

ТЕМА 1:

**«Понятие о специальных сталях и сплавах,
эффективность их применения. Цели и задачи
дисциплины»**

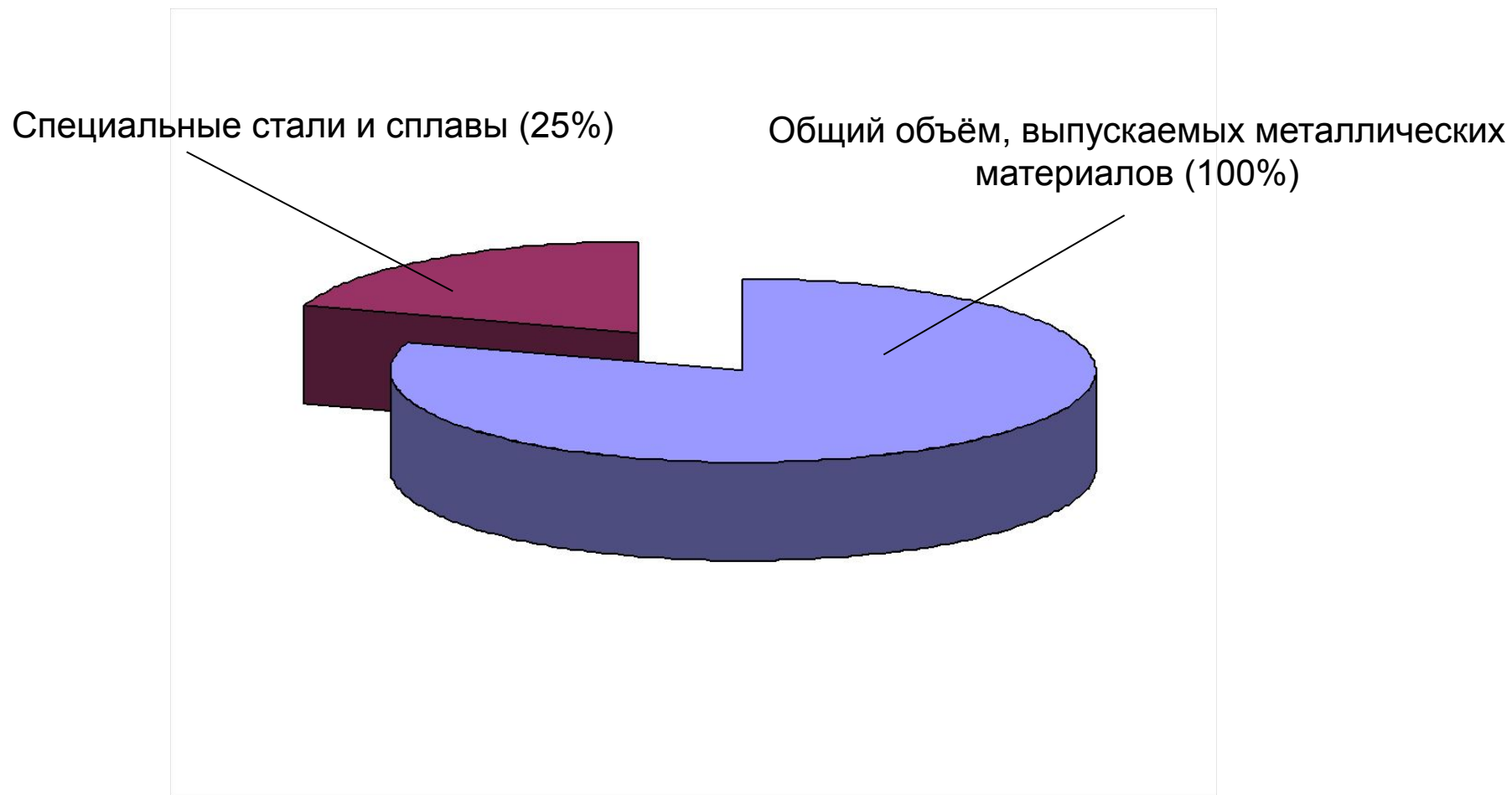
**Около 1500 марок легированной
стали выпускается в Росси**

```
graph TD; A([Около 1500 марок легированной стали выпускается в Росси]) --> B([Производственно-эксплуатационные нужды 80%]); A --> C([Капитальное строительство 20 %]);
```

**Производственно-
эксплуатационные нужды
80%**

**Капитальное
строительство 20 %**

Доля специальных сталей и сплавов, в общем объёме производства металлических материалов составляет около 25%.



Специальные стали и сплавы – это стали и сплавы предназначенные для работы в особых условиях эксплуатации, связанных с воздействием высоких и низких температур, агрессивных сред (атмосферная, жидкостная и газовая коррозии), а также повышенных эксплуатационных нагрузок различного характера (статические, динамические, циклические нагрузки).

Легированные стали – это сплавы на основе железа, в химический состав которых специально введены легирующие элементы, обеспечивающие при определенных способах производства и обработки требуемую структуру и свойства.

Легирующими элементами называют химические элементы, специально введенные в сталь для получения требуемых строения, структуры, физико-химических и механических свойств.

Основными легирующими элементами в современных сталях являются **Mn, Si, Cr, Ni, Mo, W, Co, Cu, Ti, V, Zr, Nb, Al**

В некоторых сталях легирующими элементами могут быть также **P, S, N, Se, Te, Pb, La**

Примесями называют химические элементы, перешедшие в состав стали в процессе ее производства как технологические добавки или как составляющие шихтовых материалов

Содержание примесей в стали обычно ограничивается следующими пределами: Mn < 0,8 %, Si < 0,4 %, Cr < 0,3 %, Ni < 0,3 %, Cu < 0,3 %, Mo < 0,10 %, W < 0,2 %, P < 0,025...0,040 %, S < 0,015...0,050 %.

**Относительно недефицитные легирующие
элементы - Mn, Si, Cr, Al, Ti, V**

**Дефицитные легирующие элементы – Nb,
Mo, Cu, P, Ta**

**Особо дефицитными следует считать
W, Ni, Co**

Технико-экономические факторы определяющие эффективность применения легированной стали для изготовления того или иного изделия и конструкции :

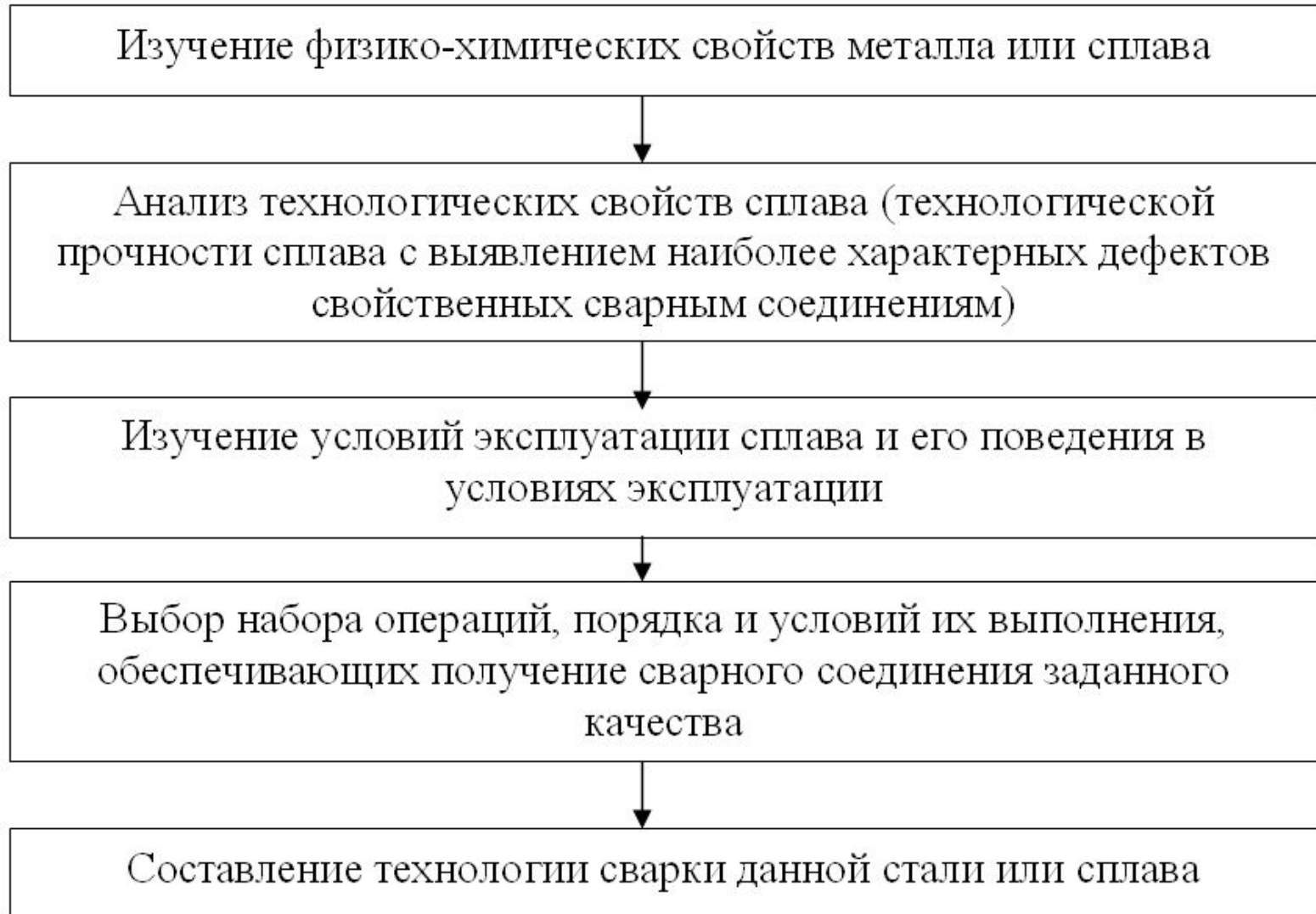
- получение новых эксплуатационных и технологических свойств металла (например, коррозионная стойкость, жаропрочность, свариваемость, штампуемость и т.п.);
- обеспечение необходимой надежности и долговечности (хладостойкость, износостойкость, сопротивление усталости и т.п.);
- уменьшение массы (веса); снижение расходов на изготовление, монтаж, транспортирование и эксплуатацию.

Специфический состав или обработка определяют специфическую реакцию специальных сталей и сплавов на термомеханический цикл сварки.

Всё это приводит к необходимости применять ряд специфических технологических приёмов, с целью получения качественного сварного соединения. Это, в свою очередь, и определяет особенности технологии сварки той или иной группы специальных сталей и сплавов.

Целью дисциплины «Сварка специальных сталей и сплавов» является овладение студентом навыками рационального выбора технологии сварки материалов, созданных для работы в особых условиях эксплуатации.

Алгоритм решения технологической задачи по разработке технологии сварки специальной стали или сплава



Основные классы рассматриваемых специальных сталей и сплавов

1. Высокопрочные стали
2. Жаропрочные стали
3. Жаростойкие стали
4. Коррозионностойкие (нержавеющие) стали
5. Алюминиевые сплавы
5. Титановые сплавы

СВАРКА ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Основные технико-экономические факторы, определяющие эффективность применения высокопрочных сталей в металлоконструкциях:


- получение новых эксплуатационных характеристик в виде повышенной прочности металла (зачастую повышение хладостойкости)
- повышение надежности и долговечности конструкций из высокопрочных сталей
- уменьшение массы (веса) конструкций

Высокопрочные стали применяют в изделиях, для которых важно уменьшение массы при сохранении высокой прочности

Высокопрочные стали используют в космической, ракетной, авиационной технике, а также в ряде отраслей приборостроения.

Высокопрочные стали при необходимой прочности должны иметь достаточные пластичность, сопротивление динамическим нагрузкам, ударную вязкость, усталостную прочность, а для сварных конструкций и хорошую свариваемость.

Способы достижения особых свойств стали



выбор рациональной системы легирования сплава

различные способы обработки сталей:

- термическая;
- механическая (волочение);
- термо-механическая.

Получение сталей высокой прочности неизбежно ведет к понижению характеристик пластичности и прежде всего сопротивления хрупкому разрушению

Надежность стали в конструкции (изделии) может быть охарактеризована **конструктивной прочностью**

Параметры конструктивной прочности



предел текучести ($\sigma_T, \sigma_{0,2}$)

параметр вязкости разрушения (трещиностойчивости) – K_{1c}

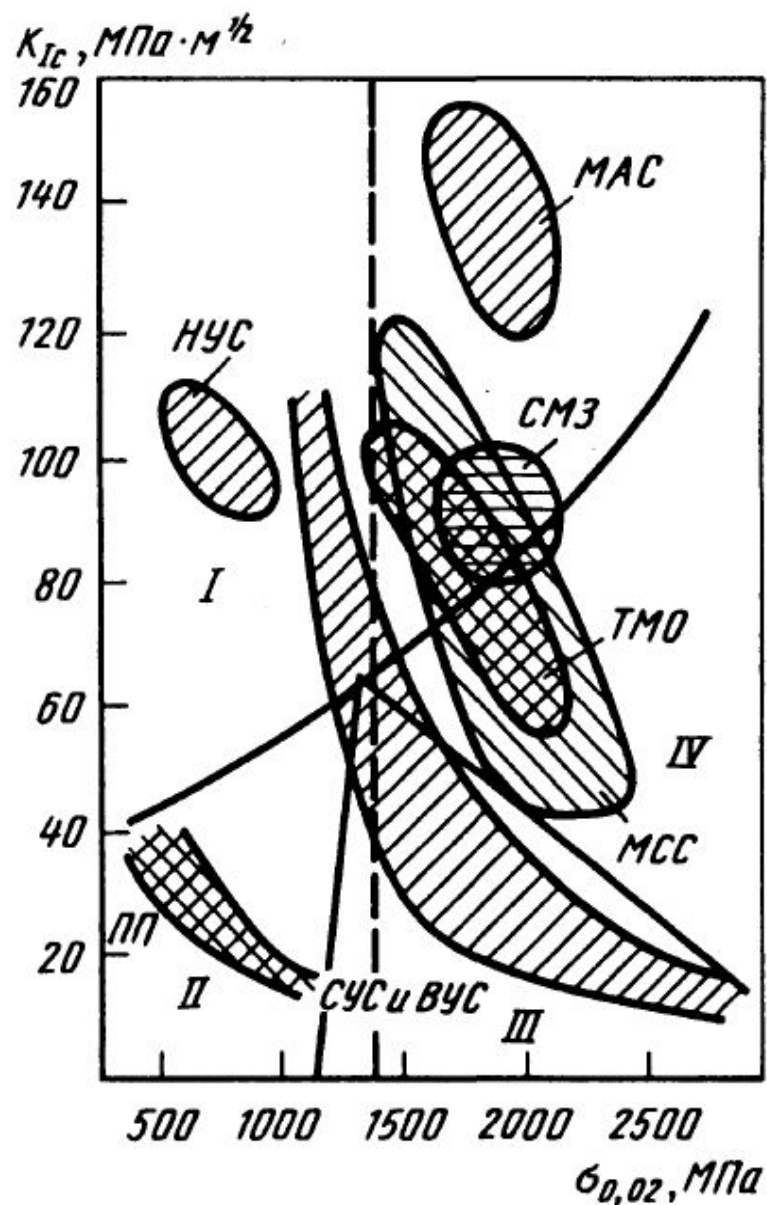


Рис. 1 Обобщенная диаграмма конструктивной прочности конструкционных сталей (О.И. Романив, А.Н. Ткач). МАС – метастабильные аустенитные стали; НУС – низкоуглеродистые стали; СУС и ВУС – средне- и высоколегированные стали; МСС – мартенситно-стареющие стали; СМЗ – стали со сверхмелким зерном; ТМО – стали после термомеханической обработки; ПП – эвтектоидные стали со структурой пластинчатого перлита. Характер разрушения: I – область вязкого разрушения; II – транскристаллитный скол; III – интеркристаллитный скол; IV – квазискол

Основные группы высокопрочных сталей

1. высокопрочные строительные стали
2. высокопрочные машиностроительные стали
3. мартенситно-старяющие стали

Высокопрочные строительные стали

К высокопрочным строительным сталям относятся низколегированные стали с пределом текучести

$$\sigma_T = 400 \dots 750 \text{ МПа.}$$

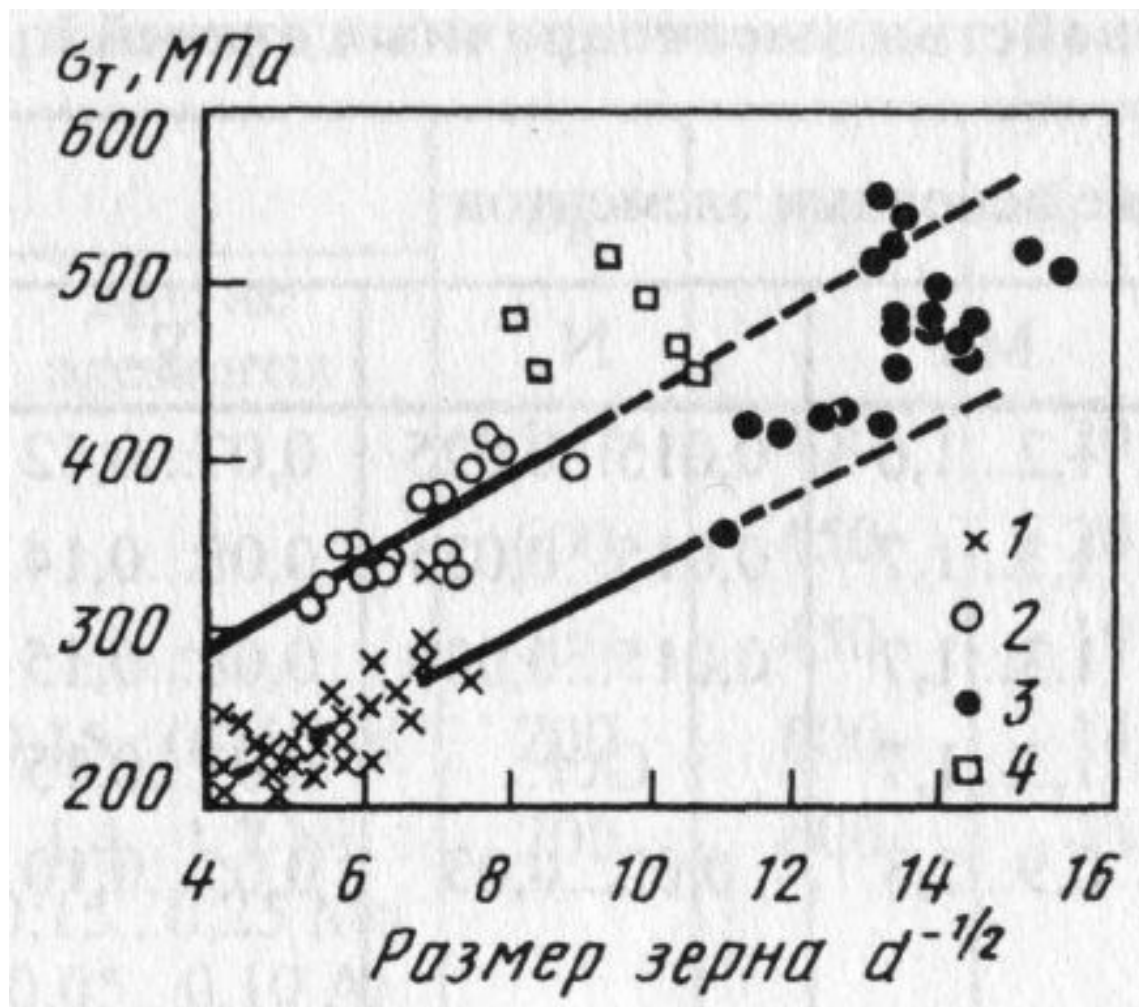
Получения оптимального соотношения прочности и пластичности стали достигают несколькими путями:

- 1) карбонитридным упрочнением сталей,
- 2) термической обработкой,
- 3) контролируемой прокаткой,
- 4) созданием малоперлитных и бейнитных сталей.

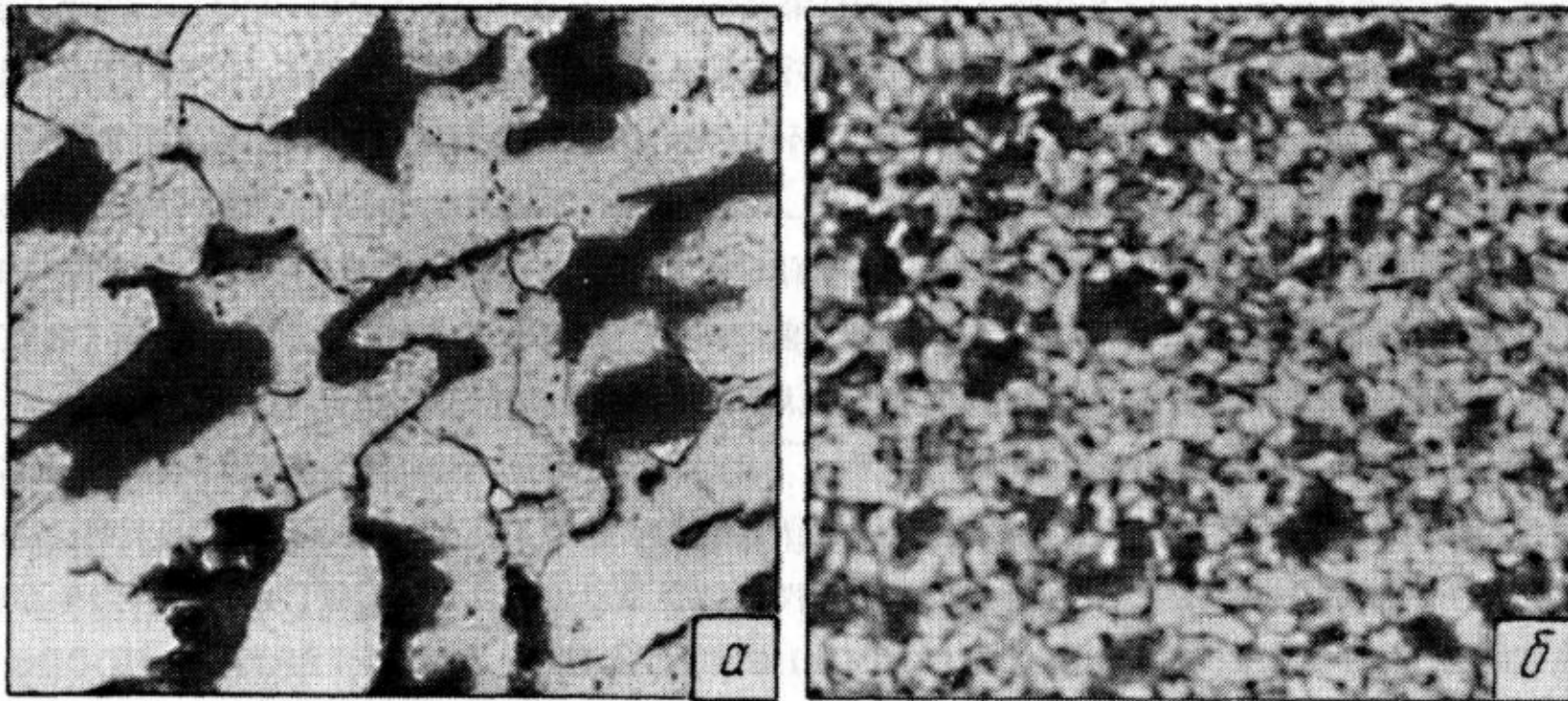
Карбонитридное упрочнение

способ воздействия на структуру и свойства сталей посредством образования упрочняющих дисперсных карбонитридных фаз при легировании стали ванадием и ниобием (иногда дополнительно алюминием и титаном) в сочетании с повышенным содержанием азота (до 0,030 %)

Главными факторами карбонитридного упрочнения являются собственно **дисперсионное упрочнение**, а также **измельчение аустенитного и действительного зерна стали.**



Зависимость предела текучести от размера зерна углеродистой стали Ст3 (1) и низколегированной 09Г2С (2) и стали 16Г2АФ (3, 4) с карбонитридным упрочнением



Действительное зерно низколегированной стали 14Г2 (а)
и стали с карбонитридным упрочнением 16Г2АФ (б),
×200 (А.В. Рудченко)

Стали с карбонитридным упрочнением обладают наивысшей прочностью и наименьшей температурой перехода из вязкого в хрупкое состояние.

К сталям с карбонитридным упрочнением относятся такие марки сталей как:

**15ГФ, 15Г2СФ, 10Г2Б, 14Г2АФ, 16Г2АФ,
18Г2АФпс, 12Г2СМФ, 12ГН2МФАЮ.**

Таблица 1

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С КАРБИНТРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Марка стали	Содержание основных элементов, %					
	C	Si	Mn	N	V	другие
14Г2АФ	0,12-0,18	0,3-0,6	1,2-1,6	0,015-0,025	0,07-0,12	---
16Г2АФ	0,14-0,2	0,3-0,6	1,3-1,7	0,015-0,025	0,08-0,14	---
18Г2АФпс	0,18-0,22	0,4-0,7	1,3-1,7	0,015-0,030	0,08-0,15	0,15-0,25 Mo
12Г2СМФ	0,09-0,15	0,4-0,7	1,3-1,7	0,02-0,03	0,07-0,15	1,4-1,7 Ni
12ГН2МФАЮ	0,09-0,16	0,4-0,6	0,9-1,3	0,02-0,03	0,05-0,10	0,15-0,25 Mo 0,05-0,1 Al

Таблица 2

Механические свойства высокопрочных сталей с карбонитридным упрочнением

Марка стали	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	КСУ, МДж/м ² , при t, °С		Состояние поставки*
				- 40	- 70	
14Г2АФ	550	400	20	0,4	0,3	Н
16Г2АФ	600	450	20	0,4	0,3	Н
18Г2АФпс	600	450	19	0,4	0,3	Н или ТУ
12Г2СМФ	700	600	14	0,35	--	ТУ
12ГН2МФАЮ	700	600	14	---	0,3	ТУ

Примечание: * - Н – нормализация, ТУ – термоупрочнение.

Стали с карбонитридным упрочнением применяются для изготовления наиболее ответственных сварных металлоконструкций, эксплуатируемых в обычных климатических условиях, а также в сооружениях северного исполнения, эксплуатируемых в районах с температурой ниже $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Достигаемая при этом экономия металла в сравнении с его расходом на конструкции из обычной низколегированной стали типа 10Г2С1 и 14Г2 составляет 15...30 %, а по сравнению с конструкциями из углеродистой стали Ст3 - около 30...50 %.

Малоперлитные стали

имеют пониженное содержание углерода (до 0,10 %), что приводит к уменьшению количества перлита в стали, а следовательно, к повышению ударной вязкости и пластичности, снижению порога хладноломкости и улучшению свариваемости.

Снижение прочностных характеристик компенсируется введением в сталь карбонитридообразующих элементов - ванадия, ниобия, азота и алюминия

В России разработана малоперлитная сталь **09Г2ФБ**, содержащая 0,04...0,08 % V, 0,02...0,05 % КБ и до 0,015 % N. Такая сталь имеет мелкозернистую структуру феррита с дисперсными карбонитридами ванадия и ниобия.

Оптимальная структура стали и
высокие механические свойства
достигаются после контролируемой
прокатки

Контролируемая прокатка

разновидность термомеханической обработки, она представляет собой обработку металла давлением, регламентируемую определенной температурой окончания прокатки ($\sim 800...850$ °С) и заданной степенью обжатия (15...20 %).

Контролируемая прокатка позволяет получить оптимальное сочетание прочности и вязкости при использовании стали с карбонитридным упрочнением. Процесс обеспечивает получение мелкого зерна стали.

Низкоуглеродистые бейнитные стали

благодаря системе легирования имеют такую устойчивость переохлажденного аустенита, которая обеспечивает после контролируемой прокатки превращение аустенита с образованием продуктов промежуточного превращения - игольчатого феррита

Типичным представителем таких сталей является
сталь **08Г2МФБ**

Высокопрочные машиностроительные стали

это стали, временное сопротивление которых $\sigma_B > 1600$ МПа и $\sigma_{0,2} > 1400$ МПа. Стали с пределом текучести более 2000 МПа иногда называют сверхвысокопрочными.

Основные виды высокопрочных машиностроительных сталей

- легированные низкоотпущенные стали;
- дисперсионно-твердеющие стали;
- стали со сверхмелким зерном;
- ПНП-стали (ПНП – пластичность, наведённая превращением).

Легированные низкоотпущенные стали

Указанные легированные конструкционные стали после закалки и низкого отпуска имеют высокие значения временного сопротивления ($\sigma_v > 1700$ МПа) и предела текучести ($\sigma_{0,2} > 1500$ МПа) при достаточно высоких значениях пластичности (относительное удлинение и относительное сужение).

Роль легирования при этом заключается в повышении устойчивости мартенсита, обеспечении необходимой прокаливаемости и повышении сопротивления хрупкому разрушению.

Высокопрочные низкоотпущенные стали легируют **хромом, молибденом, вольфрамом и ванадием, а также кремнием.**

Таблица 3

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОУПУЩЕННЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Страна	Среднее содержание основных элементов, %						
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
30XГСН2А	Россия	0,3	1,05	1,15	1,6	1,0	---	---
40XГСН3ВА		0,4	0,65	0,7	2,75	1,0	---	---
35XГСА		0,35	1,25	0,95	---	1,25	---	0,12
AISI 4330	США	0,3	0,3	0,9	1,83	0,85	0,43	0,08
AISI 4340		0,4	0,3	0,7	1,85	0,8	0,25	---
Хай-Таф		0,25	1,5	1,3	1,8	0,3	0,4	---
Супер-Хай-Таф		0,4	2,3	1,3	---	1,4	0,35	0,2
CSV4	Германия	0,38	1,5	---	--	1,5	--	0,1
WA248		0,45	1,0	0,3	---	1,0	--	0,2
En26	Англия	0,4	0,2	0,6	2,5	0,65	0,55	--
Reх539		0,35	1,55	1,57	1,8	0,11	0,34	0,21
En40с		0,38	0,33	0,63	0,9	3,13	0,87	0,24

Таблица 4

Механические свойства высокопрочных сталей с карбиднитридным упрочнением

Марка стали	Страна	$T_{отп}$, °C	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
30ХГСН2А	Россия	250	1850	1600	13	50	0,6
40ХГСН3ВА		250	2000	1700	11	45	0,4
35ХГСА		230	1700	1500	12	48	0,4
AISI 4330	США	245	1790	1460	10	---	--
AISI 4340		230	1980	1640	10	35	--
Хай-Таф		290	1650	1400	14	50	--
Супер-Хай-Таф		290	2050	1680	10	--	--
CSV4	Германия	400	1720	---	--	--	--
WA248		370	1890	---	--	--	--
En26	Англия	200	1860	1610	13	--	--
Рех539		350	1810	1510	10	--	--
En40с		450	1720	1430	8,5	--	--

К недостаткам низкоотпущенных высокопрочных сталей относится большая чувствительность к действию различных сред: водородная хрупкость, возникающая при травлении и гальванических покрытиях, хрупкость при контакте с водой, металлическими расплавами и т.д.

Кроме того, после низкотемпературного упрочняющего отпуска прочностные свойства таких сталей могут резко падать, если температура изделий окажется выше температуры отпуска.

Дисперсионно-твердеющие стали

Эти стали используют для изготовления высокопрочных изделий с высокой устойчивостью к повышенным температурам эксплуатации.

Эффект вторичного твердения при отпуске закаленных на мартенсит сталей основан на выделении специальных карбидов в интервале температур 550...650 °С.

При этом повышаются прочностные характеристики стали и падает пластичность и вязкость.

Таблица 5

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Страна	Среднее содержание основных элементов, %					
		C	Si	Cr	Mo	V	Другие
40X5M2CΦ	Россия	0,4	0,9	5,0	1,3	0,6	--
40X5M2CΦE		0,4	0,9	5,0	1,3	0,45	0,12 Nb
40X5ΦCB		0,4	0,9	5,0	0,5	0,45	0,12 Nb
H11	США	0,4	1,0	5,0	1,4	0,5	--
H13		0,4	1,0	5,0	1,3	1,0	--
Хро-Мау		0,35	1,0	5,0	1,4	0,3	1,4 W
Пирлесс 56		0,4	1,0	3,25	2,55	0,35	--
MOG510	Германия	0,4	1,0	5,0	1,5	0,6	--
HST120	Англия	0,3	0,2	3,0	2,0	0,45	--
HST140		0,4	0,2	5,0	2,0	0,45	--
Хекла 174		0,36	1,35	5,3	1,3	1,0	--
H50		0,4	0,63	5,0	1,3	0,8	--
Хромоди		0,35	1,0	5,0	1,5	1,0	--

Отпуск дисперсионно-твердеющих высокопрочных сталей обычно проводят при температурах несколько выше максимума прироста прочностных свойств, а именно, при 600-650 °С в области некоторого перестаривания, что повышает пластичность и вязкость, так как при максимальном развитии вторичного твердения наиболее интенсивно падает ударная вязкость.

Таблица 6

Механические свойства высокопрочных дисперсионно-твердеющих сталей

Марка стали	Страна	$T_{отп}$, °C	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
40X5M2CΦ	Россия	600	1720	--	12.0	40	0,37
40X5M2CΦE		600	1930	--	12.0	49	0,37
40X5ΦCB		600	1630	--	13.4	41	0,45
H11	США	--	2020	1670	9	34	--
H13		565	1810	1470	5	--	--
Хро-Мау		540	1580	--	--	--	--
Пирлесс 56		540	2100	1720	8	--	--
MOG510	Германия	540	1920	--	--	--	--
HST120	Англия	--	1890	--	7	--	--
HST140		600	2250	1780	7	--	--
Хекла 174		500	2130	--	4	--	--
H50		560	1980	1400	10	--	--
Хромоди		540	1890	--	--	--	--

Одним из важных достоинств дисперсионно-твердеющих сталей является сохранение высокой устойчивости против отпуска и, следовательно, высокие механические свойства при повышенных температурах эксплуатации. Дисперсионно-твердеющие высокопрочные стали могут быть использованы для работы при температурах на 100...150 °С ниже температуры отпуска, т.е. до 500 – 550 °С.

Стали со сверхмелким зерном

Одним из способов значительного увеличения прочности является получение сверхмелкозернистых сталей (диаметр зерна порядка 10 мкм и меньше).

Получение сверхмелкого аустенитного зерна, а при закалке резкое измельчение мартенситных пластин, можно осуществить при скоростной аустенитизации с применением специальных методов сверхскоростного нагрева и специальной схемы охлаждения

Достоинством подобной обработки является одновременное повышение вязкости разрушения K_{Ic} и ударной вязкости при высокой прочности.

К недостаткам таких сталей относится трудность, а иногда и невозможность, получения сверхмелкого зерна путем сверхбыстрой аустенитизации и закалки в больших сечениях, а также склонность таких сталей к разупрочнению при нагреве.

ПНП-стали (трип-стали (TRIP))

Соответствующим подбором легирующих элементов снижают мартенситные точки ниже комнатной температуры. Таким образом, после закалки такие стали имеют аустенитную структуру.

Для получения повышенных прочностных свойств стали подвергают пластической деформации в интервале температур 250...550 °С с большими степенями обжатия (до 80 %).

При этом мартенситные точки повышаются, и точка Мд становится выше комнатной температуры.

Деформация такого аустенита (например, при механических испытаниях) приводит к образованию мартенсита деформации во время испытания, что сопровождается увеличением прочностных свойств и значительным ростом относительного удлинения.

ПНП-стали легируют такими элементами как **марганец, кремний, молибден, хром, ванадий, вольфрам, никель**.

Содержание углерода в высокопрочных ПНП-сталях составляет 0,3 %.

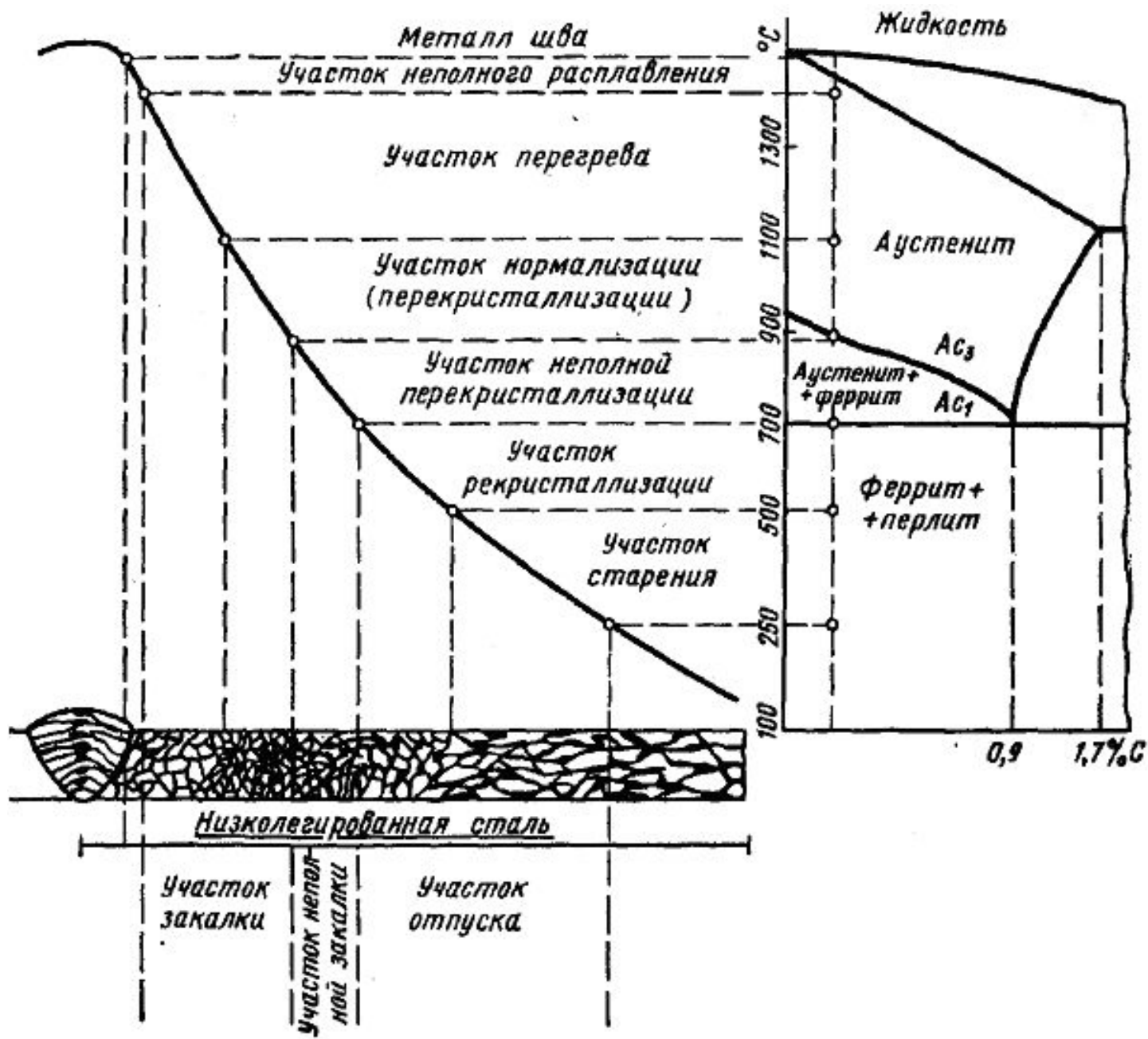
Достоинством ПНП-сталей являются высокие значения вязкости разрушения K_{1c} .

К недостаткам ПНП-сталей относятся значительные трудности, связанные с осуществлением большой пластической деформации при теплой деформации, трудность контроля состава стали, обеспечивающего необходимые характеристики превращения, высокая стоимость, особенно в случае использования высоконикелевых сталей, ограничения по сортаменту (лист, проволока, прутки).

Особенности сварки высокопрочных сталей

- 1) сложность предупреждения возникновения холодных трещин в околошовной зоне;
- 2) трудность предупредить образование кристаллизационных трещин в металле шва, возникновение которых обусловлено повышенным содержанием углерода и некоторых легирующих элементов (W, Mo);
- 3) невозможность получения металла шва, околошовной зоны и сварного соединения в целом равноценного свойствам основного металла

Чтобы прочность металла шва и основного металла соответствовали друг другу в нём нужно снизить содержание углерода и ввести определённое количество легирующих элементов, а это может приводить к образованию горячих и холодных трещин, уже в металле шва. Поэтому получение качественного сварного соединения со свойствами равноценными свойствам основного металла весьма затруднительно.



Особенности сварки высокопрочных сталей

- 1) сложность предупреждения возникновения холодных трещин в околошовной зоне;
- 2) трудность предупредить образование кристаллизационных трещин в металле шва, возникновение которых обусловлено повышенным содержанием углерода и некоторых легирующих элементов (W, Mo);
- 3) невозможность получения металла шва, околошовной зоны и сварного соединения в целом равноценного свойствам основного металла
- 4) Разупрочнение основного металла в ЗТВ

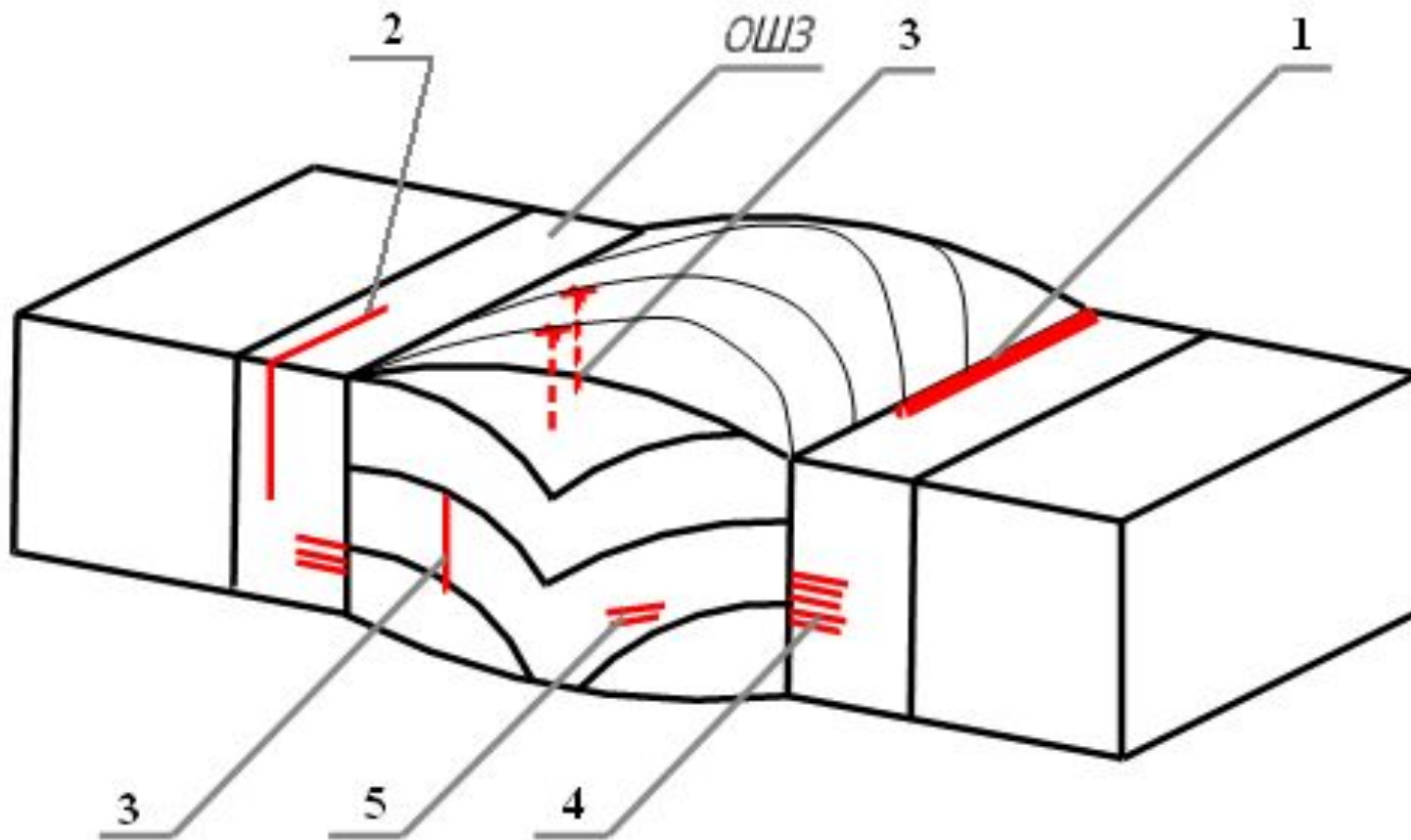
В результате сварочного нагрева и быстрого охлаждения трудно гарантировать получение пластичности и вязкости литого металла шва на уровне основного металла.

Холодные трещины в соединениях высокопрочных сталей

Холодные трещины – локальное межкристаллическое разрушение металла сварных соединений.

Формальными признаками холодных трещин, отличающими их от горячих, являются факт обнаружения трещин при визуальном наблюдении, как правило, после полного охлаждения сварного соединения и блестящий излом без следов высокотемпературного окисления.

Виды холодных трещин

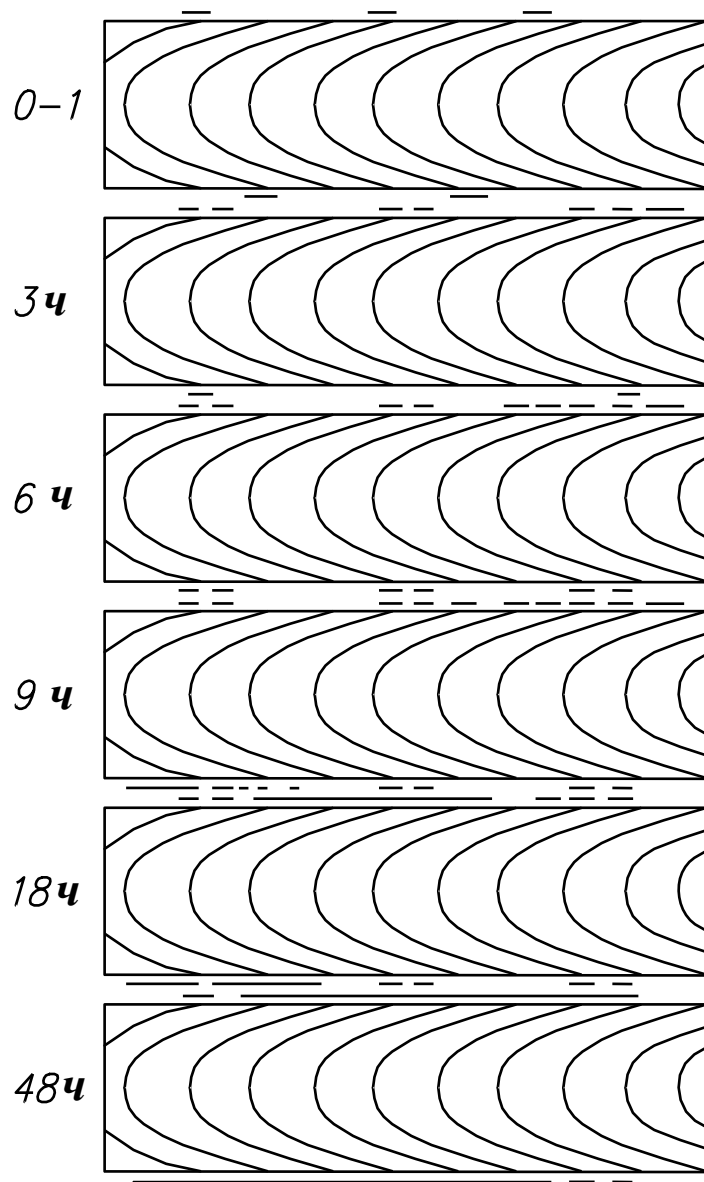


- 1) продольные околошовные трещины (отколы);
- 2) продольные трещины в зоне сплавления (отрывы);
- 3) продольные трещины металла шва;
- 4) поперечные трещины в околошовной зоне;
- 5) поперечные трещины в металле шва.

Отличительной особенностью холодных трещин является замедленный характер их развития.

Трещины образуются непосредственно после окончания сварки при охлаждении ниже $200 - 100^{\circ}\text{C}$, а также в послесварочный период, а затем медленно, на протяжении нескольких часов и даже суток развиваются как вдоль шва, так и по толщине свариваемого материала.

Зарождение и развитие холодных трещин



Первые околошовные трещины (отколы) через 20 – 25 мин по границам крупных зёрен непосредственно перемыкающих ко шву, $T_{\text{ШВА}}$ менее 130 0С, через 1 час 3 – 4 трещины.

Через 3 часа их количество увеличивается до 10. Отдельные трещины развиваются как по длине, так и по толщине пластин, сливаясь в одну.

Через 24 – 30 часов образуются трещины протяжённостью до 300 мм и глубиной до 4 мм., невидимые невооружённым взглядом.

Через 48 часов трещины обычно становятся сквозными

Трещины могут возникнуть в том случае, если металл в одной из зон сварного соединения претерпевает полную или частичную закалку.

Ориентировочно минимальная доля мартенсита в структуре перлитных сталей, при которой возможно образование холодных трещин, составляет 25 – 30%.

Основными процессами, обуславливающими образование холодных трещин в высокопрочных сталях являются:

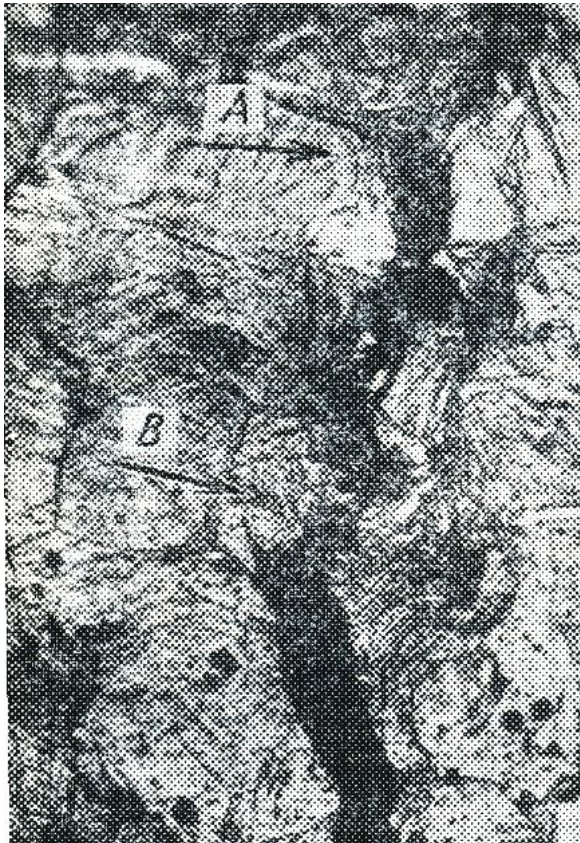
Мартенситное превращение аустенита в околошовной зоне или сварном шве (для отколов);

Мартенситное превращение аустенита в зоне перемешивания основного и наплавленного металлов (для отрывов);

Насыщение водородом

Выделение карбонитридных фаз по границам зерен при охлаждении после сварки

Наиболее часто встречаются и наиболее изучены холодные трещины двух первых разновидностей типа «откола» и «отрыва» и установлен ряд закономерностей их образования.



Холодные трещины как правило состоят из очага разрушения (А) и участка развития трещины (Б)

Для развития микротрещин требуются более высокие напряжения, чем для их образования.

Поэтому в некоторых случаях они могут существовать в сварных соединениях, не влияя на их работоспособность при эксплуатационных нагрузках, меньших критических.

Субмикротрещины, видимо, вообще могут «зарастать» в результате упорядочения дефектной структуры металла в процессе «отдыха». *При нагрузках выше критических микротрещины получают развитие, что приводит к разрушению конструкций.*

При повышении содержания водорода снижается критический размер субмикротрещин и соответственно уменьшается сопротивляемость их развитию в микротрещины.

Факторы, определяющие возможность образования ХТ:

- 1) структурное состояние металла сварного соединения, характеризующее наличием составляющих мартенситного и бейнитного типа;
- 2) уровень растягивающих сварочных напряжений первого рода, определяемый жесткостью сварной конструкции, режимом сварки, типом металла шва и другими причинами
- 3) содержание и распределение водорода в металле сварного соединения после сварки, зависящие от концентрации водорода в атмосфере дуги, исходного содержания водорода в основном металле и других условий

Закономерности замедленного разрушения следующие:

- 1) разрушение возникает после некоторого инкубационного периода при деформировании с малыми скоростями или нагружении постоянной нагрузкой;
- 2) сопротивляемость разрушению постепенно возрастает с увеличением времени после термического воздействия (от 1 суток до 1 года) в результате так называемого процесса «отдыха»;
- 3) склонность к разрушению полностью подавляется при охлаждении ниже минус 70°C , восстанавливаясь при последующем нагреве до 20°C , заметно ослабляется при нагреве до $100 - 150^{\circ}\text{C}$ и полностью исчезает при нагреве до $200 - 300^{\circ}\text{C}$.

Решающее влияние на стойкость высокопрочных сталей против холодных трещин оказывают: перегрев околошовной зоны, температурный интервал мартенситного превращения в этой зоне, а также скорость охлаждения околошовной зоны и металла шва в этом температурном интервале.

Чем меньше перегрев, медленнее охлаждение, выше температура мартенситного превращения, тем меньше нарушение атомного строения на границах зёрен и тем более затрудняется зарождение микротрещин. Чем выше пластичность мартенсита, тем меньше вероятность развития холодных трещин.

Оценка склонности сталей к образованию ХТ

Широко применяют параметрические уравнения, полученные статистической обработкой экспериментальных данных.

Расчет значения эквивалента углерода $C_{\text{экв}}$ (согласно ГОСТ 27772-88):

$$C_{\text{экв}} = C + Mn/6 + Si/24 + Cr/5 + Ni/40 + Mo/4 + V/14 + Cu/13 + P/2$$

где C, Mn и др. – символы элементов и их содержание, %.

Стали, у которых $C_{\text{ЭКВ}} > 0,35 \%$, считаются потенциально склонными к образованию трещин.

$C_{\text{ЭКВ}}$ является обобщенным параметром состава стали, характеризующим ее прокаливаемость.

При $S_{\text{экв}} > 0,40 \%$ при сварке становится возможным образование закалочных структур в металле сварного соединения, *что при условии насыщения металла водородом и высоких сварочных напряжений может привести к образованию ХТ.*

Значение $S_{\text{экв}}$ вне связи с этими условиями не может служить показателем сопротивляемости сварного соединения трещинам.

Расчет параметра трещинообразования P_w (по Ито - Бессио), %:

$$P_w = P_{см} + H_{гг} / 60 + K / (40 \cdot 10^4)$$

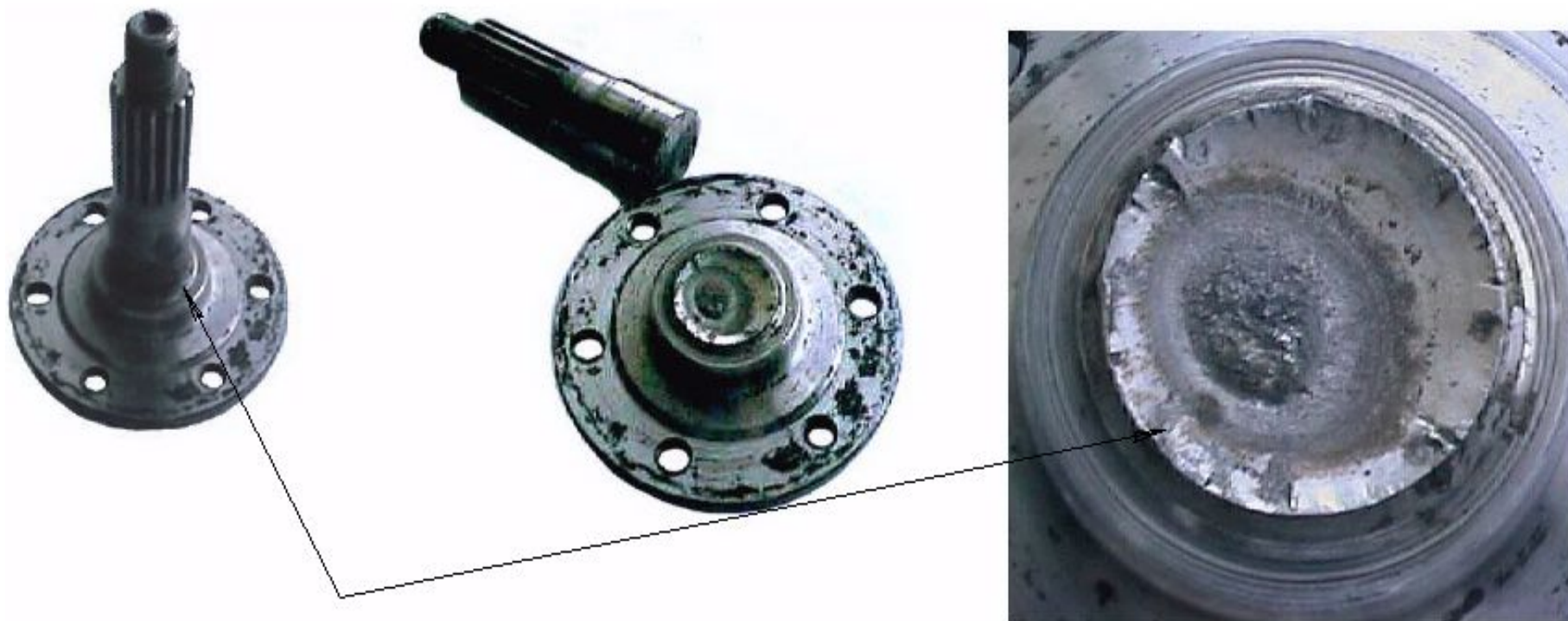
$$P_{см} = C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + (Mo + V)/15 + 5 \cdot B$$

где $H_{гг}$ – концентрация диффузионного водорода в металле шва, установленного глицериновым методом, мл/100 г, $H_{гг} = 0,64$
 $H_{мис} - 0,93$ ($H_{мис}$ - концентрация водорода, установленная с помощью ртутного метода МИС или хроматографическим методом); $K \approx 685 \times \delta$ - коэффициент интенсивности жесткости сварного соединения применительно к технологической сварочной пробе «Тэккен», Н/мм² (δ - толщина металла, мм).

Параметр R_w применим для низколегированных сталей с содержанием углерода 0,07... 0,22 %, пределом текучести 500 ... 700 МПа, погонной энергией сварки $q/V = 15...20$ кДж/см.

Если $R_w > 0,286$ %, то сварные соединения потенциально склонны к образованию ХТ.

Разрушение вала ведущего колеса автомобиля



Сварной шов

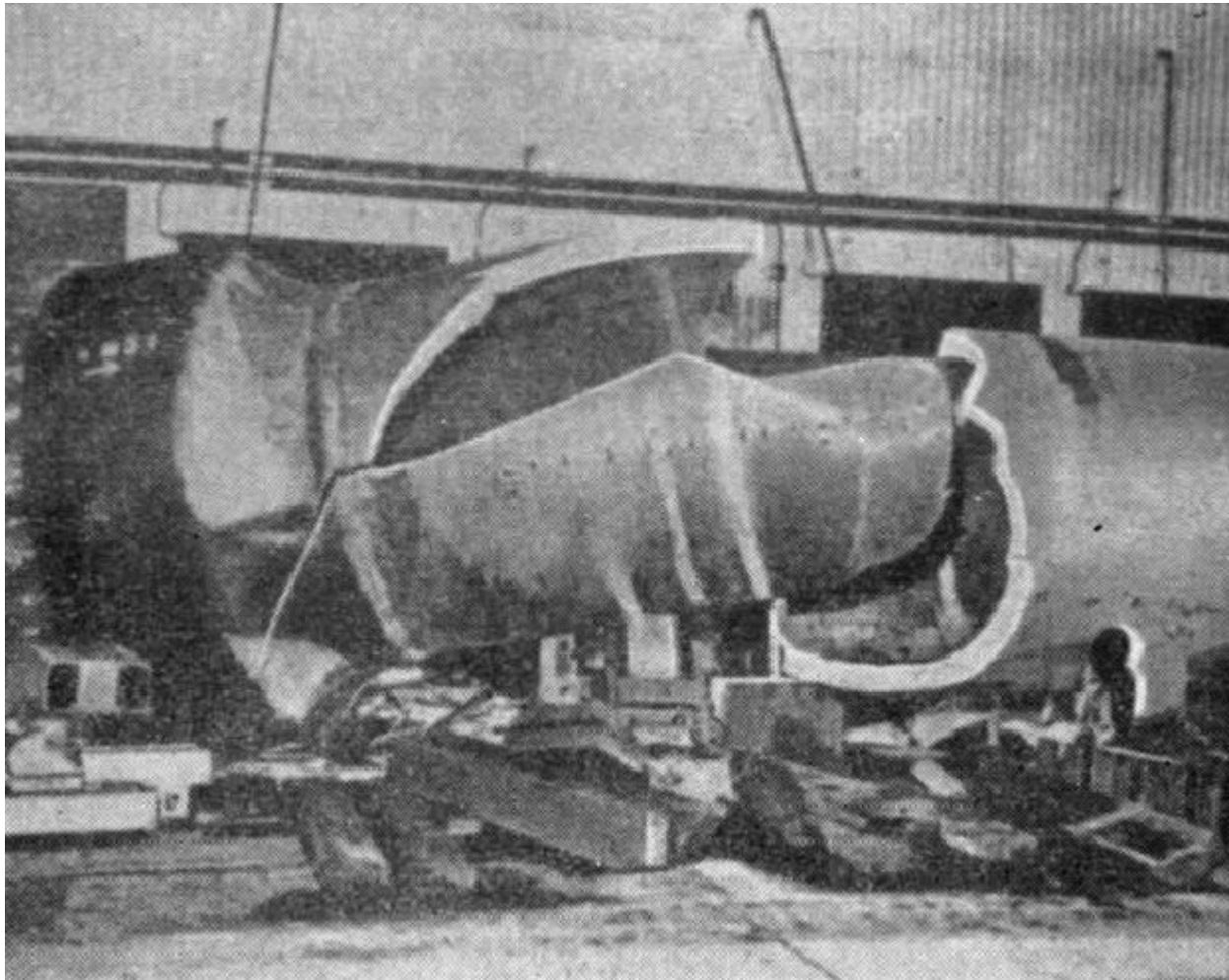
Очагом развития усталостного разрушения явилась холодная трещина в ОШЗ вала приваренного к фланцу

Разрушение цилиндра воздушного компрессора



Трещина зародилась в ОШЗ соединения цилиндра с фланцем, и при давлении внутри цилиндра 200 Атм. произошло разрушение

Разрушение сосуда, работающего под давлением

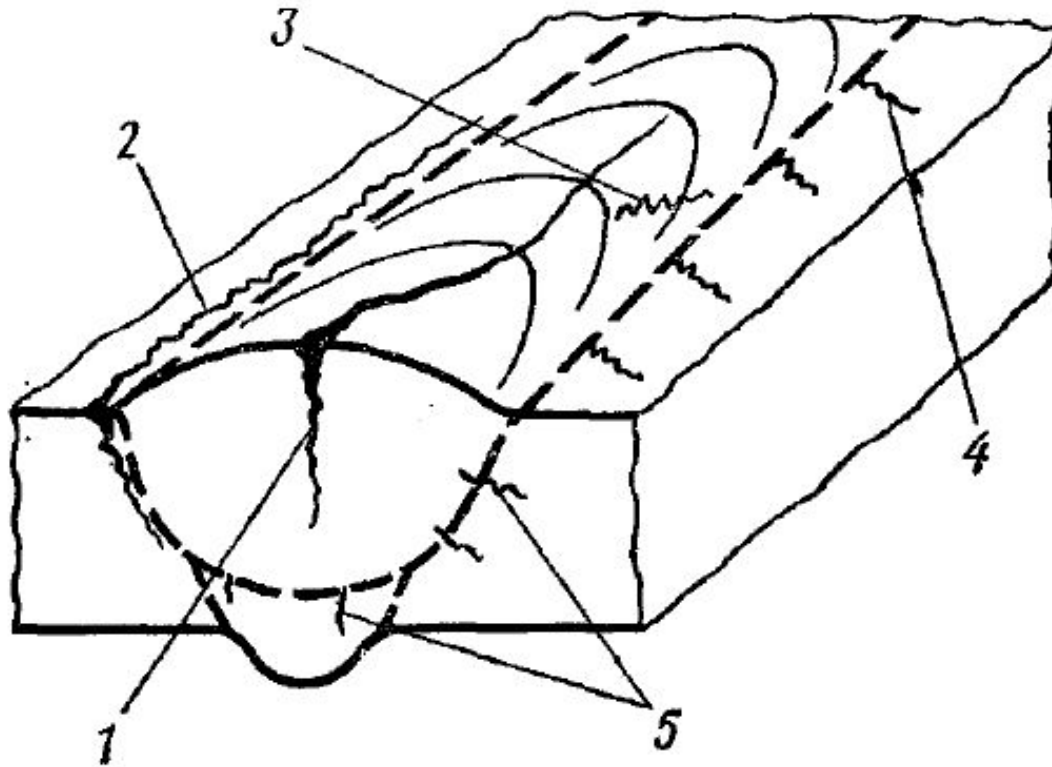


Трещина зародилась в ОШЗ кольцевого шва корпуса сосуда, и под действием напряжений от рабочего давления быстро распространилась по корпусу сосуда вдоль кольцевого шва и вышла на основной металл

Горячие трещины в соединениях высокопрочных сталей

Горячие трещины при сварке высокопрочных сталей – хрупкие межкристаллические разрушения металла шва и околошовной зоны (ОШЗ), возникающие в твердожидком состоянии в процессе кристаллизации, а также при высоких температурах в твердом состоянии, на этапе преимущественного развития вязкопластической деформации.

Виды горячих трещин



- 1) продольные трещины в шве;
- 2) продольные трещины в околошовной зоне;
- 3) поперечные трещины в шве;
- 4) поперечные трещины в околошовной зоне;
- 5) поперечные трещины по толщине свариваемого металла.

Согласно теоретическим представлениям, ГТ образуются при критическом сочетании значений следующих факторов:

- температурного интервала хрупкости (ТИХ) в период кристаллизации металла шва;
- минимальной пластичности в ТИХ δ_{\min} ;
- темпа высокотемпературной сварочной деформации α .

Интенсивность высокотемпературной сварочной деформации количественно определяется величиной темпа деформации:

$$\alpha = \frac{\Delta \varepsilon}{\Delta T} = \operatorname{tg} \beta$$

Вероятность разрушения определяется соотношением между темпом деформации металла шва и его деформационной способностью. Количественно последнюю можно оценить критическим темпом деформации $\alpha_{кр}$:

$$\alpha_{кр} = \frac{\delta_{\min}}{ТИХ} = tg\beta_{кр}$$

Превышение α действительного $\alpha_{кр}$ исчерпывает упруго-пластические свойства металла в ТИХ и приводит к образованию ГТ.

Величина принимается за показатель сопротивляемости сварных швов образованию ГТ.

Основным фактором, оказывающим влияние на стойкость металла шва против образования горячим трещинам является его химический состав.

Крайне неблагоприятное воздействие оказывает сера (S) образующая легкоплавкие эвтектики.

Существенно способствует повышению склонности к образованию горячих трещин рост количества углерода (C) в стали

В ходе сварки С уменьшает содержание кислорода (O_2) в шве, а если в шве мало O_2 , то сульфиды выделяются в виде прослоек по границам кристаллита.

Понижение содержания С в металле шва с целью увеличения его стойкости против образования горячих трещин не допускается.

Эффективным путём борьбы с горячими трещинами является понижение содержания S в металле шва. Используют для этого оксиды Mn и Ca.

Экспериментально проверенно влияние на технологическую прочность легирующих элементов. Стойкость металла шва против горячих трещин уменьшают Ni, Si, Cu, а Cr, Mo, V, Al её не изменяют (в количествах допустимых в сталях).

**Для оценки сопротивляемости металла
сварных соединений ГТ применяют
расчетный и экспериментальный методы.**

Одно из параметрических уравнений (по Итамуре)
применительно к низколегированным сварным
швам имеет вид

$$HCS = \frac{C \cdot (S + P + Si/25 + Ni/100) \cdot 1000}{3 \cdot Mn + Cr + Mo + V}$$

Где HCS – параметр, оценивающий склонность сварных швов к кристаллизационным ГТ, %; C, S и др. – химические элементы, %.

Если $HCS > 4$, то сварные швы потенциально склонны к ГТ.

Европейский стандарт EN 1011-2 : 2001 «Рекомендации по сварке металлических материалов. Дуговая сварка ферритных (углеродистых и низколегированных) сталей» рекомендует оценивать опасность образования ГТ в сварных швах по соотношению:

$$UCS = 230 \cdot C + 190 \cdot S + 75 \cdot P + 45 \cdot Nb - 12,3 \cdot Si - 5,4 \cdot Mn - 1$$

где UCS – единицы склонности к ГТ; C, S и др. - химические элементы, %.

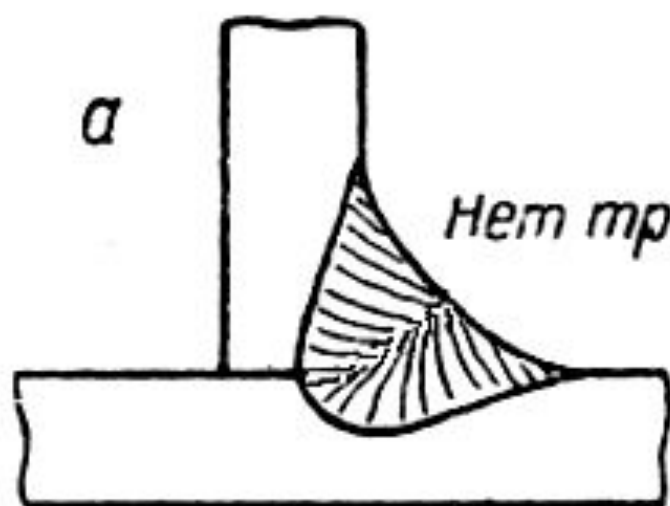
Значения $UCS < 10$ соответствуют высокой сопротивляемости образованию ГТ, > 30 – низкой сопротивляемости ГТ.

Стойкость металла шва против горячих кристаллизационных может быть значительно повышено путём модифицирования.

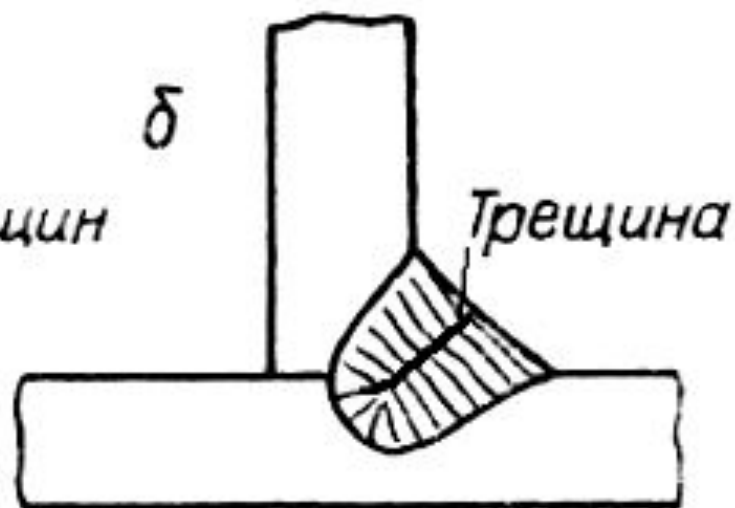
В качестве модификаторов используют:

Al, Ti, Zn, V.

Увеличение стойкости против горячих трещин
можно обеспечить путём изменение
направления роста первичных кристаллитов, т.
е. угла их встречи.



$\psi = 2.0 - 2.2$



$\psi = 1.1 - 1.3$

**Пути предупреждения образования
холодных трещин при сварке
высокопрочных сталей**

Способ 1

Выбор оптимального термического цикла в околошовной зоне. Цикл считается оптимальным, при котором предельно ограничивается перегрев металла в околошовной зоне. Нужно ограничивать время пребывания металла в околошовной зоне превышающее 1000 °С.

Способ 2

Если повысить стойкость против холодных трещин за счёт оптимизации режима сварки не удаётся, тогда применяют и предварительный и сопутствующий подогревы.

Способ 3

Выполнять швы с использованием высоколегированных присадочных материалов с целью получения аустенитного шва.

Способ 4

Термическая обработка сварных соединений непосредственно после сварки. Это низкий отпуск, при этом остаточные сварочные напряжения уменьшаются, что снижает вероятность возникновения трещин.

Способ 5

Понижение соединения водорода в металле шва. Для этого рекомендуется применять сварные материалы с низким содержанием водорода.

Способ 6

Преднамеренное деформирование сварного соединения в процессе остывания. Цель – сместить начало превращения аустенита в околошовной зоне в область более высоких температур.

Сварные соединения можно преднамеренно деформировать следующим путём: закрепить свариваемые элементы конструкции, изменить последовательность наложения швов.

Способ 7

Использование в сварных конструкциях металла с минимальным содержанием и равномерном распределением неметаллических включений.

Способ 8

Использование методов сварки с предварительной наплавкой кромок. Этот метод обеспечивает расположения участка перегрева околошовной зоны в металле наплавки.

Процедура выбора рациональной технологии сварки высокопрочных сталей

Ориентировочные значения исходной концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле (Нш0)

Вид сварки	Нш0, см³/100 г
Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	4...10
Автоматическая сварка под флюсом	3...8
Механизированная сварка в CO ₂	3...5
Аргонодуговая сварка плавящимся электродом	2...3
Аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом	1,5...2,5
Сварка в смеси аргона (80 %) и углекислого газа (20 %)	2.5...3.5

Примечание. Значения Нш0, полученные хроматографическим методом или методом МИС, приблизительно в 2 раза превышают значения, определенные спиртовым или глицериновым методом.

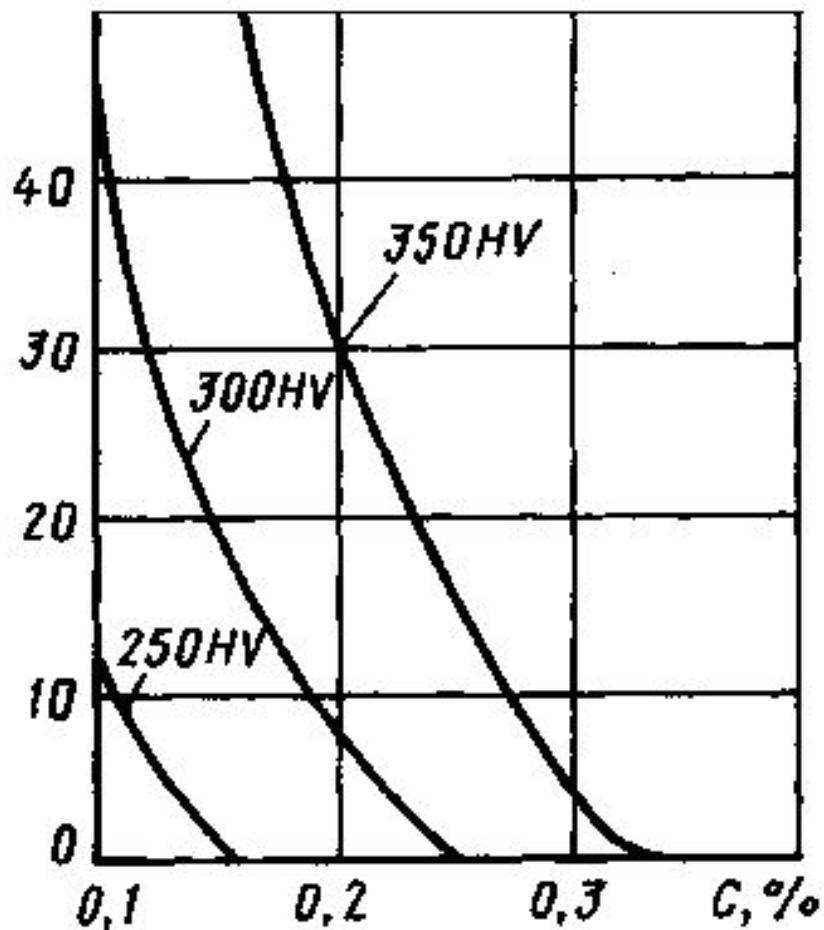
Принято оценивать степень потенциальной возможности образования в сталях ХТ в зависимости от значений Сэкв (по ГОСТ 27772-88):

– первая группа сталей: $C_{экв} \leq 0,35 \%$ - сталь не склонна к ХТ при сварке;

– вторая группа сталей: $C_{экв} = 0,35...0,6 \%$ - при определенных конструктивно-технологических условиях возможно образование ХТ;

– третья группа сталей: $C_{экв} > 0,6 \%$ - высокая вероятность появления ХТ; сварка выполняется со специальными технологическими мероприятиями.

Допустимое содержание мартенсита в структуре ЗТВ в зависимости от содержания углерода в стали и заданной твердости



Процедура регулирования теплового режима сварки предусматривает:

– экспериментальное или расчетное определение параметров термического цикла сварки ($t_{8/5}$; $w_{6/5}$) в ОШЗ ЗТВ ($T_{\max} = 1350... 1450$ °С) соединения при сварке данного изделия;

– наличие диаграммы анизотермического распада аустенита в стали, из которой изготавливается изделие, применительно к сварочным термическим циклам (известна как диаграмма АРА).

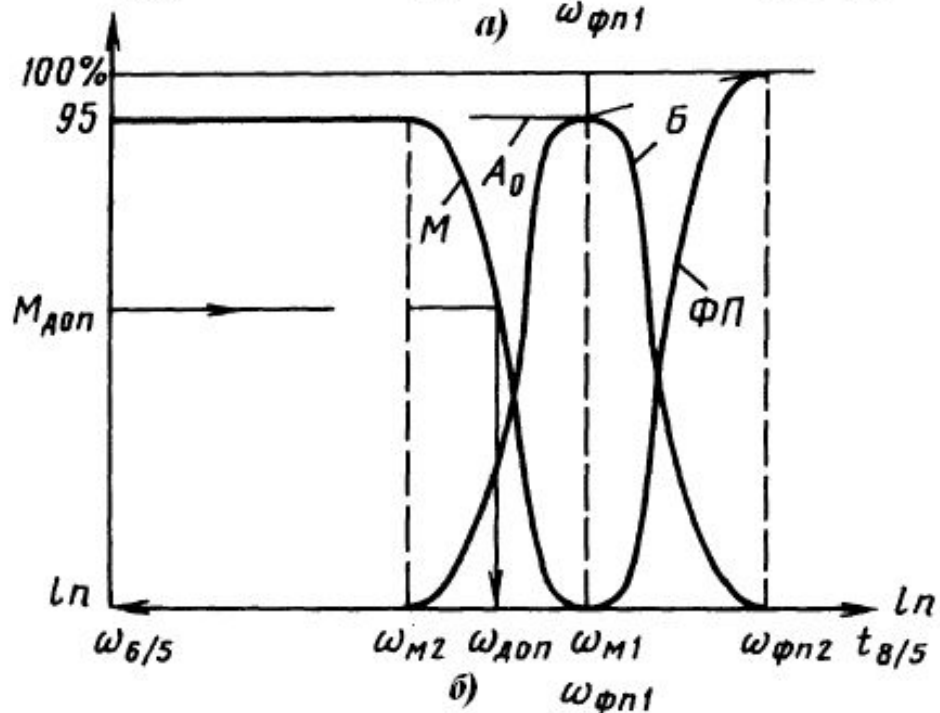
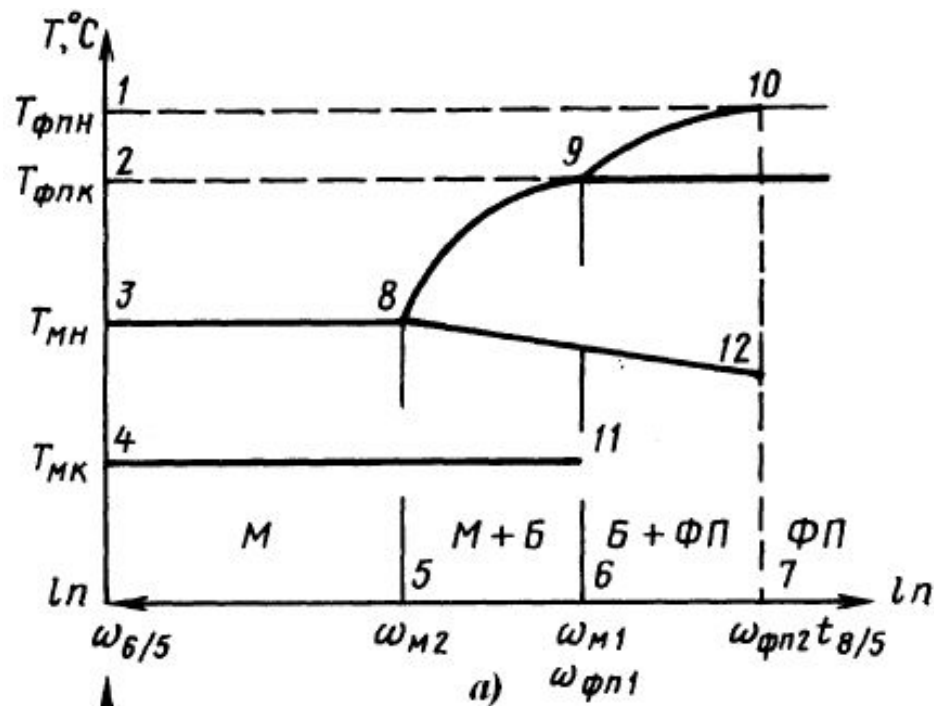


Схема типовой диаграммы АРА для низко- и среднелегированных сталей: а и б - температуры превращения аустенита и состав структуры в зависимости от скорости охлаждения соответственно; $w_{б/5}$ ($^{\circ}\text{C}/\text{c}$) и $t_{8/5}$ (с) – параметры сварочного термического цикла; $w_{м1}$ и $w_{м2}$ – скорости охлаждения, при которых образуются 1 и 95 % мартенсита соответственно; $w_{фп1}$ и $w_{фп2}$ – скорости охлаждения, при которых образуются 1 и 100 % ферритно-перлитной смеси соответственно; $M_{доп}$ - допустимое содержание мартенсита в структуре ЗТВ; $w_{доп}$ – допустимая скорость охлаждения, соответствующая $M_{доп}$; A_0 - остаточный аустенит.

Выражение для расчета мгновенной скорости охлаждения ($^{\circ}\text{C}/\text{с}$) при заданной температуре T имеет следующий вид:

$$\omega = \frac{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot c \cdot \rho \cdot (T - T_n)^3}{(q/V \cdot \delta)^2}$$

где λ - коэффициент теплопроводности [для стали $0,4 \text{ Вт}/(\text{см} \cdot ^{\circ}\text{C})$];
 cp - объемная теплоемкость [для стали $5,1 \text{ Дж}/(\text{см}^3 \cdot ^{\circ}\text{C})$]; T - температура наименьшей устойчивости аустенита (для стали 550°C); T_n - начальная температура, в том числе и сопутствующего подогрева, $^{\circ}\text{C}$; δ - толщина металла, см.

Требуемую температуру (°C) сопутствующего подогрева можно определить по соотношению:

$$T_{c.n.} = 550 - \sqrt[3]{\frac{w_{дон} \cdot (q/V \cdot \delta)^2}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot c \cdot \rho}}$$

Температура подогрева стыков труб перед сваркой дуговыми способами при положительной температуре окружающего воздуха

Марка стали	Толщина, мм	Температура подогрева, °С
09Г2С	До 30	-
17ПС	> 30	100 ... 150
12ХМФ	До 10	-
12Х2М1	10 ...30	200 ... 250
	>30	250 ... 300
15Х1М1 Ф	До 10	-
20ХМФ	> 10	300 ... 350