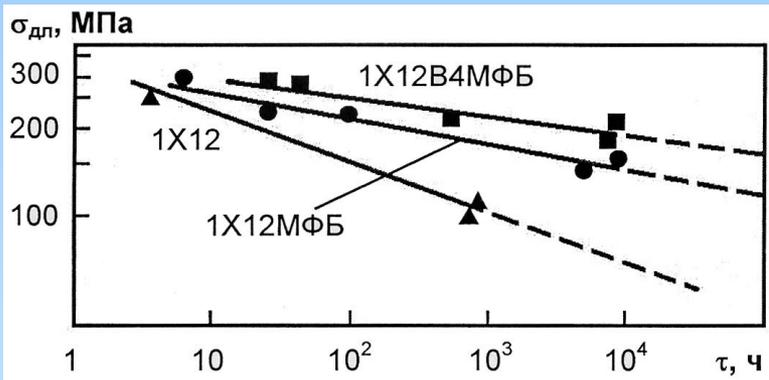
Марка	C	Cr	Mo	Mn	Si	Ni	V	Nb	N	Микроструктура
F17	0,06	17,3	–	0,4	0,35	0,09	–	–	0,032	Рекристаллизованный феррит
EM12	0,09	9,6	1,91	0,9	0,37	0,12	0,38	0,41	0,030	Отпущенный и мартенсит феррит
EM10	0,11	8,8	1,05	0,5	0,37	0,18	–	–	0,02	Отпущенный мартенсит
T91	0,11	8,3	0,95	0,38	0,43	0,13	0,2	0,08	0,02	Отпущенный мартенсит

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ

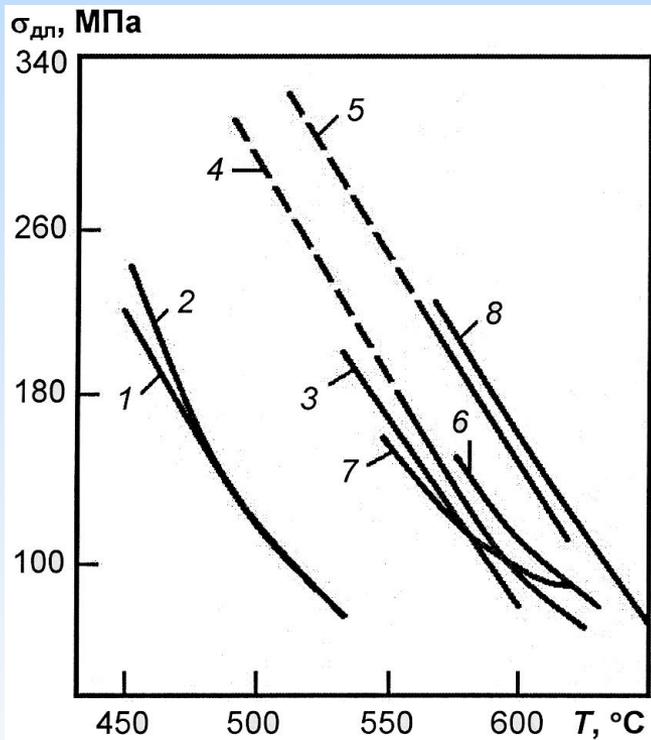
ТО: аустенизация 1250 °С + отпуск 650 °С

Легирующий комплекс	Деформация ползучести ($\sigma = 125$ МПа, $T = 600$ °С), %, в течение, ч		Относительное сопротивление ползучести, %, при 600 °С ($\sigma = 125$ МПа, $\tau = 300$ ч)
	300	1000	
Cr-Mo	3,34	–	4
Cr-Mo-V	0,5	–	26
Cr-Mo-V-Nb	0,13	0,23	100
Cr-Mo-V-Nb-N	0,081	0,137	160
Cr-Mo-V-Nb-N-B	0,067	–	194
Cr-Mo-V-Nb-Ti-N	0,065	0,080	200
Cr-Mo-V-Nb-Ti-N-B	0,053	0,078	243

ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ



Длительная прочность 12 %-ных хромистых сталей при 600 °C



Предел длительной прочности хромистых сталей за 10^5 ч в зависимости от температуры:

- 1 – 12X13
- 2 – 20X13
- 3 – 20X11МФБН
- 4 – 10X12ВНМФ
- 5 – 20X12МВБФР
- 6 – 14X12В2МБ
- 7 – 12X8М1ФБР
- 8 – 15X12М1ВБФР

УПРОЧНЕНИЕ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ТИПА X13

Основное упрочнение сложнолегированных сталей типа X13 создается за счет **твердого раствора**, легированного Cr, Mo, W и V, а также за счет **карбидов и дисперсных карбонитридов**.

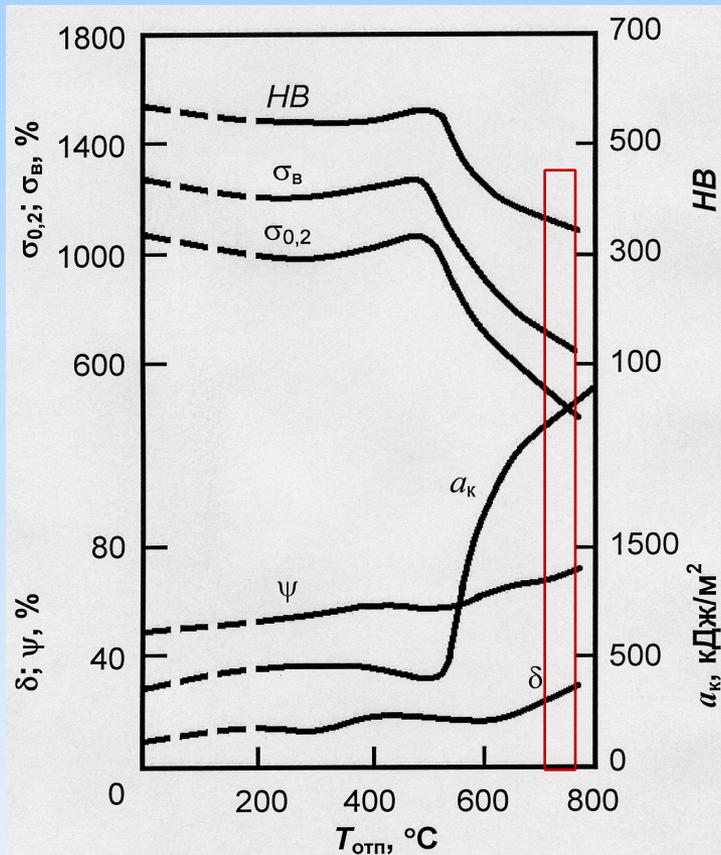
В общем виде карбидные и интерметаллидные фазы, образующиеся в сталях с 12–13 % Cr в результате длительного старения, следующие:

сталь с 12% Cr –	Cr_{23}C_6
сталь с 12% Cr + Mo –	M_{23}C_6 , M_6C , Fe_2Mo
сталь с 12% Cr + Mo + Nb –	M_{23}C_6 , M_6C , Fe_2Mo , Nb(C,N)
сталь с 12% Cr + Mo + Nb + W –	M_{23}C_6 , M_6C , $\text{Fe}_2(\text{Mo,W})$, Nb(C, N)
сталь с 12% Cr + Mo + Nb + W + V –	M_{23}C_6 , M_6C , $\text{Fe}_2(\text{Mo,W})$, Nb(C,N); V(C,N)

Фазовый состав хромистых сталей **существенно более сложный**, чем низколегированных, что также способствует повышению жаропрочности.

Принципиальное различие фазовых составов состоит в том, что в числе упрочняющих имеются **фазы Лавеса** Fe_2Mo , $\text{Fe}_2(\text{Mo, W})$.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА



Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 12Х13МФ (исходное состояние – закалка с 1000 °C, масло)

Предел прочности в сталях сохраняет свои значения до температуры $T_{отп} \approx 500$ °C с заметной тенденцией к «вторичному» упрочнению. Выше 500 °C происходит быстрое снижение механических свойств, особенно около 600 °C.

Ударная вязкость значительно понижается при 450–500 °C, т.е. примерно при той же температуре отпуска, при которой происходит «вторичное» упрочнение. Возможно, это связано с дисперсионным упрочнением или отпускной хрупкостью.

В результате высокотемпературного отпуска (при 720–750 °C) можно надежно стабилизировать структуру 13 %-ных хромистых сталей. Такая стабилизация обеспечивает неизменность механических свойств в процессе последующей длительной работы при температуре 450–500 °C.

ОСОБЕННОСТЬ СТАРЕНИЯ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

При отпуске закаленный мартенсит (M) распадается с выделением различных карбидов в зависимости от температуры отпуска:

в интервале 450–470 °C $M \rightarrow (Fe, Cr)_3C + \Phi$,

в интервале 470–550 °C $M \rightarrow (Cr, Fe)_7C_3 + \Phi$,

при $T > 550$ °C $M \rightarrow (Cr, Fe)_{23}C_6 + \Phi$,

где Φ – хромистый α -твердый раствор.

Особенностью старения таких сталей является **растянутость во времени процесса распада твердого раствора**, связанная с **обязательной последовательностью** выделения разных фаз:

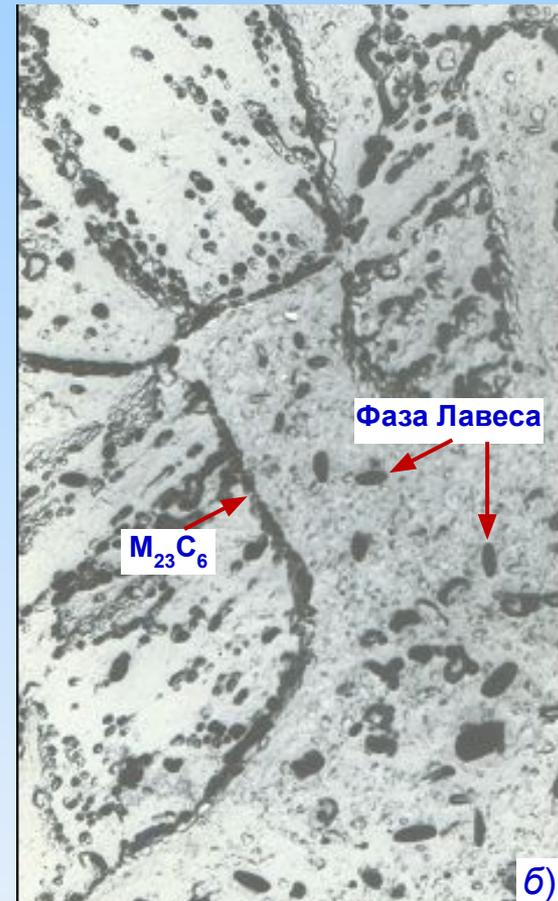
- на начальных стадиях старения сначала из мартенсита выделяется карбид $M_{23}C_6$;
- при длительном старении (например, при 680 °C в течение 10^3 ч) имеет место коалесценция карбида $M_{23}C_6$ и выделение карбида типа MC и фазы Лавеса.

Такая последовательность фазовых превращений позволяет удерживать прочность стали на высоком уровне вначале за счет **твердорастворного упрочнения и карбидной фазы**, а затем **интерметаллидной фазы**.

МИКРОСТРУКТУРА РЕАКТОРНОЙ СТАЛИ 1Х13М2БФР



а) после штатной обработки
(закалка от 1050 °С + отпуск 720 °С, 1 ч)



б) последующего старения
при 550 °С в течение 10⁴ ч

Упрочнение ф/м сталей происходит **во всем объеме**: **зерна мартенсита** при старении образуют дисперсные ферритно-карбидные структуры, а в **зернах феррита** выделяются чрезвычайно дисперсные частицы фаз Лавеса типа A_2B .

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЯЕМЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

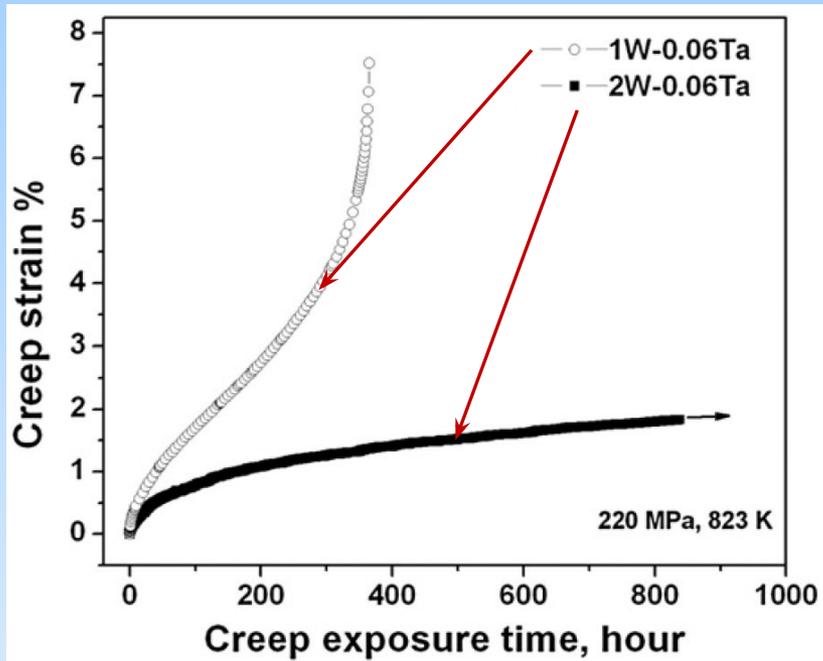
Основа стали	Содержание основных легирующих элементов и упрочняющей фазы, %						
	C	Cr	W	Ti	Y ₂ O ₃	Другие	Страна
9Cr-ODS	0,13–0,14	8,5–9,1	1,91–1,97	0,18–0,29	0,34–0,44	(0,27–0,23)Y	Япония
	0,08–0,12	8,5–9,5	1,8–2,2	≤0,1	0,20–0,27		ЕС*
	0,14	9,0	1,92	0,2	0,36	0,28Y	ЕС
12Cr-ODS	0,02–0,06	11,72–12,8	1,92–2,75	0,3–0,74	0,24–0,46		Япония
	0,01–0,02	13,9–14,2	–	1,0–1,07	0,22–0,27	0,3Mo	Япония
	0,02–0,04	11,97–13,64	1,65–2,02	0,28–0,30	0,24–0,38	(0,19–0,30)Y	Япония
	0,02	13–14	3,0	0,4–1,0	0,25–3,0		США
	0,02	13,1	–	2,2	0,38	1,4Mo	Россия
	0,011	13,5	–	1,3	0,39	0,6Mo; 0,17Al	Россия
	0,007	13,4	2,1	1,1	0,39	0,2Mo	Россия
20Cr-ODS	0,05–0,10	16,0–22,1	0,29–1,83	0,27–0,28	0,36–0,37	(0,28–0,29)Y	Япония
	0,10	19,02	1,85	0,28	0,37	0,29Y; 1,75Si	Япония
	0,02	20	–	0,5	–	5,5Al	США

* Евросоюз.

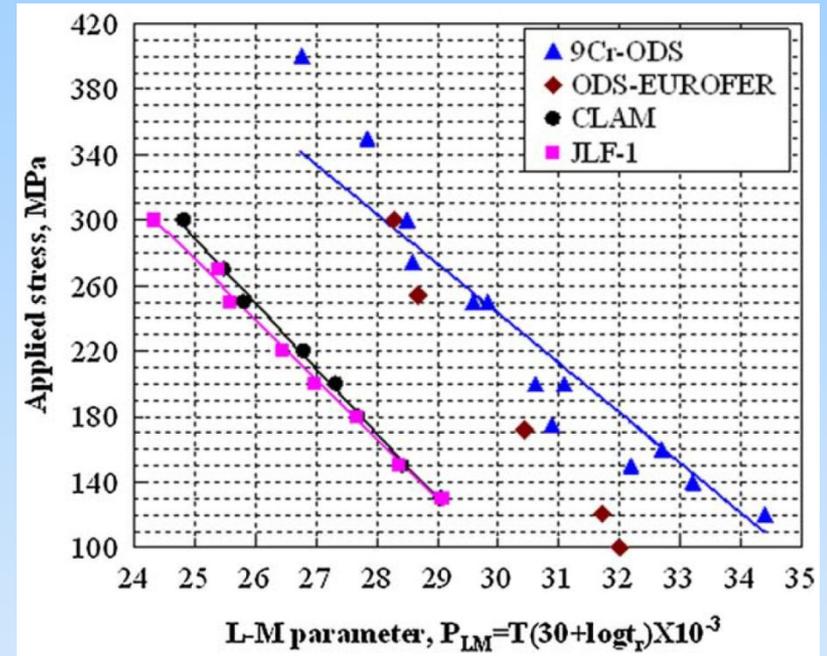
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМИСТОЙ СТАЛЕЙ *EUROFER-97 И EUROFER-97-ODS*

T, °C	<i>Eurofer-97-ODS</i>				<i>Eurofer-97</i>			
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_p , %	δ_5 , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_p , %	δ_5 , %
20	915	698	9,7	14,8	655	565	4,8	14,8
150	–	–	–	–	600	532	3,4	15
200	832	643	13,5	17,2	–	–	–	–
250	–	–	–	–	564	485	3,1	12,7
300	821	671	12,8	13,9	–	–	–	–
350	–	–	–	–	528	480	2,2	11,1
400	800	600	10,6	14,5	–	–	–	–
450	–	–	–	–	490	440	2,2	11,2
500	694	516	4,9	10,5	440	400	2	23
600	415	326	4	10,7	320	300	1,5	33
700	272	210	5,1	9,3	–	–	–	–

ПОЛЗУЧЕСТЬ ДУО ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ



Эффект вольфрама в деформации ползучести стали *RAFM* (9Cr-0,08C-1W(2W)-0,22V-0,06Ta)

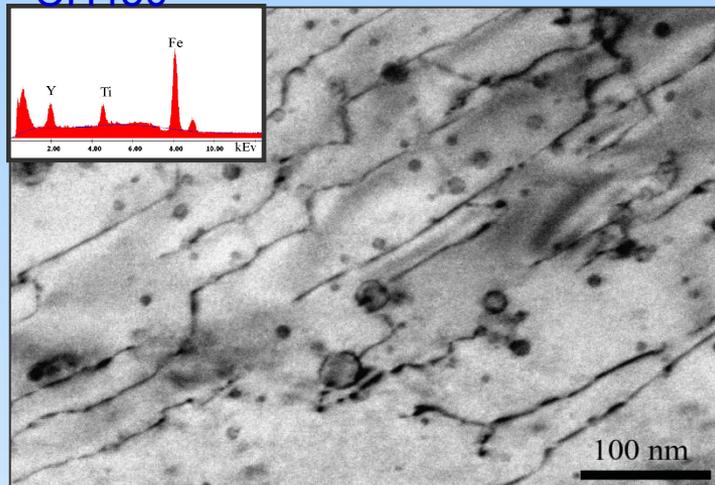


Зависимость напряжения от параметра Ларсона-Миллера стали 9Cr-ODS (14X9B2-0,29Y-0,23Ti-0,16O) относительно сталей CLAM (13X9B-0,0017O), JLF-1 (09X9B2 -0,0019O) и ODS-EUROFER (содержание элементов в мас. %) (T – температура, К; t_r – время до разрушения, ч)

ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫЕ ДУО СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫЕ ВО ВНИИИМ ИМ. А.А. БОЧВАРА

Нанооксиды в ДУО стали

ЭП450

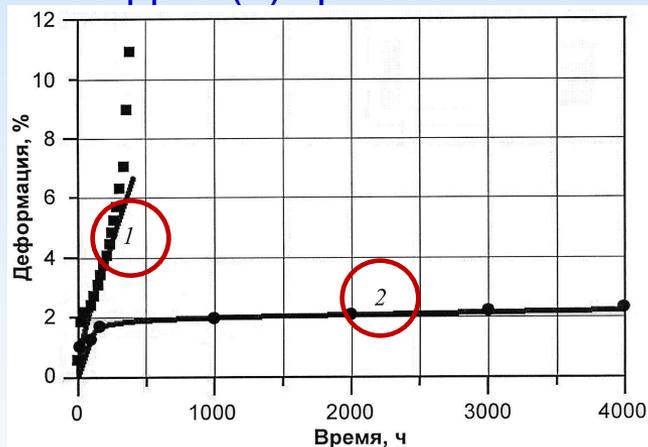


Матричная сталь	Содержание Y_2O_3 , %	Содержание Ti, %	Время механического легирования, ч
ЭП-450 (1X13M2БФР)	0,5	–	48
ЭП-450 (1X13M2БФР)	0,25	0,4	30
ЭП-450 (1X13M2БФР)	0,25	0,4	48
ЭК-181 (16X12В2ФТаР)	1	1	30

Кривые термической

ползучести сталей ЭП450 (1) и

ЭП450-ДУО (2) при 650 °С и $\sigma = 140$



Термическая ползучесть сталей ЭП450
и ЭП450-ДУО при температурах 650 и 700 °С

Материал	Температура испытания, °С	Напряжение, МПа	Скорость ползучести, %/ч	Время до разрушения, ч
ЭП-450	650	140	$1,18 \cdot 10^{-2}$	392
ЭП-450-ДУО	650	140	$2,38 \cdot 10^{-4}$	> 1300
ЭП-450	700	120	9,1	2,3
ЭП-450-ДУО	700	120	$1,82 \cdot 10^{-3}$	187

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

С увеличением содержания Cr характер коррозионного поведения хромистых сталей изменяется в последовательности:

преимущественно *язвенная коррозия* (1–6 % Cr) → *точечная (питтинговая) коррозия* (12–13 % Cr) → *равномерная коррозия* (более 13 % Cr).

В воде, содержащей хлор-ионы, эффект от легирования молибденом хромистых сталей в пределах 1–2 % в наибольшей степени проявляется в составах с *высоким содержанием хрома* (не менее 20 % Cr):

Скорость коррозии хромистых сталей
[0,025 % C, 0,025 % N, до 0,8 % (Nb + Ti)]
в растворе 10 % FeCl₃ · 6H₂O + 0,1 М HCl при 25 °С

Сталь	$\Delta m, 10^{-3}$ кг/(м ² ·ч)	Сталь	$\Delta m, 10^{-3}$ кг/(м ² ·ч)
X13	5,25 (общая коррозия)	X18M2	0,49
X13M	5,45 (общая коррозия)	X18M3,5	0,32
X13M2	0,49	X18M5	0,17
X13M3,5	0,95	X20M2	0,06
X13M5	0,82	X23M2	0
X18	0,89	X25	0,17
X18M	1,47	X25M2	0
		X25M3,5	0
		X25M5	0

В контакте с хромоникелевой сталью скорость коррозии хромистых сталей возрастает вследствие образования гальванической пары, анодом которой является хромистая сталь

КОРРОЗИЯ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ В ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕПЛОНОСИТЕЛЯХ

Натрий. Стали с 12–13 % Cr при 600 °С обладают *высокой коррозионной стойкостью* в неизотермическом потоке Na, содержащем *не более $5 \cdot 10^{-3}$ % кислорода*.

Литий. Стали с *4–10 % Cr* могут применяться для работы в жидком Li при $T_{\text{раб}} \leq 400 \div 500$ °С, а стали с *12–16 % Cr* – до $T_{\text{раб}} = 550 \div 600$ °С.

Свинец. Свинцовый теплоноситель по сравнению с Li и Na является достаточно агрессивным со многими конструкционными материалами. Важным фактором «агрессивности» свинца является концентрация примесного кислорода. Превышение концентрации кислорода *выше 10^{-5} %* усиливает активность коррозионного взаимодействия свинца.

Наиболее перспективным конструкционным материалом для активной зоны реактора со свинцовым теплоносителем являются хромистые стали, например ферритно-мартенситная сталь ЭП823.

Применительно к увеличению стойкости хромистых сталей в потоке свинца, перспективным является *модифицирование СФС приповерхностного (контактного) слоя*, а именно:

- измельчить зерно;
- создать избыток Cr в поверхностном слое или избыток нерастворимых в свинце элементов (например, Mo, Al, Si, V);
- создать устойчивую при эксплуатации зону напряжений сжатия в поверхностном слое.

СОВМЕСТИМОСТЬ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ С ЯДЕРНЫМ ТОПЛИВОМ

Изучение совместимости топлива и сталей проводили в заполненных свинцом сборках контейнерах с таблетками топлива и стальными дисками:

- мононитридное топливо ($U(0,9-0,85)Pu(0,1-0,15)N$) – ферритно-мартенситные стали марок ЭП-823 и ЭП-450;
- мононитридное топливо ($U(0,9-0,85)Pu(0,1-0,15)N$) – свинец – сталь марки ЭП-823.

Установлено, что **мононитридное топливо** указанного состава **не взаимодействует** ни со свинцом, ни с оболочечными сталями ЭП-823 и ЭП-450 при температурах 650

и 800 °С в течение до 2000 ч (время измерения), при температурах 1200 и 1300 °С (выбранных в качестве имитации аварийных ситуаций) в течение 5 ч.

Химическое взаимодействие стали ЭП-450 с диоксидом UO_2 . Впервые в условиях реактора БН-600 получены данные по физико-химическому взаимодействию UO_2 и оболочек твэлов из стали ЭП-450.

Доминирующим типом повреждения металла является **неравномерная язвенная коррозия**. Внутритвэльная язвенная коррозия стали ЭП-450 имеет избирательный характер и происходит **по карбидосодержащей сорбитной составляющей**. Областями развития язвенной коррозии являются **низкотемпературная** (380–450 °С) и **высокотемпературная** (520–570 °С) зоны твэлов. Максимальная зарегистрированная глубина язв при 550 °С и локальном выгорании топлива 5 % т.а. достигла 86 мкм (может достигать нескольких сотен микрометров); при температуре облучения 430 °С и локальном выгорании 8 % т.а. наблюдали коррозию глубиной 76 мкм.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ

Хромистые ферритно-мартенситные стали хорошо зарекомендовали себя при рабочих температурах установок *не выше 550 °С*.

Основными недостатками 12% хромистых сталей является:

- низкая жаропрочность при температурах более 550–600 °С
- склонность к НТРО
- **главное**, нейтронное облучение этих материалов при температурах более 550 °С
- сопровождается их **существенным разупрочнением**.

Материал	σ_B^0 , МПа	σ_B^n , МПа	$\frac{\sigma_B^n - \sigma_B^0}{\sigma_B^0}$, %	σ_T^0 , МПа	σ_T^n , МПа	$\frac{\sigma_T^n - \sigma_T^0}{\sigma_T^0}$, %	δ^0 , %	δ^n , %	$\frac{\delta^n - \delta^0}{\delta^0}$, %
Fe	400	520	+30	120	375	+213	55	35	-36
X4	350	475	+36	150	440	+193	42	24	-43
2X6MCT	800	820	+3	520	580	+12	27	23	-15
X13	415	535	+29	220	265	+20	36	20	-44
1X12MC	645	705	+9	445	590	+33	30	27	-10
X12HM	1245	1415	+14	1040	1285	+24	20	15	-25
X15H	540	765	+42	405	765	+89	36	14	-61
96X16M	1440	1680	+17	1300	1430	+10	-	-	-
1X16MCБ	680	735	+8	440	595	+35	26	19	-27

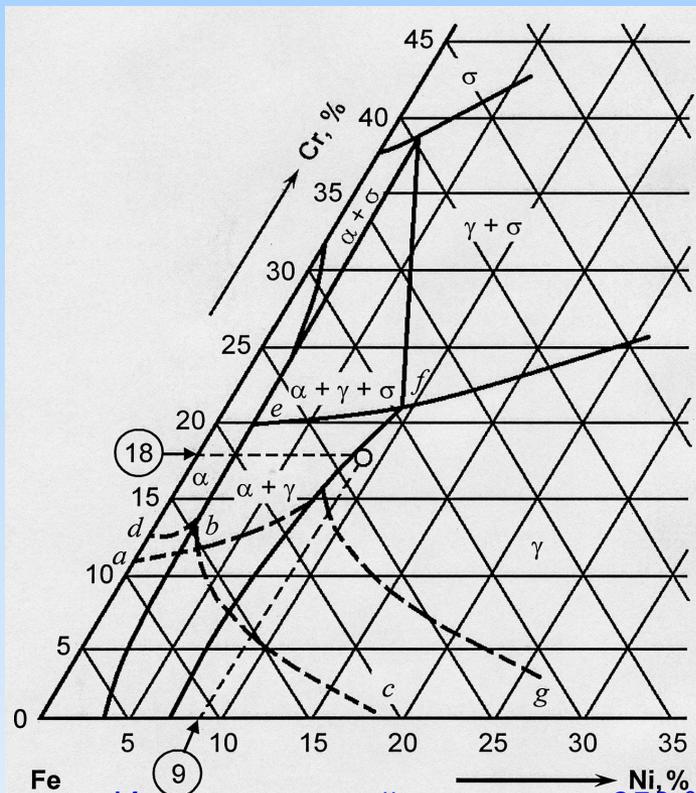
РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Весьма высокая стойкость хромистых сталей против распухания:

- распухание сталей X9, X12, X15, X18, X12M, X12M2, X12M3 при облучении нейтронами ($E > 0,1$ МэВ) при $\Phi_n = (3\div 4) \cdot 10^{26} \text{ м}^{-2}$ и $T_{\text{обл}} = 400\div 450$ °С **не превышает 0,05–0,6 %**;
- при флюенсе, эквивалентном 80 сна (в случае нейтронного облучения) и около 150 сна (в случае облучения ионами Cr^{3+}), распухание стали 1X13M2БФР (ЭП-450) составило соответственно **всего 0,2 и 0,5 %** соответственно, что на **два порядка ниже** распухания аустенитной стали 0X16H15M3Б, достигающего 20 % и выше в аналогичных условиях;
- после облучения стали ЭП-450 в реакторе БН-600 до повреждающей дозы ~ 74 сна (выгорание топлива 8,7 % т.а.), а по некоторым данным не менее 108 сна распухание **менее 1 %**;
- при облучении до дозы 0 сна в реакторе Феникс сталей F17 (ферритная с 17 % Cr), EM-12 (9Cr-2MoNbV – сталь с дуплексной структурой феррит + мартенсит) и EM-10 (9Cr-1Mo-полностью мартенситная сталь) показано, что наибольшее распухание стали F17 достигнуто на образце с $T_{\text{обл}} = 405$ °С (72 сна) и **составляло 0,8%**.

Большим достоинством хромистых сталей, в частности стали 1X13M2БФР, является то, что они **не подвержены высокотемпературному радиационному охрупчиванию** (ВТРО) (при 600–750 °С) и **охрупчиванию при умеренных температурах** (450–550 °С), что выгодно отличает их от аустенитных сталей, склонных к ВТРО.

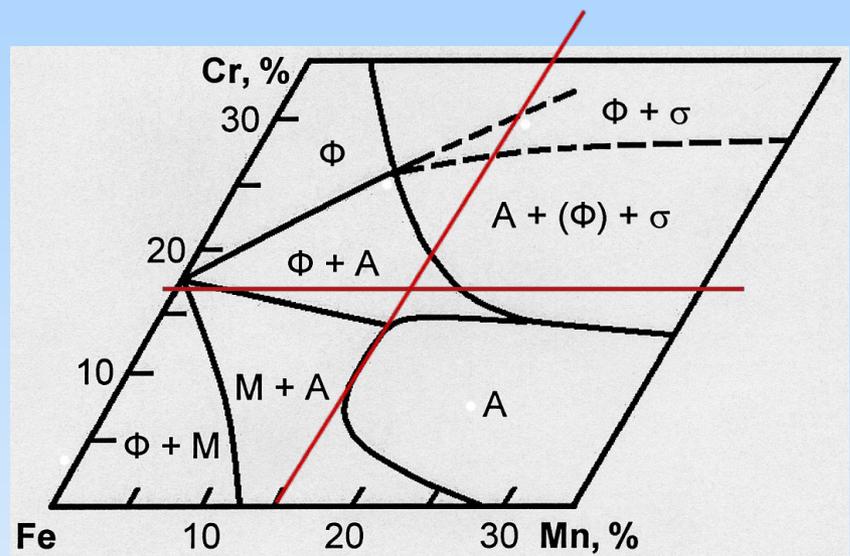
ЖАРОПРОЧНЫЕ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИЕ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА



Изотермический разрез при 650 °С (сплошные линии) диаграммы состояния системы **Fe-Cr-Ni** (железный угол)

Для обеспечения однофазной аустенитной структуры в широком интервале температуры (до комнатной и ниже) необходим *определённый состав* тройного сплава:

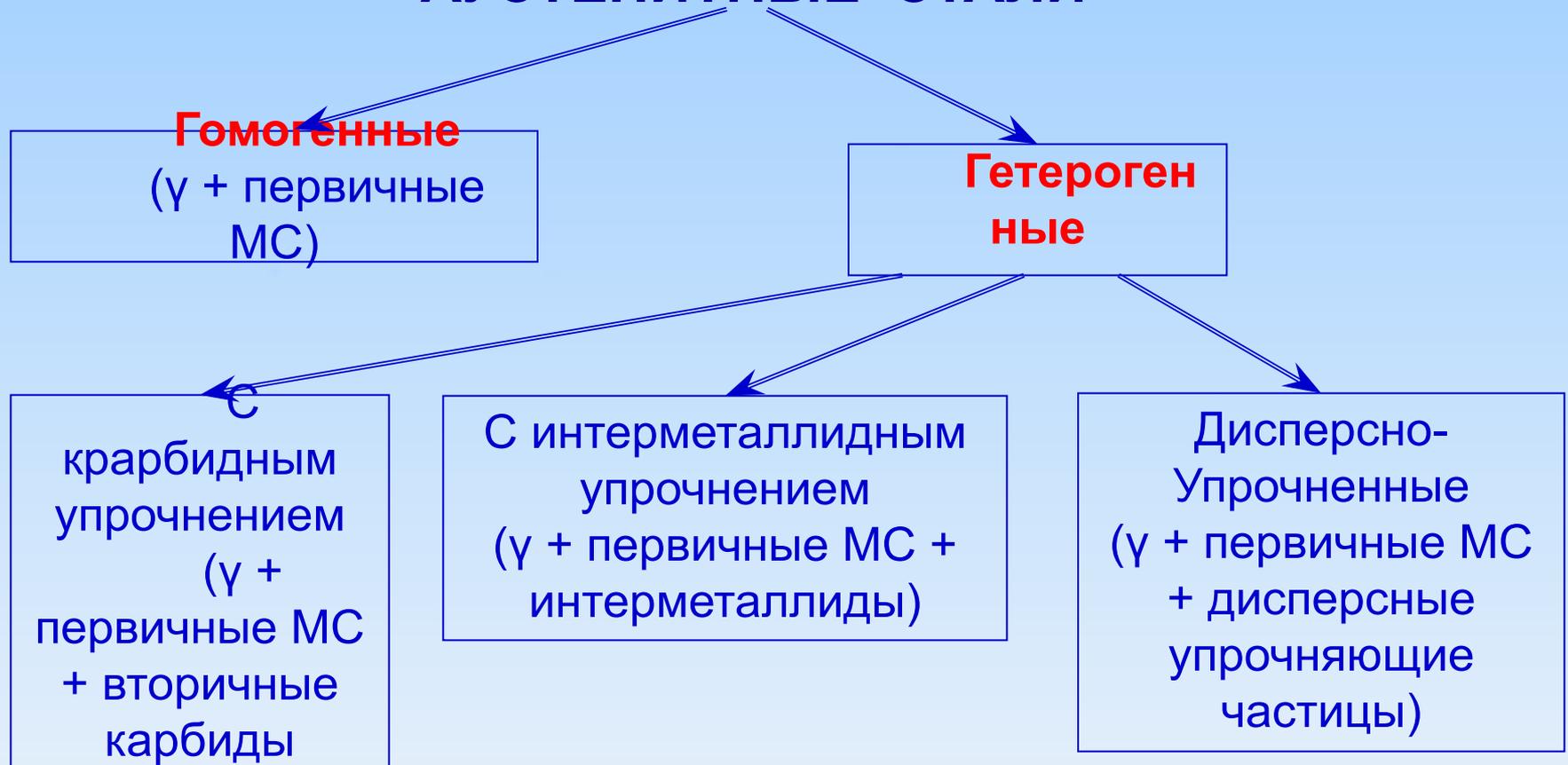
$$C_{Ni} > 8-9 \%, C_{Cr} = 16-22 \%$$



Изотермический разрез при 650 °С (сплошные линии) диаграммы состояния системы **Fe-Cr-Mn** (железный угол)
Для обеспечения однофазной аустенитной структуры в широком интервале температуры (до комнатной и ниже) необходим *определённый состав* тройного сплава:

$$C_{Mn} > 15 \%, C_{Cr} < 15 \%$$

АУСТЕНИТНЫЕ СТАЛИ



РАЗВИТИЕ РЕАКТОРНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

В активной зоне реакторов на быстрых нейтронах испытано несколько поколений аустенитных сталей для оболочек ТВЭЛов и чехлов ТВС: 08X18H10T → 08X16H11M3T → 0X16H15M3Б (ЭИ-847) → 0X16H15M3БР (ЭП-172) → 08X16H15M2Г2ТФР (ЧС-68) → 07X16H19M2Г2БТР (ЭК-164) .

Как видно, развитие реакторных аустенитных сталей шло в направлении *увеличения содержания никеля и усложнения химического состава*.

Аустенитные стали могут работать при температуре до 750 °С, тогда как предельная температура применения *хромистых сталей* составляет 620 °С.

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ НЕКОТОРЫХ ОТЕЧЕСТВЕННЫХ И ЗАРУБЕЖНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА, %

Марка стали	Страна	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Nb	Ti	Другие	Некоторые зарубежные аналоги		
										США	Германия	Великобритания
Гомогенные стали												
12X18H10T (ЭЯ-1Т)	СССР	≤0,12	17–19	9–11	1–2	–	–	≥5·(C–0,02)÷0,7	≤0,8Si	–	–	–
10X17H13M3T (ЭИ-432)	СССР	≤0,10	16–18	12–14	1–2	3,0–4,0	–	0,3–0,6	≤0,8Si	317	4438	846
09X16H15M3Б (ЭИ-847)	СССР	≤0,09	15–17	14–16	0,8	2,5–3,0	0,6–0,9	–	0,2Si	–	4401	845В
07X16H15M3БР (ЭП-172)	СССР	0,05–0,09	15–17	14–16	0,8	2,5–3,0	0,6–0,9	–	≤0,6Si; 0,005–0,01В	–	–	–
06X16H15M2Г2ТФР (ЧС-68)	Россия	0,06	16	15	1,8	2,2	–	0,4	0,4Si; 0,14V; 0,003В	–	–	–
07X16H19M2Г2БТФР (ЭК-164)	Россия	0,07	16	19	1,8	2,0	0,25	0,35	0,4Si; ≤0,15V; 0,003В; 0,022P	–	–	–
AISI304	США	≤0,08	18–20	8–11	≤2,0	–	–	–	≤1,0Si	–	4301	Ел-58Е
AISI316	США	≤0,08	16–18	10–14	≤2,0	2,0–3,0	–	–	≤1,0Si	–	4401	845В
AISI317	США	≤0,08	18–20	11–15	≤2,0	3,0–3,4	–	–	≤1,0Si	–	–	–
FV548	Великобритания	≤0,10	16–17	~12	~1	1,4–2,0	~1	–	≤0,4Si; ≤0,004В	–	–	–
1.4970	Германия	≤0,10	15,2	14,7	1,8	1,2	–	0,3	0,3Si; 0,006В	–	–	–

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ НЕКОТОРЫХ ОТЕЧЕСТВЕННЫХ И ЗАРУБЕЖНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА, %

Марка стали	Страна	С	Cr	Ni	Mn	Mo	Nb	Ti	Другие	Некоторые зарубежные аналоги		
										США	Германия	Великобритания
Стали с карбидным упрочнением												
45X14H14B2M (ЭИ-69)	СССР	0,4– 0,5	13– 15	13– 15	≤0,7	0,25– 0,4	–	–	2,0–2,75W; ≤0,8Si; ≤0,3Cu	–	–	–
31X19H9MBТ (ЭИ-572)	СССР	0,28– 0,35	18– 20	8– 10	0,8– 1,5	1,0– 1,5	0,2–0,5	0,2–0,5	1,0–1,5W; ≤0,7Si	–	–	–
42X15H7ГФ2МС (ЭИ-388)	СССР	0,38– 0,47	14– 16	6–8	6–8	0,65– 0,95	–	–	1,5–1,9V; 0,9–1,4Si	–	–	–
37X12H8Г8МФБ (ЭИ-481)	СССР	0,34– 0,40	11,5 ÷ 13,5	7,9 ÷ 9,0	7,5– 9,5	1,1– 1,4	0,25– 0,45	–	1,25–1,55V; 0,3–0,8Si	–	–	–

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ НЕКОТОРЫХ ОТЕЧЕСТВЕННЫХ И ЗАРУБЕЖНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА, %

Марка стали	Страна	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Nb	Ti	Другие	Некоторые зарубежные аналоги		
										США	Германия	Великобритания
Стали с интерметаллидным упрочнением												
10X11H20T3P (ЭИ-686)	СССР	≤0,10	10– 12,5	18–21	≤1,0	–	–	2,6– 3,2	≤0,8A1; ≤1,0Si; 0,008÷0,02B	–	–	–
10X11H35MTЮP	СССР	≤0,10	10– 12,5	34–36	≤1,0	–	–	2,6– 3,2	≤0,8A1; ≤1,0Si; ≤0,02B	–	–	–
12X15H35BT (ЭИ-612)	СССР	≤0,12	14–16	34–38	1,0– 2,0	–	–	1,1– 1,5	2,8–3,5W; ≤0,6 Si	–	–	–
05XH32T	СССР	≤0,05	19–22	30–34	≤0,7	–	–	0,25– 0,60	≤0,25A1; ≤0,7Si	–	–	In800
08X15H35BTЮ (ЭИ-787)	СССР	≤0,08	14–16	33–37	≤0,6	–	–	2,4– 3,2	2,8–3,5W; 0,7 –1,7A1; ≤0,02B; ≤0,6	–	–	–
04X15H35M2BTЮP (ЭП-150)	СССР	0,04	15,9	36,0	1,3	2,44	0,91	1,08	1,3A1, 0,5Si; 0,02 Ce; 0,002B	–	–	–
Инколой-800	Великобритания	0,03– 0,06	19–23	30–35	1,5	–	–	0,15– 0,60	0,15–0,60A1; ≤1,0Si	–	–	–

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Молибден и *вольфрам* – основные легирующие элементы, повышают жаропрочность путем легирования твердого раствора (увеличение прочности межатомных связей в решетке γ -твердого раствора).

Ниобий, *титан* и *ванадий* – для увеличения жаропрочности сталей, действие их основано не только в упрочнении твердого раствора, но и создании ими высокодисперсных упрочняющих фаз разного типа (карбиды, карбонитриды, интерметаллиды и др.). Кроме того, легирование этими элементами широко используют для снижения склонности аустенитных сталей к межкристаллитной коррозии путем связывания углерода в специальные (безхромистые) карбиды.

Бор и *иттрий* вводят в малых количествах для изменения состояния границ зерен: являясь поверхностно-активными элементами, В и Y сильно замедляют диффузию на границах зерен, увеличивают жаропрочность.

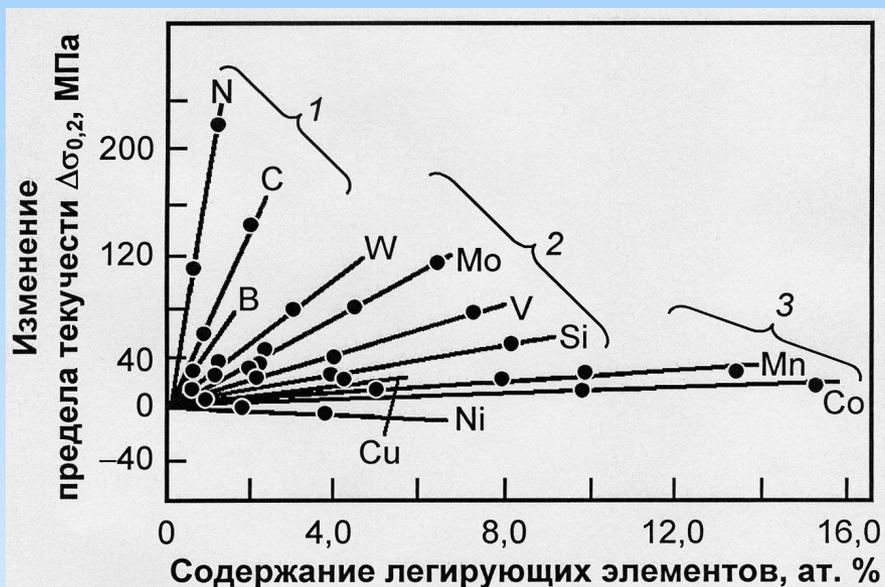
Редкоземельные элементы (РЗМ) улучшают деформируемость при высокой температуре, повышают жаропрочность. Часто применяют *мишметалл*, основной составляющей которого Ce содержит La, Nd, Sm, Pr, Pm. Благодаря высокой химической активности они нейтрализуют действие вредных примесей: O, H, S и др. (Оптимально от 0,9 до 2,5 кг/т выплавляемой стали).

Алюминий вводят в сочетании с Ti для увеличения жаропрочности путем создания высокоэффективной упрочняющей γ' -фазы $Ni_3(Ti,Al)$.

Кремний не улучшает жаропрочность, но существует ряд сталей с высоким содержанием Si (до 3%), используемых в качестве жаростойких материалов.

Азот до 0,15–0,4 % используют для стабилизации аустенита и частичной замены никеля в Cr–Mn–Ni-сталях.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ



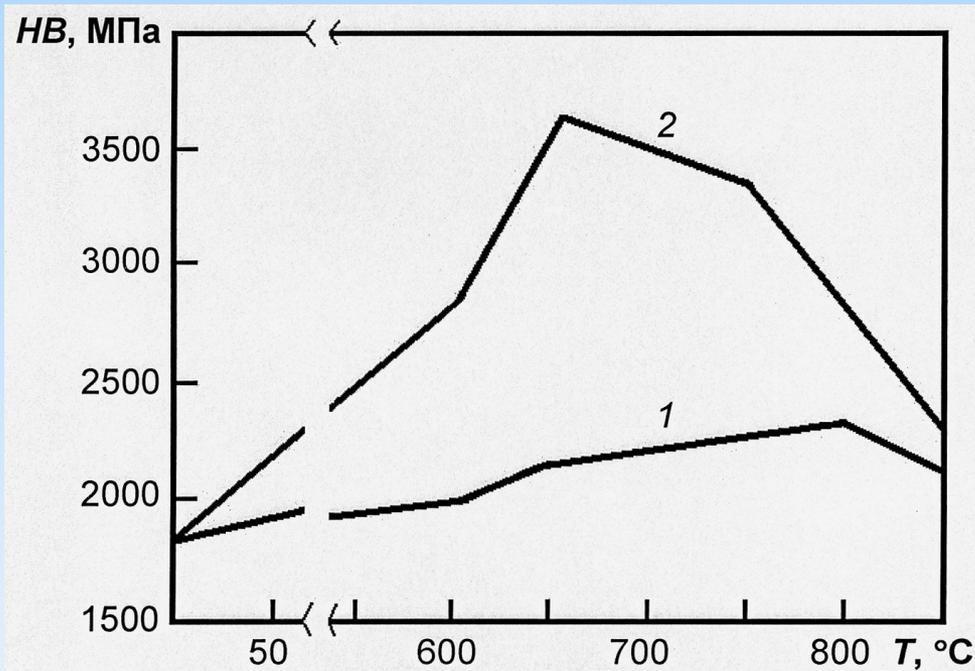
Влияние содержания легирующих элементов на упрочнение аустенита:
1 – элементы, образующие **твердые растворы внедрения**;
2 – **ферритообразующие** элементы, растворяющиеся по типу **замещения**;
3 – **аустенитообразующие** элементы, растворяющиеся по типу **замещения**

Растворимость углерода в Fe-Cr-Ni аустените $\leq 0,01$ % и при наличии 0,08–0,15 % C, обычным для наиболее распространенных хромоникелевых сталей, равновесная структура состоит из **аустенита** и **карбидов типа $M_{23}C_6$** .

Гексагональный карбид $(Cr, Fe)_7C_3$ в аустенитных сталях **практически не встречается**.

При **легировании** сталей Ti, Nb и V образуются **карбиды типа MC**. Эти карбиды являются фазами внедрения и по сравнению с карбидами хрома обладают повышенной термической стойкостью – растворяются в γ -твердом растворе при более высокой температуре, при старении выделяются в крайне дисперсном; кроме того, они менее склонны к коагуляции.

ТВЕРДОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

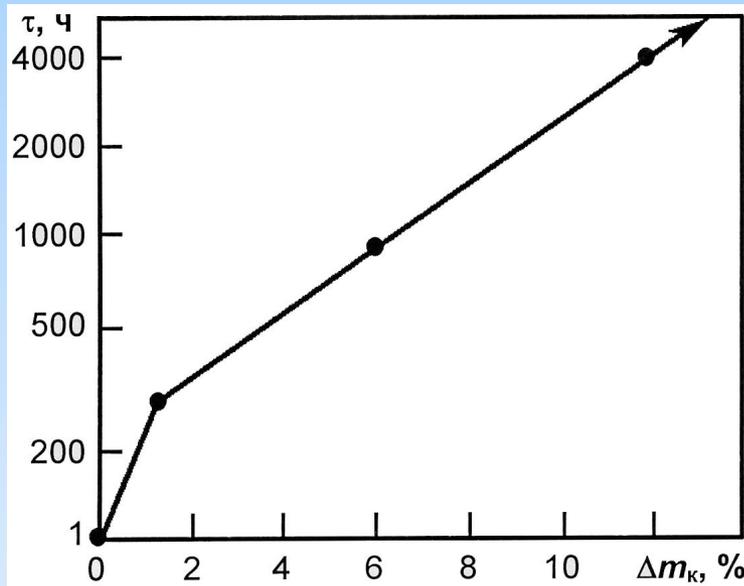


Зависимость твердости аустенитных сталей с карбидным упрочнением от температуры старения при выдержке в течение 16 ч:

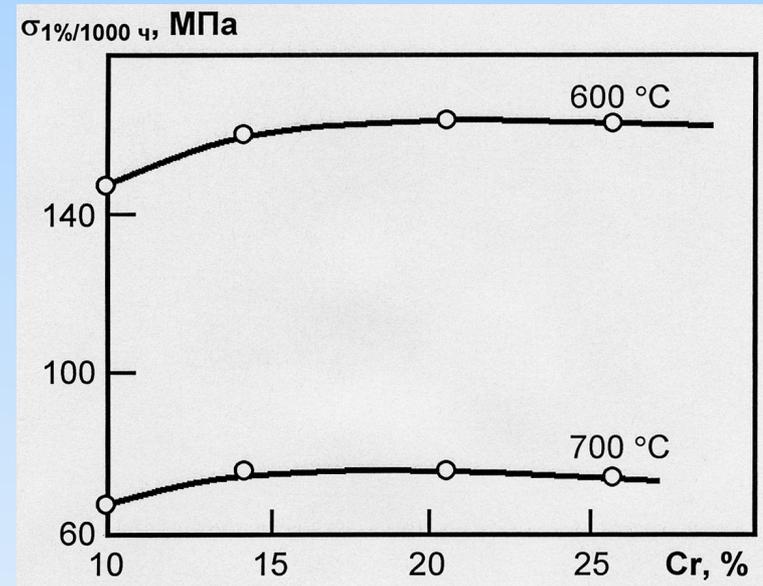
1 – 37X12H8Г8

2 – 37X12H8Г8МФБ

ЖАРОПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

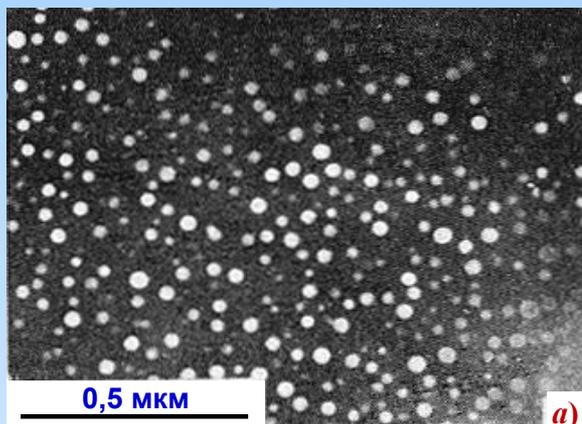


Время до разрушения τ хромоникелевой стали (16 % Cr + 32 % Ni + Mo + W) при 700 °C и $\sigma = 120$ МПа в зависимости от количества Δm_k выделившихся карбидных фаз
 $[MC + M_{23}C_6 + (Cr, Fe, Mo, W)_3C_6]$

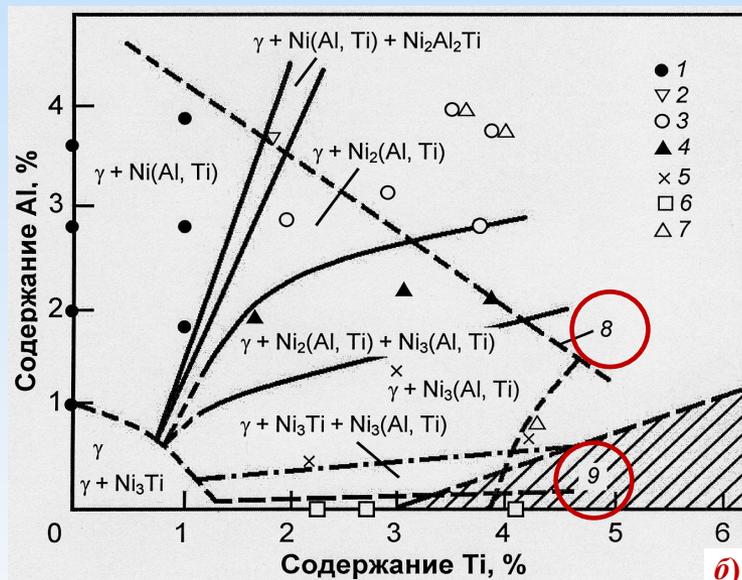


Влияние температуры старения и концентрации Cr на предел ползучести хромоникелевой стали с 20 % Ni

ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЕ УПРОЧНЕНИЕ



Характерный вид γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ фазы (темнопольное изображение в ПЭМ) (а) и влияние содержания Al и Ti на фазовый состав аустенитной коррозионно-стойкой стали с 15 % Cr и 25 % Ni при температуре старения 800 °C (б):



- 1 – Ni(Al, Ti);
- 2 – Ni(Al, Ti) + Ni₂(Al, Ti);
- 3 – Ni₂(Al, Ti);
- 4 – Ni₂(Al, Ti) + Ni₃(Al, Ti);
- 5 – Ni₃(Al, Ti);
- 6 – Ni₃Ti;
- 7 – σ -фаза;
- 8 – граница аустенито-ферритной области в состоянии закалки;
- 9 – ячеистые выделения

ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЕ УПРОЧНЕНИЕ

В жаропрочных сталях аустенитного класса, легированных Mo, W, Nb (стали 0X16H15M3Б, 1X14H20B2БР и др.), возможно образование интерметаллидных соединений типа *фаз Лавеса* – Fe_2Mo , Fe_2W , $Fe_2(Mo, W)$, Fe_2Nb и т.д.

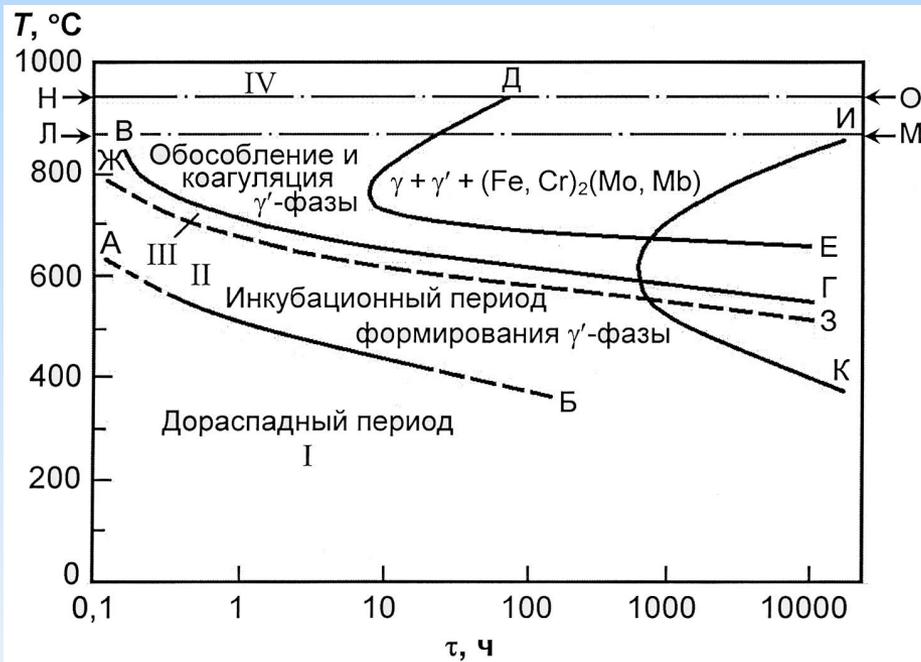
Эти фазы **могут растворять** Cr и Ni и приобретать более сложный состав, например $(Fe, Cr, Ni)_2W$, $(Fe, Cr, Ni)_2(W, Mo)$ и др.

При легировании титаном наряду с γ' -фазой встречается интерметаллидная фаза Fe_2Ti с гексагональной кристаллической решеткой, которая может растворять никель. *Однако при совместном легировании титаном и молибденом фаза Fe_2Ti не образуется* в связи с более низкой диффузионной подвижностью атомов компонентов в твердом растворе, в котором присутствует молибден.

Типичная т/о стали при интерметаллидном упрочнении:

- *На первом этапе* путем нагрева до высокой температуры (1100–1200 °С) интерметаллидные фазы переводят в твердый раствор и фиксируют их в нем с помощью последующего ускоренного охлаждения (*закалки*) – в результате получают **пересыщенный γ -твердый** раствор с ГЦК кристаллической решеткой.
- *Второй этап* заключается в выдержке пересыщенных твердых растворов при температуре 700–850 °С (*старение*), в результате которого происходит образование гетерогенных структур.

ДИАГРАММА СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕЙ СТАЛИ 04X15H35M2БТЮР



АВ – начало появления сегрегатов;

ВГ – начало обособления γ' -фазы $Ni_3(Ti, Al, Nb)$;

ДЕ – начало выделения фазы $(Fe, Cr)_2(Mo, Nb)$;

ЖЗ – начало образования когерентной γ' -фазы $Ni_3(Ti, Al, Nb)$;

ИК – температурно-временная область (правее кривой) развитого распада твердого раствора;

ЛМ – температура растворения γ' -фазы;
НО – температура растворения фазы Лавеса;

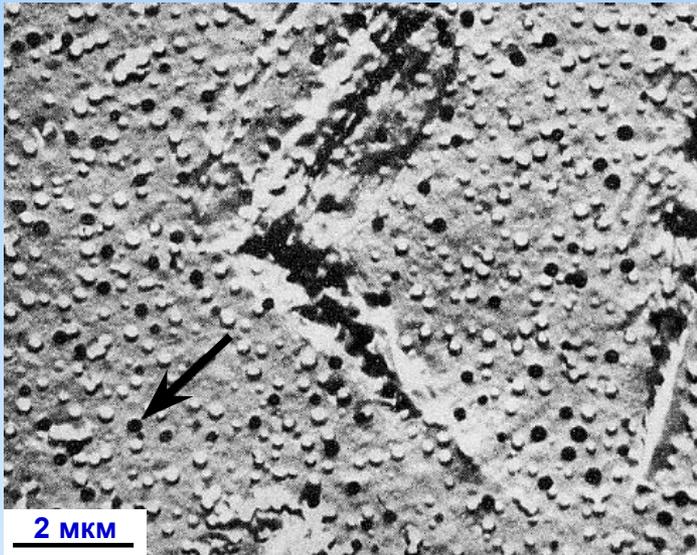
I – метастабильный аустенит (γ) + первичные карбонитриды $(Ti, Nb)(C, N)$;

II – область предвыделений γ' -фазы (от образования сегрегатов до начала образования γ' -фазы);

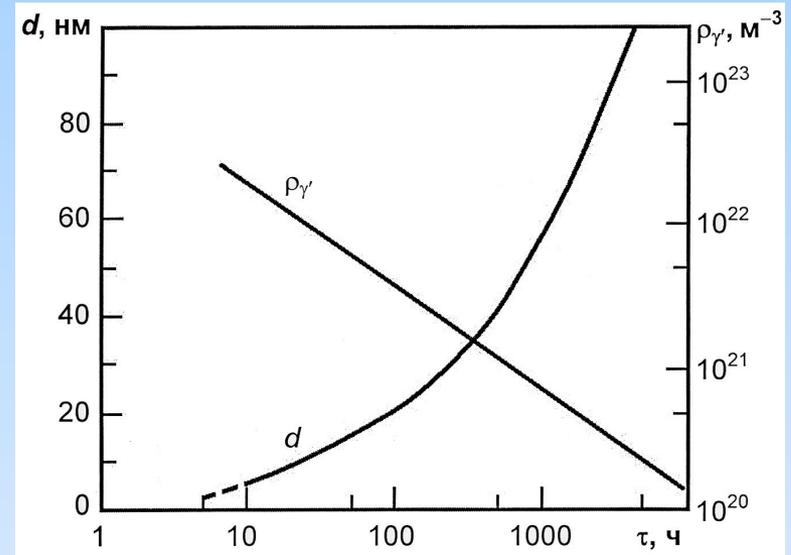
III – заключительная стадия инкубационного периода и образование когерентной γ' -фазы;

IV – стабильный аустенит $(\gamma) + (Ti, Nb)(C, N)$

МИКРОСТРУКТУРА ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕЙ СТАЛИ 04X15H35M2БТЮР



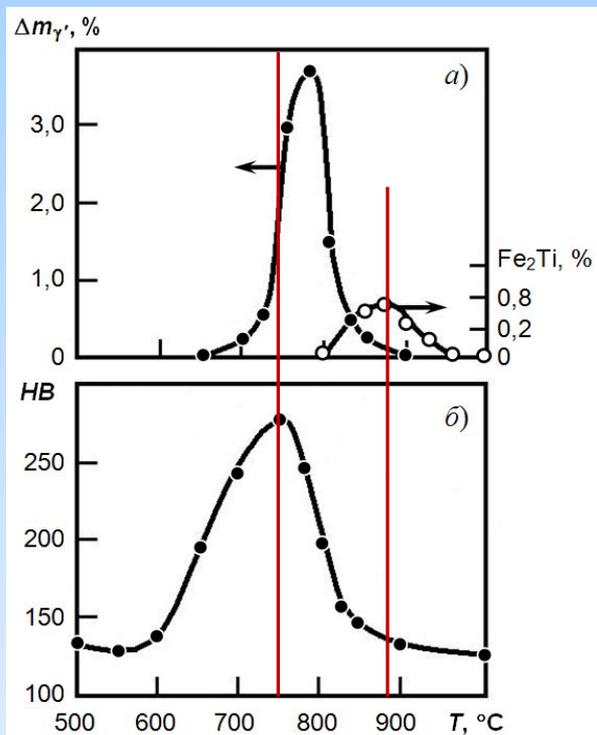
Старение при 750 °С, 5000 ч:
сферические выделения γ' -фазы в
зерне и пограничные
выделения фазы Лавеса
(Fe, Cr)₂(Mo, Nb)]



Влияние длительности старения при
750 °С на размер d
и плотность ρ выделений γ' -фазы:
 $d = A\tau^{0,4}$,

d – средний диаметр выделений, нм;
 A – коэффициент, равный 14 нм/ $\tau^{0,4}$;
 τ – длительность старения.

ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЕ УПРОЧНЕНИЕ



Количество интерметаллидных фаз (а) и изменение твердости (б) в стали X12H20T3ЮР в зависимости от температуры старения в течение 16 ч

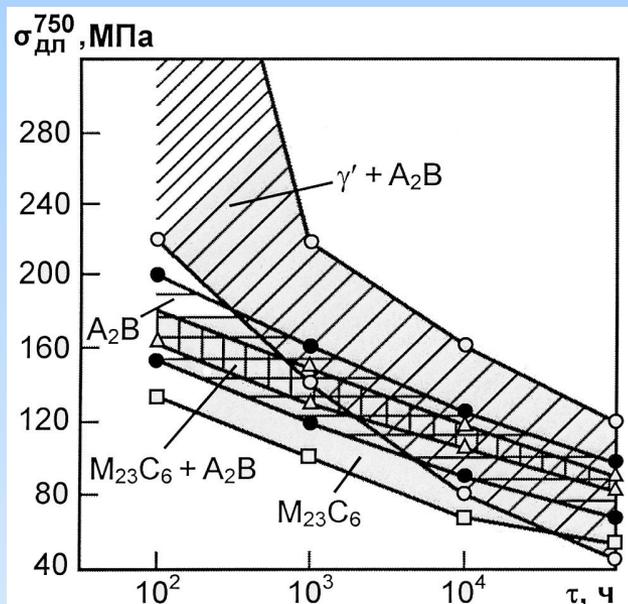
В аустенитных сталях **оптимальная температура старения** для образования:
 γ' -фаз 750–800 °С,
фаз Лавеса 800–900 °С.

При наличии Ti и V (0,008÷0,015 %) обнаружена **боридная фаза TiB_2** .

При наличии Mo и V, возможно присутствие **фазы типа M_3V_2** , например $(\text{Mo}, \text{Cr})_3\text{V}_2$.

При наличии Ti и Nb и примеси азота, образуются **нитриды TiN и NbN** , причем образование нитридов происходит даже раньше, чем карбидов MC.

ЖАРОПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ



Длительная прочность при 750 °С стали типа 08X15H25B5, дополнительно легированной (0–2,2)% Al, (0–2,0)%Ti, (0–2,5)%Nb, (0–2,24)%Mo в зависимости от типа основной упрочняющей фазы:

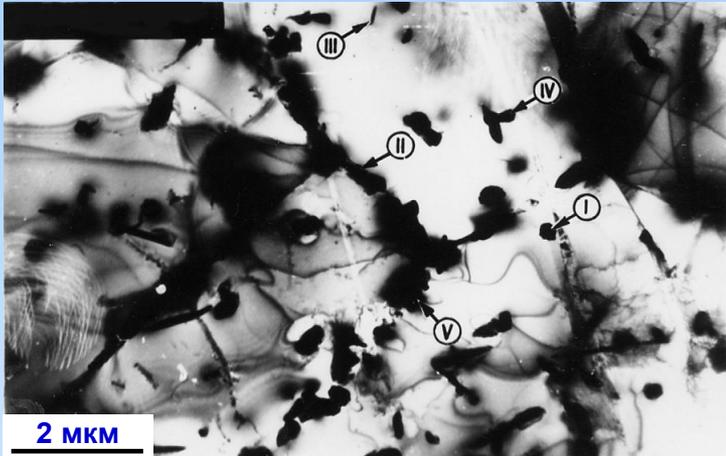
- – $\gamma' + A_2B$; ● – A_2B ; ◻ – $M_{23}C_6$;
- △ – $M_{23}C_6 + A_2B$, где A_2B – фаза Лаевеса

Особенностью ТО сложнолегированных дисперсионно-упрочняемых сталей является использование **двойной закалки** перед старением. Например, сталь 08X15H35BTЮ, обладающую высокой жаропрочностью, при **первой закалке** нагревают до 1150–1180 °С для выращивания зерна определенного размера и перевода γ' -фазы в твердый раствор. Закалку проводят путем **охлаждения на воздухе**, при этом часть γ' -фазы выделяется.

При нагреве под **вторую закалку** (1050 °С) небольшая часть γ' -фазы остается нерастворенной, переходят в твердый раствор не все карбиды хрома, вторая фаза укрупняется. При охлаждении на воздухе при повторной закалке и последующем старении γ' -фаза выделяется в виде дисперсных включений размером 20–50 нм.

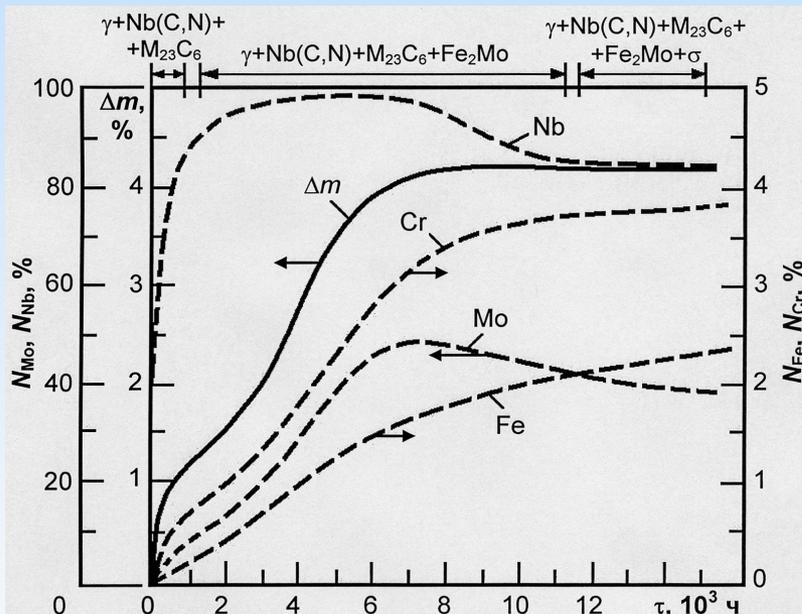
После полной ТО сталь 08X15H35BTЮ состоит из **четырёх основных фаз**: γ -твердого раствора, γ' -(Ni, Fe, Cr)₃(Al, Ti, W), TiC и M_3B_2 . В результате двойной закалки со старением сталь наряду с мелкими включениями имеет определенный объем укрупненных выделений. Такая структура позволяет получить высокую прочность и необходимый запас пластичности.

СТРУКТУРА И ФАЗЫ В РЕАКТОРНОЙ СТАЛИ 09X16H15M3Б



Структура стали 09X16H15M3Б после старения при 700 °С, 2000 ч:

- I – карбонитрид $Nb(C, N)$
- II – карбид $M_{23}C_6$
- III – фаза Лавеса $Fe_2(Mo, Nb)$
- IV – фаза Лавеса $Fe_2(Mo, Nb)$
- V – Карбид M_6C [$(Cr, Fe, Mo, Nb, Ni)_6C$]



Изменение общего количества избыточных фаз (Δm) и количества Fe, Cr, Mo, Nb (соответственно N_{Fe} , N_{Cr} , N_{Mo} , N_{Nb}), перешедших в избыточные фазы, в зависимости от длительности старения при 650 °С

ХАРАКТЕРИСТИКА ФАЗ В СТАЛИ 09X16H15M3Б

Фаза	Тип решетки	Параметры решетки, нм	Состав фазы, %	Типичная форма частицы	Размер частицы, мкм
γ -фаза (матрица)	ГЦК	$a=0,3560\div 0,3595$	$\frac{C}{0,06}$ $\frac{Cr}{16}$ $\frac{Ni}{15}$ $\frac{Mo}{3}$ $\frac{Nb}{0,5}$	–	–
Nb(C, N)	ГЦК	$a=0,4360\div 0,4437$	$\frac{Mo}{5}$ $\frac{C}{10}$ $\frac{N}{1}$ $\frac{Nb}{\text{остальное}}$	Куб с округлыми вершинами	0,1–0,8
$M_{23}C_6$	ГЦК	$a = 1,064 \div 1,069$	$\frac{Cr}{60}$ $\frac{Fe}{23}$ $\frac{Mo}{12}$ $\frac{C}{5}$	Цепочки вдоль границ зерен	0,2–2
M_6C	ГЦК	$a \approx 1,09$	–	Бесформенные выделения в тройных точках и на границах зерен	>2
λ -фаза (Лавеса)	Гексагональная (ГПУ)	$a = 0,470\div 0,476$ $c = 0,766\div 0,790$	$\frac{Fe}{40}$ $\frac{Cr}{15}$ $\frac{Mo}{40\div 35}$ $\frac{Nb}{5\div 10}$	Прутикообразная	$d=0,1\div 0,5$ $l=0,4\div 2,0$
σ -фаза	Тетрагональная	$a=0,8811\div 0,8840$ $c=0,4538\div 0,4635$	$\frac{Cr}{25\div 28}$ $\frac{Mo}{5\div 7}$ $\frac{Ni}{5\div 7}$ $\frac{Nb}{0,8\div 1,2}$ $\frac{Fe}{\text{остальное}}$	Различные: от прутикообразных до глобулообразных	~10
χ -фаза	Сложная кубическая типа α -Mn	$a = 0,889 \div 0,890$	$\frac{Cr}{20\div 21}$ $\frac{Mo}{12\div 13}$ $\frac{Ni}{3\div 5}$ $\frac{Nb}{2}$ $\frac{Fe}{\text{остальное}}$	То же	~10
CrS	ГПУ	$a \approx 1,27; c \approx 1,14$	–	Пластинчатая	–

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ СВОЙСТВА РЕАКТОРНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

$T_p = 600 \text{ }^\circ\text{C}$. Среди отечественных аустенитных сталей *наивысшие прочностные* свойства имеют стали ЭК-164 и ЭП-172-У ($\sigma_B = 600$ и 580 МПа соответственно, $\sigma_{0,2} = 475$ МПа), что существенно превышает прочностные свойства сталей типа 18-10, ЭИ-847 и их зарубежных аналогов серий 304 и 316 ($\sigma_B = 390\text{--}480$ МПа, $\sigma_{0,2} = 170\text{--}245$ МПа). При этом у сталей ЭК-164 и ЭП-172-У относительное удлинение *намного ниже*: $\delta \approx 10 \%$ против $\delta = 25\text{--}40 \%$ у остальных сталей.

$T_p = 650 \text{ }^\circ\text{C}$. С увеличением температуры до $650 \text{ }^\circ\text{C}$ прочностные свойства *всех сталей снижаются* на $10\text{--}20$ МПа при сохранении δ , а у сталей ЭК-164 и ЭП-172-У δ *возрастает* до $\sim 20 \%$.

$T_p = 700 \text{ }^\circ\text{C}$. При $700 \text{ }^\circ\text{C}$ *явное преимущество* по прочности перед остальными сталями имеют стали ЭК-164 и ЭП-172-У (σ_B – около 500 МПа и $\sigma_{0,2}$ – около 400 МПа против $\sigma_B = 300\text{--}400$ МПа и $\sigma_{0,2} = 150\text{--}200$ МПа у остальных сталей). При этом δ сталей ЭК-164 и ЭП-172-У *сравнивается* с δ остальных сталей ($\sim 25 \%$).

Более того, при этой температуре сталь ЭП-172-У ($\sigma_B = 520$ МПа, $\sigma_{0,2} = 420$ МПа, $\delta = 26 \%$) *имеет небольшое преимущество* по механическим свойствам перед сталью ЭК-164 ($\sigma_B = 500$ МПа, $\sigma_{0,2} = 410$ МПа, $\delta = 24 \%$).

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ В ВОДЕ И ПАРЕ

Виды коррозионного повреждения:

- *Общая коррозия* аустенитных сталей в дистиллированной воде при комнатной температуре протекает с *кислородной деполяризацией*.
С ростом температуры возрастает скорость разряда ионов водорода, и при $T = 300\div 400$ °С коррозия протекает с *водородной деполяризацией*.
- *Межкристаллитная коррозия*, усиливается при наличии O_2 .
- *Коррозионное растрескивание под напряжением* (КРН), усиливается при наличии O_2 . Должно быть $C_{O_2} < 0,01-0,02$ мг/л.
- *Местная коррозия* (язвенная, точечная или отдельными пятнами) – при наличии в стали шлаковых включений, трещин, раковин, различных загрязнений и других неоднородностей.
- *Щелевая коррозия*, развивается в зазорах и щелях между деталями (в шарико-подшипниках циркуляционных насосов, в местах заклепок и др.).

МЕЖКРИСТАЛЛИТНАЯ КОРРОЗИЯ (МКК)

Сущность МКК: выдержка сталей при $T = 450 \div 850$ °С приводит к выпадению по границам зерен **хромосодержащих вторичных фаз** – карбидов (карбонитридов), σ -фазы, интерметаллидов → обеднение приграничных областей хромом шириной 1–2 мкм.

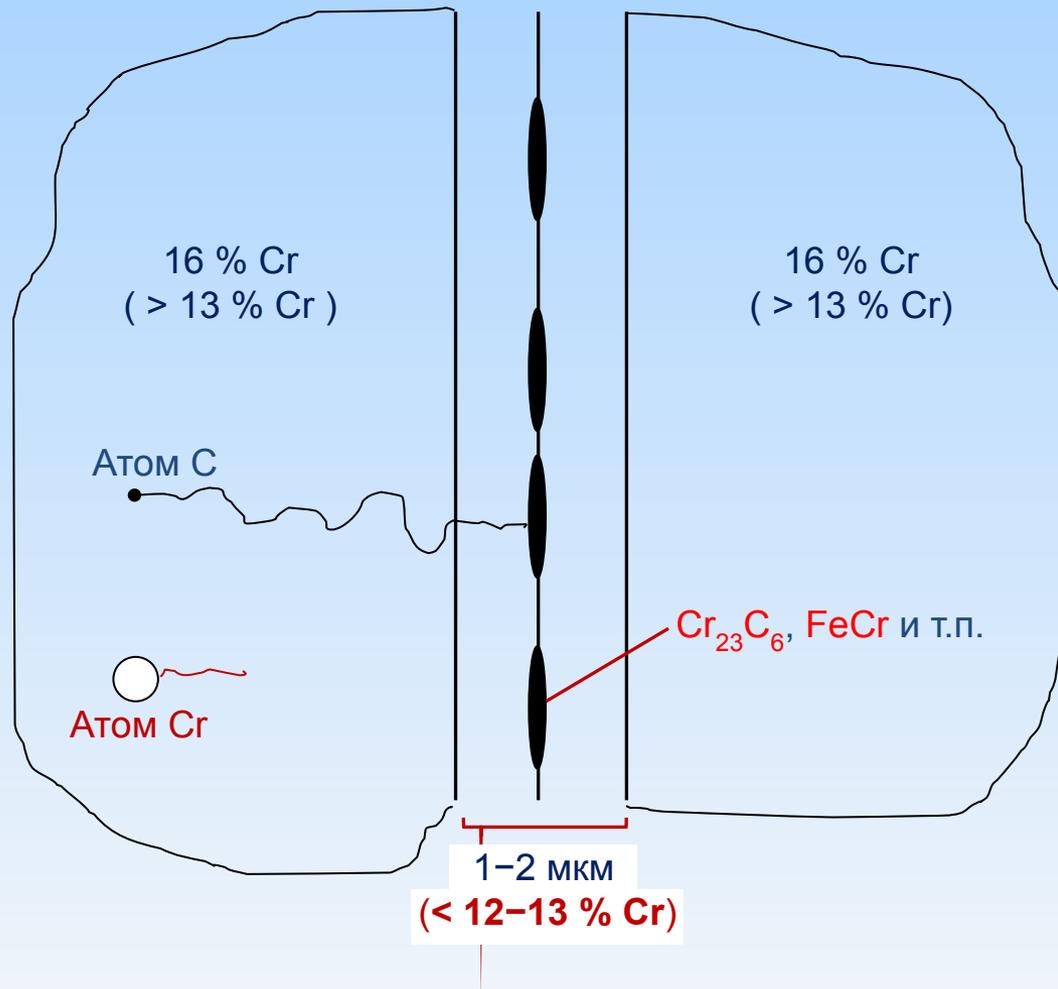
Наиболее интенсивно МКК в аустенитной стали протекает в интервале **$T = 550–650$ °С**.

Сталь с **повышенным содержанием углерода** более чувствительна к МКК, так как при 550–650 °С углерод интенсивно диффундирует к границам зерен и связывает Cr из приграничных областей твердого раствора в карбиды (**«карбидная» теория МКК**).

При температуре до 650 °С **скорость диффузии хрома в ГЦК решетке еще мала**, и преимущественное значение приобретает скорость выделения карбидов. При $T > 650$ °С диффузия хрома из внутренних зон зерна все быстрее компенсирует его убыль в периферийных зонах при образовании карбидов → **снижение МКК**.

Ферритные и ферритно-мартенситные стали при 650 °С **значительно меньше подвержены МКК**, поскольку в ОЦК решетке при этой температуре **скорость диффузии хрома высока**, и одновременно с выпадением хромосодержащих выделений по границам будет происходить диффузионное выравнивание концентрации хрома в приграничной зоне.

МЕЖКРИСТАЛЛИТНАЯ КОРРОЗИЯ (СХЕМА)



СПОСОБЫ БОРЬБЫ С МКК

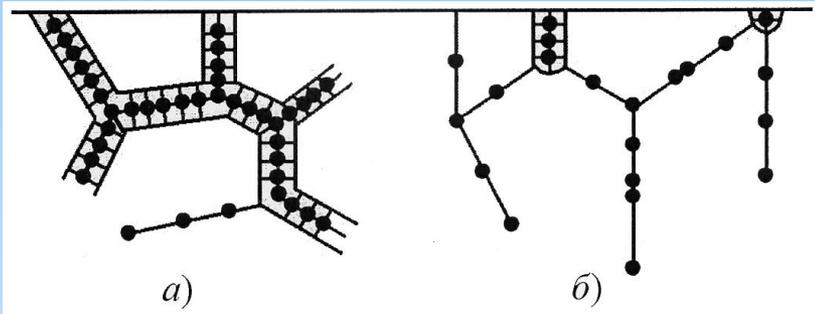


Схема межкристаллитного расположения карбидов в стали, *склонной* (450–650 °С) (а) и *не склонной* (700–850 °С) (б) к МКК

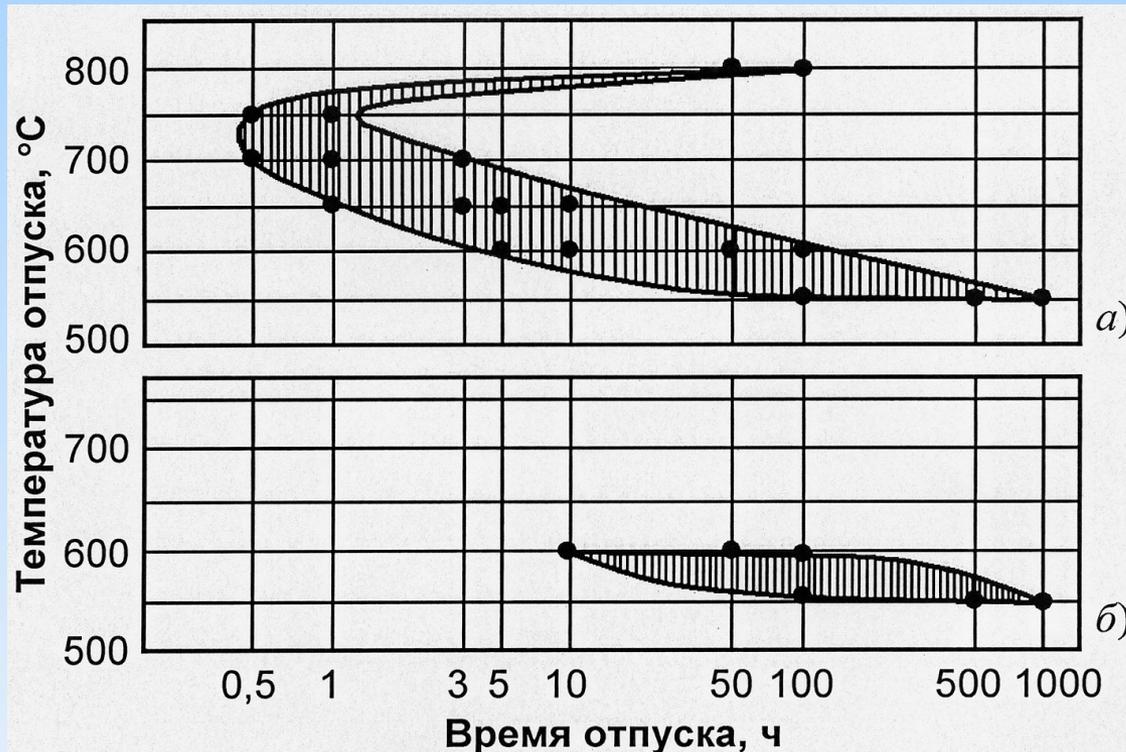
Наиболее распространенным способом предотвращения МКК – легирование (*стабилизация*) сталей сильными карбидообразующими элементами – титаном или ниобием → карбиды типа **МС**.

Количество ЛЭ:

- для Ti – *не ниже* $5 \cdot (C - 0,03 \%)$,
- для Nb – *не ниже* $10 \cdot (C - 0,01 \%)$ (C – концентрация углерода в %).

Склонность аустенитных сталей к МКК возрастает с повышением температуры закалки до 1300 °С → почти полностью переходят в твердый раствор все карбиды → последующий нагрев в интервале 450–850 °С способствует выделению, в первую очередь, *карбидов хрома*. Длительный нагрев при 850–950 °С приводит *к полному выделению и коагуляции карбидов*, поэтому он используется как метод борьбы с МКК (*стабилизирующий отжиг*).

СПОСОБЫ БОРЬБЫ С МКК: СТАБИЛИЗИРУЮЩИЙ ОТЖИГ



Температурно-кинетические кривые, характеризующие склонность коррозионно-стойких сталей 0X23H28M3D3T (а) и X18H10T (б) к межкристаллитной коррозии. Заштрихованные площади – области максимальной чувствительности к межкристаллитной коррозии

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА МКК

- *Состав среды.*
- *Растягивающие напряжения*, по значению близкие к пределу текучести стали или превышающие его; разрушение может наступить даже в таких средах, в которых без растягивающих напряжений аустенитные стали не корродируют.
- Влияние *холодной деформации* перед отпуском на склонность аустенитных сталей к МКК в значительной мере зависит от *состава стали*, который определяет скорости диффузии хрома и углерода и возможность образования ферритной фазы. *Деформация после отпуска всегда уменьшает склонность аустенитных сталей к МКК*, так как дробление зерен и нарушение непрерывности границ зерен препятствует проникновению разрушения в глубь металла.

КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ (КРН)

КРН возникает при **одновременном действии *растягивающих напряжений* и *корродирующей среды***.

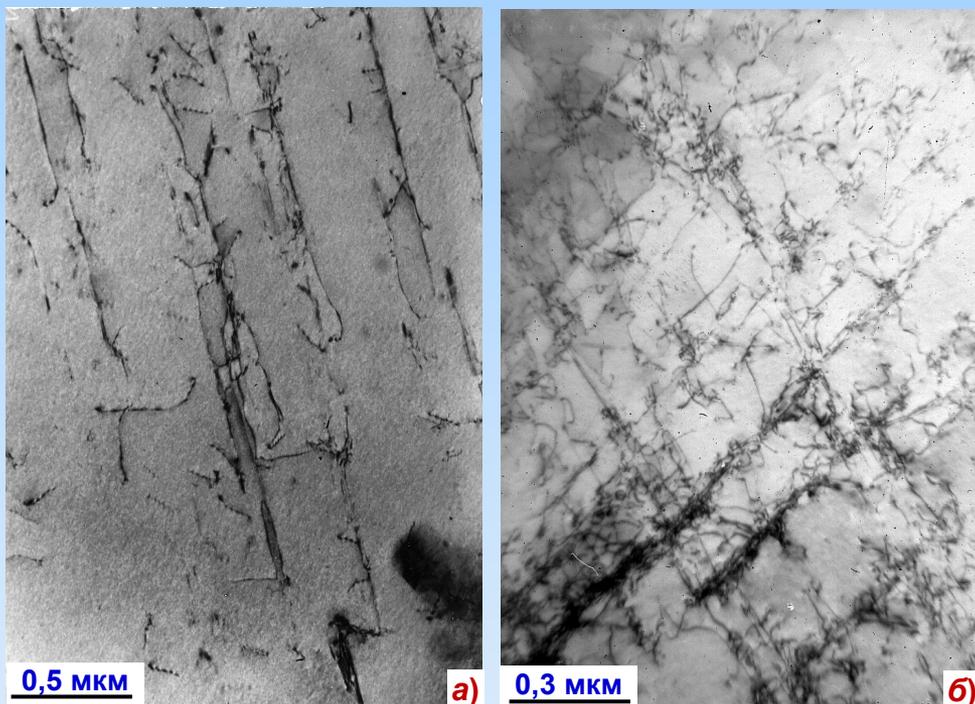
Аустенитные стали наиболее сильно подвержены так называемому ***хлоридному КРН*** в растворах хлоридов железа, магния, цинка, кальция, лития и др. Исследования большого числа твэлов, вышедших из строя по причине КРН, показывают, что **наиболее опасными являются хлориды железа**.

Трещины при КРН могут развиваться от поверхности в глубь металла, проходя по телу зерен (***транскристаллитное*** разрушение) и по границам зерен (***межкристаллитное*** разрушение).

Факторы, влияющие на КРН:

напряжения, состав среды, температура, длительность воздействия среды, структура и состав металла, степень пластической деформации (наклепа), характер защитных пленок на металле и др.

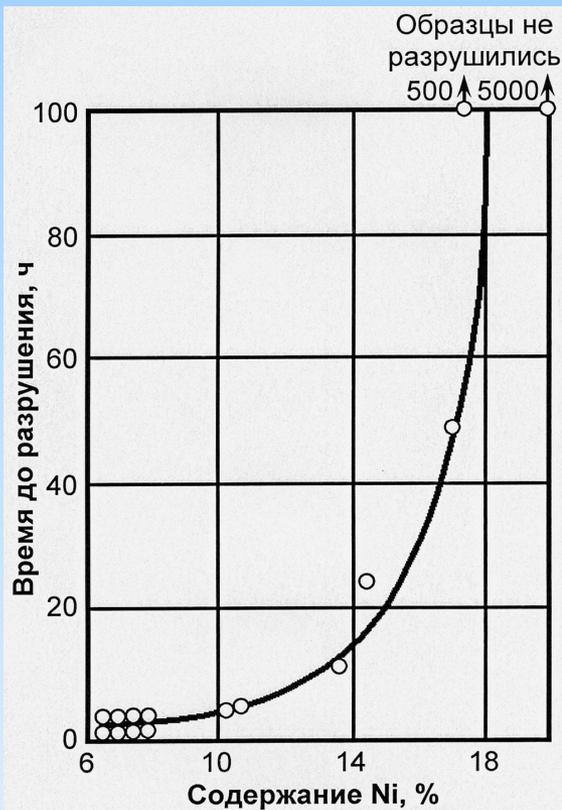
КРН: РОЛЬ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ



Компланарное расположение дислокаций в аустенитной стали (а) и *ячеистое* расположение в никелевом сплаве (б) после растяжения на 5 %

Зарождение и распространение трещин при КРН происходит на участках поверхности напряженного металла, содержащих *определенные группировки дислокаций*: склонность к внутрикристаллическому КРН – характерная черта *однофазных сплавов* с четко выраженной *компланарной* (плоскостной) дислокационной структурой. Стали с ячеистой дислокационной структурой обладают повышенной стойкостью к внутрикристаллическому КРН. Образование ячеистого распределения дислокации типично для неупорядоченных материалов с *высокой энергией дефектов упаковки*, в которых *облегчено поперечное скольжение*.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТАЛИ НА КРН



Влияние содержания **Ni** в стали с 17–18% Cr на склонность ее к КРН в кипящем растворе $MgCl_2$ при $\sigma = 2,8$ МПа

Стойкость к КРН возрастает также при *снижении концентрации Cr* при постоянном содержании Ni, *уменьшении содержания элементов, способствующих образованию аустенита* (C, N) до 0,002 %.

Легирование **Nb**, **Ti** или **Mo**, повышая энергию дефектов упаковки аустенита, также уменьшает склонность к КРН.

Для КРН аустенитных сталей *недостаточно присутствия в коррозионной среде одних хлоридов* – должны присутствовать *одновременно хлориды и кислород*, т.е. большую роль в КРН играет *состав коррозионной среды*:

так, при концентрации кислорода **1 мг/кг** в присутствии в воде хлоридов наблюдается КРН, которое не испытывает резкого усиления с увеличением концентрации кислорода до **1200 мг/кг**.

ДРУГИЕ ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА КРН

КРН начинается лишь при наличии *растягивающих* внешних или внутренних напряжений.

По своему происхождению эти напряжения могут быть самыми различными: *механическими*, *гидростатическими*, *термическими*, *фазовыми*, *технологическими*.

С ростом растягивающих напряжений хлоридное КРН аустенитных сталей ускоряется.

На развитие КРН сильно влияет и *пластическая деформация*, которая, хотя бы в микрообъемах, является *необходимым условием* КРН.

Присутствие в воде щелочей может в определенных условиях вызывать КРН аустенитных сталей и сплавов (*щелочная хрупкость*). **Она может развиваться и в отсутствие кислорода.** Природа этого разрушения еще не выявлена.

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ В ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕПЛОНОСИТЕЛЯХ

Натрий и эвтектика натрий-калий.

Коррозия аустенитной стали в натриевом теплоносителе при 500 °С вообще не является ограничивающим фактором при установлении ресурса установок. Повышение температуры натрия до 550 °С приведет к увеличению скорости коррозии примерно в 2,5 раза, но и в этом случае глубина коррозии не превысит 90 мкм при эксплуатации реактора в течение 440 тыс. ч, т.е. 60 лет с коэффициентом использования установленной мощности 80%.

ГЛАВНОЕ: Обеспечить *содержание кислорода* в Na и Na-K сплаве не выше $5 \cdot 10^{-3} \%$.

При $T > 500 \div 600$ °С в системах аустенитных сталей с щелочными жидкометаллическими теплоносителями наблюдается *термический перенос массы* – коррозионные поражения локализуются в местах с максимальной температурой, а растворенная масса компонентов стали осаждается из теплоносителя в более холодной части контура из-за значительных различий растворимости составляющих стали в теплоносителе при разной температуре.

Скорость растворения v стали возрастает с увеличением скорости движения теплоносителя v_T примерно как

$$v \sim v_T^{0,8}$$

РАСТВОРИМОСТЬ МЕТАЛЛОВ В ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕПЛОНОСИТЕЛЯХ

Жидкий металл	T, °C	Содержание элемента, %				
		Ni	Cr	Fe	Nb	Mo
Li	600	0,1	0,01	0,002	–	–
	800	1,8	0,02	0,005	–	–
	1000	4,0	–	0,025	Менее	Менее
	1200	–	4,0	0,065	0,0001	0,0001
Na	600	–	0,00001	0,001	–	–
	800	–	–	0,002	–	–
	1000	0,004	–	0,008	0,0007	–
	1200	–	–	0,06	0,003	–

Установлено, что коррозионная стойкость аустенитных сталей в Na зависит главным образом *от содержания кислорода в натрии*. Увеличение скорости коррозии в Na с высоким содержанием кислорода, по-видимому, обусловлено тем, что кислород в Na образует с компонентами сталей хорошо растворимые соединения типа ферритов $(\text{Na}_2\text{O})_2 \cdot \text{FeO}$.

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ В ЖИДКОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕПЛОНОСИТЕЛЯХ

Литий.

В Li скорость *коррозии значительна*, не рекомендуется сочетать с ним стали с высоким содержанием Ni, т.к. Ni заметно выщелачивается. Хромоникелевые стали с Li теплоносителем можно применять до 600 °С, при более высокой температуре (700–800 °С) предпочтение следует отдать ферритным сталям без Ni (например, 0X13, 1X13, 1X13М2БФР и др.).

В целом, возможности применения аустенитных хромоникелевых сталей в качестве конструкционного материала для работы в контакте с Li сильно ограничены в связи с неудовлетворительной коррозионной стойкостью.

Свинец.

Проблема коррозионной стойкости аустенитных сталей в Pb, как и хромистых сталей, решается применением специальной технологии свинцового теплоносителя, позволяющей создавать на поверхности защитные оксидные пленки и поддерживать их толщину на оптимальном уровне. Тем не менее, в результате проведенных исследований *аустенитные стали признаны нестойкими в свинцовом теплоносителе.*

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙЦ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С ПРОДУКТАМИ ДЕЛЕНИЯ (ПД) ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА

Наибольшие повреждения оболочке наносят ПД топлива, такие химически активные элементы, как **Cs**, **Te** и **I**, активно взаимодействующие с внутренней поверхностью оболочки вплоть *до утонения ее до 100–150 мкм*.

Цезий. Химическое взаимодействие цезия и сталей наблюдается *только в присутствии кислорода*. Проникновение Cs в сталь по границам зерен происходит при 700 °С в течение 100 ч при значении кислородного потенциала –400 кДж/моль.

Цезий–теллур. Теллур в комбинации с Cs вызывает *очень интенсивную межзеренную коррозию* стали при значениях кислородного потенциала от –564 кДж/моль при 725 °С (окислительный порог для коррозионно-стойкой стали) до –334 кДж/моль (слегка застехеометрическое топливо). Особенно активна смесь Cs и Te в соотношении Cs:Te ≤ 2.

Теллур. Учитывая химическую активность и существенный выход Te при делении UO_2 , можно считать его вторым после Cs продуктом деления с точки зрения активности в коррозионном процессе.

Йод и бром начинают слабо реагировать со сталью при 400 °С *независимо от кислородного потенциала топлива*. Однако глубина проникновения при более высоких температурах *увеличивается с ростом кислородного потенциала*.

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

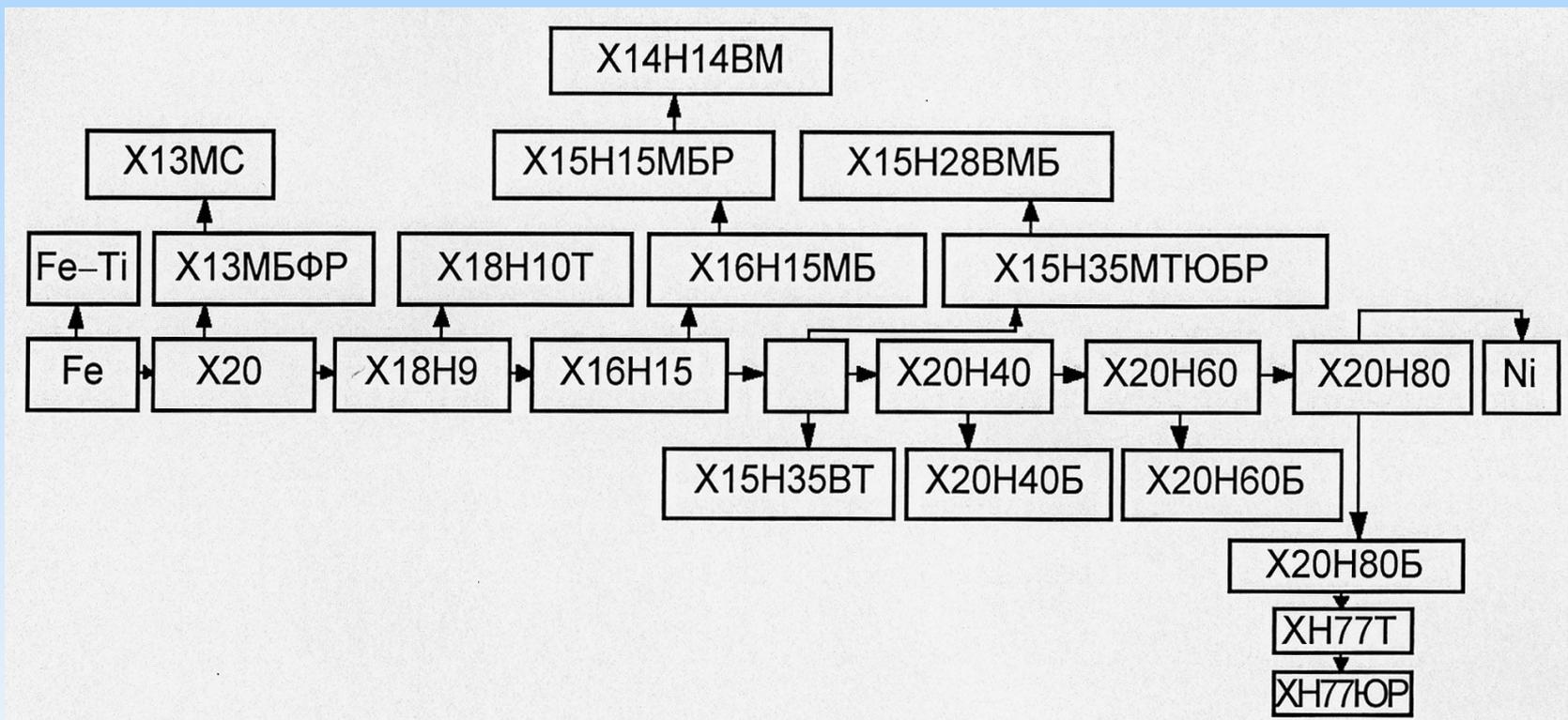
Аустенитные коррозионно-стойкие стали, применяемые в активной зоне ЯЭУ, а также предполагаемые в качестве материала первой стенки и банкета ТЯР, могут накопить за период эксплуатации большие дозы нейтронов ($\Phi_n > 10^{26} \div 10^{27} \text{ м}^{-2}$ с $E > 0,1 \text{ МэВ}$).

При $T_{\text{обл}} \leq 100 \text{ }^\circ\text{C}$: *радиационное упрочнение* – повышению σ_v , $\sigma_{0,2}$ и понижению δ пластичности при $T_{\text{исп}} \leq 100 \text{ }^\circ\text{C}$. При $T_{\text{исп}}$ до $400 \text{ }^\circ\text{C}$ облученная сталь также обладает более высокими прочностными характеристиками и меньшей пластичностью. Начиная с $T_{\text{исп}} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ влияние облучения на упрочнение уменьшается. При $T_{\text{исп}} = 625\text{--}650 \text{ }^\circ\text{C}$ оно практически не проявляется из-за отжига радиационных дефектов.

При $T_{\text{обл}} > 350\text{--}500 \text{ }^\circ\text{C}$ $\Phi_n > 10^{25} \text{ м}^{-2}$: *высокотемпературное радиационное охрупчивание (ВТРО)*, заключающееся в существенном снижении пластических свойств. *Процесс необратимый* – никакой пост-радиационный отжиг пластичность не восстанавливает.

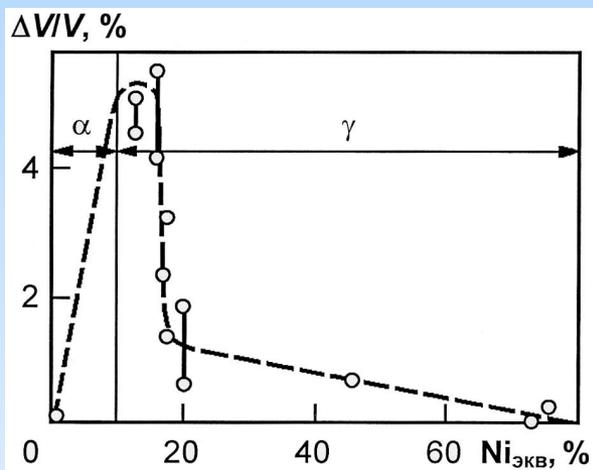
Все материалы в какой-то мере подвержены ВТРО, причем ВТРО увеличивается *с ростом содержания Ni в стали*.

ПОСЛЕРАДИАЦИОННАЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ОХРУПЧИВАЕМОСТЬ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Ni

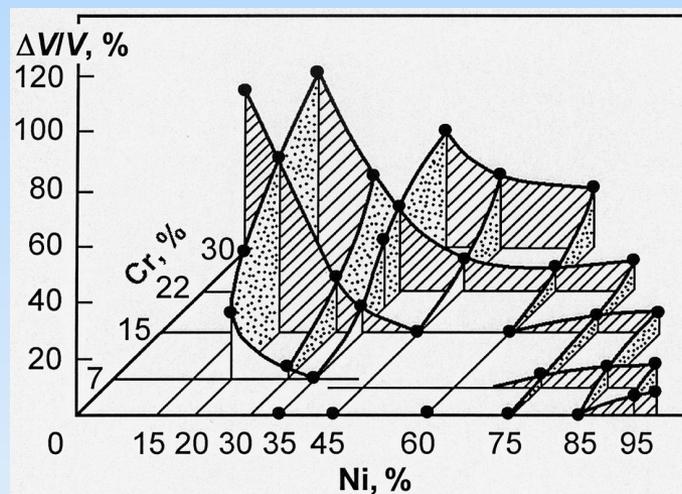


РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

При больших флюенсах быстрых нейтронов наблюдается *радиационное распухание* хромоникелевых сталей. Распухание существенно зависит от состава основы, легирования и исходной структуры сталей.



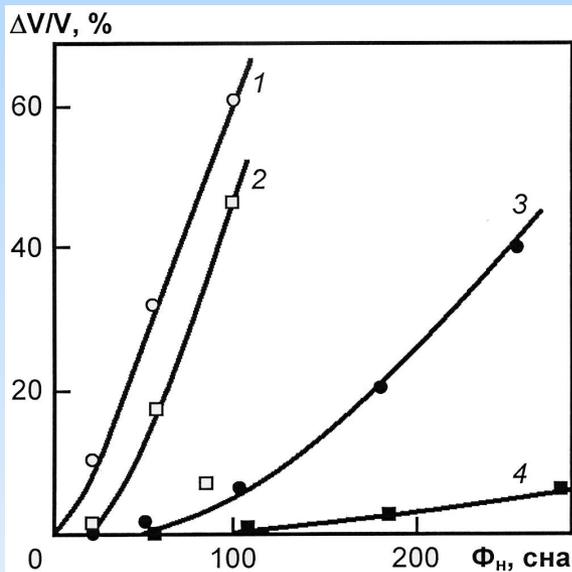
Зависимость распухания сплавов Fe–Cr–Ni с $18 \pm 3\%$ Cr, облученных ионами Ni^{6+} , $E = 46,5$ МэВ, $T_{обл} = 600-650$ °С, $\Phi_H = 40$ сна, от содержания никеля



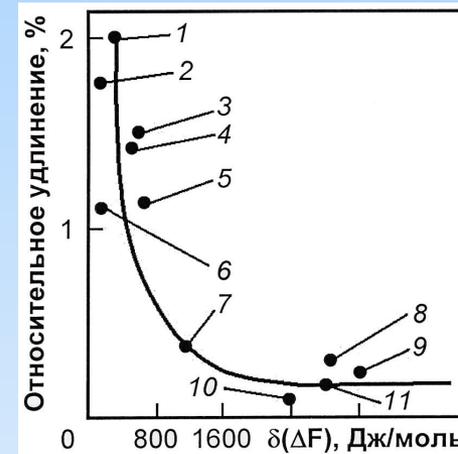
Тройная диаграмма зависимости распухания сплавов Fe–Cr–Ni от содержания Ni и Cr, облученных ионами Ni^{2+} , $E = 5$ МэВ, $T_{обл} = 675$ °С, $\Phi_H = 140$ сна

РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Среди аустенитных коррозионно-стойких сталей наибольший переходный (инкубационный) период распухания имеют стали с 35–40 % Ni.



Влияние Ni на длительность переходного периода распухания Fe–Cr–Ni-сталей при облучении ионами Ni^{2+} $T_{\text{обл}} = 675 \text{ }^\circ\text{C}$:
1 – 20; 2 – 25; 3 – 35; 4 – 45 % Ni



Зависимость относительного удлинения образцов Fe–Cr–Ni-сталей и сплавов, вызванного распуханием при облучении, реактор DFR ($D = 30 \text{ сна}$, $T_{\text{обл}} = 600 \text{ }^\circ\text{C}$), от различия свободной энергии в аустенитном и ферритном состояниях:

1 – FV548 (основа – X17H12); 2 – 347 (X18H9);
3 – 316L (X16H14); 4 – 316 (X18H12);
5 – M316 (X17H14); 6 – 321 (X18H10); 7 – G68 (X14H25);
8 – PE16 (X17H43); 9 – GAB (X16H43);
10 – PE16 (X17H43); 11 – PE16 (X16H40)

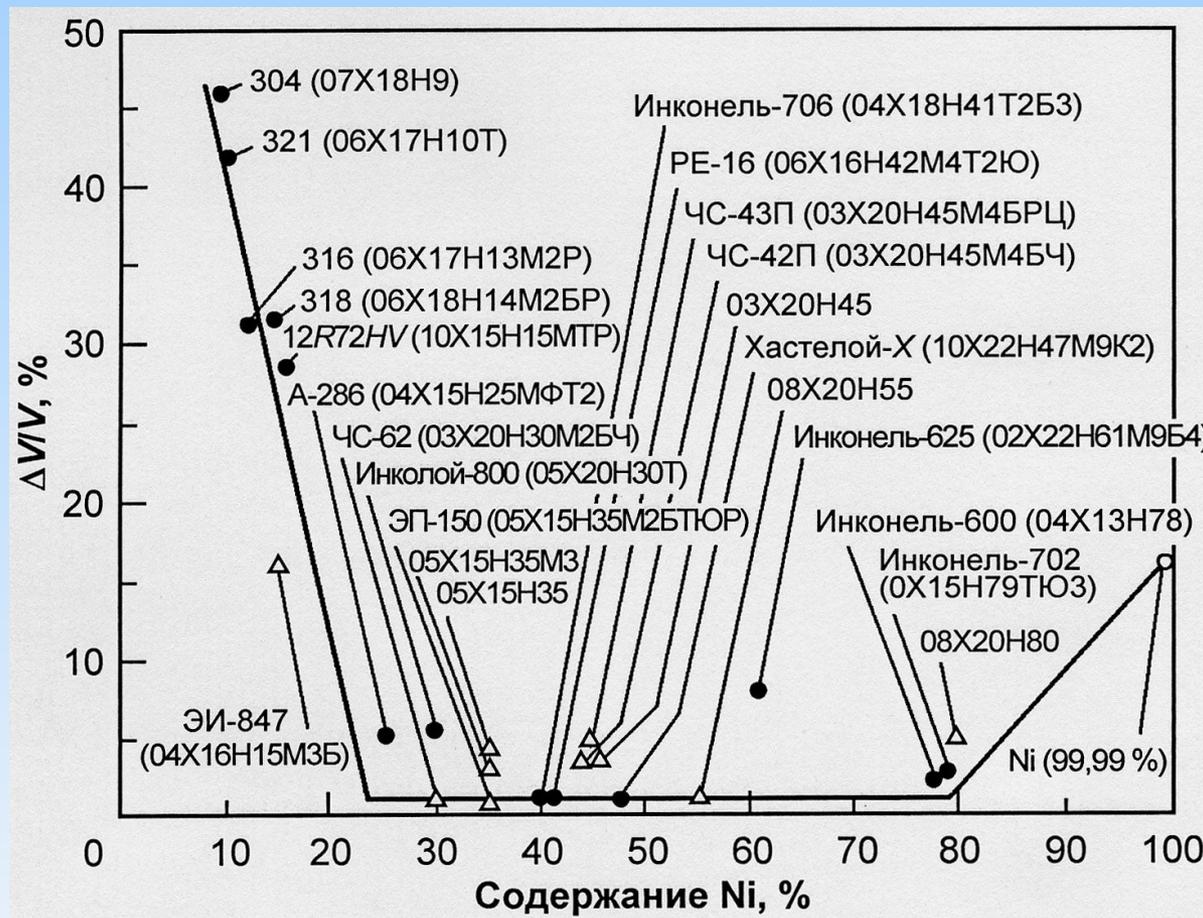
РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Другой путь влияния на склонность сталей к радиационному распуханию – легирование и разумное варьирование концентрацией примесей внедрения. Легирующие элементы (и примеси) сдерживают развитие пористости только тогда, когда находятся в *твердом растворе*. Распад твердого раствора с формированием вторичных фаз, следовательно, обеднением матрицы легирующими элементами как до, так и в процессе облучения сопровождается ускорением распухания:

Сталь	Термомеханическая обработка	Распухание, %
316 + 0,25 % Ti	Аустенизация (при 1100 °С)	< 1
	Аустенизация + ХД 20 %	< 1
	Аустенизация + ХД 20 % + <i>+ старение при 900–950 °С, 1 ч</i>	11
316 + 0,5 % Nb	Аустенизация (при 1100 °С)	< 1
	Аустенизация + ХД 20 %	< 1
	Аустенизация + ХД 20 % + <i>+ старение при 900–950° С</i>	16

Облучение электронами в ВВЭМ при 400–600 °С до $\Phi_n = 30$ сна (измерения проведены при температуре максимума распухания 550 °С)

РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ



Сопrotивляемость радиационному распуханию отечественных (▲) и зарубежных (●) аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов с различным содержанием никеля

Спасибо за внимание!