

ОСНОВНЫЕ ТИПЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Современный подход к созданию высокопрочных низколегированных сталей

Металлургической основой создания высокопрочных низколегированных сталей (ВНС) является упрочнение чистых сталей за счет максимально возможного измельчения зерна при минимальном содержании углерода. Это позволяет кроме прочности улучшить вязкость, обрабатываемость пластической деформацией и свариваемость. Достаточная вязкость разрушения при температурах ниже нуля позволяет использовать конструкции из этих сталей в арктических условиях. Улучшенная деформируемость гарантирует экономичное серийное производство изделий, а хорошая свариваемость позволяет получить соединения на месте сооружения конструкции (например, на трассе газопровода) без применения дорогостоящих технологических приемов (например, дорогостоящего нагрева).

В последнее время достигнуты очень высокие показатели механических и эксплуатационных свойств этих сталей. Главными из них являются повышенная и высокая прочность (основной показатель – предел текучести) и малая склонность к хрупким разрушениям (низкий порог хладноломкости).

Современный подход к созданию высокопрочных низколегированных сталей *(продолжение)*

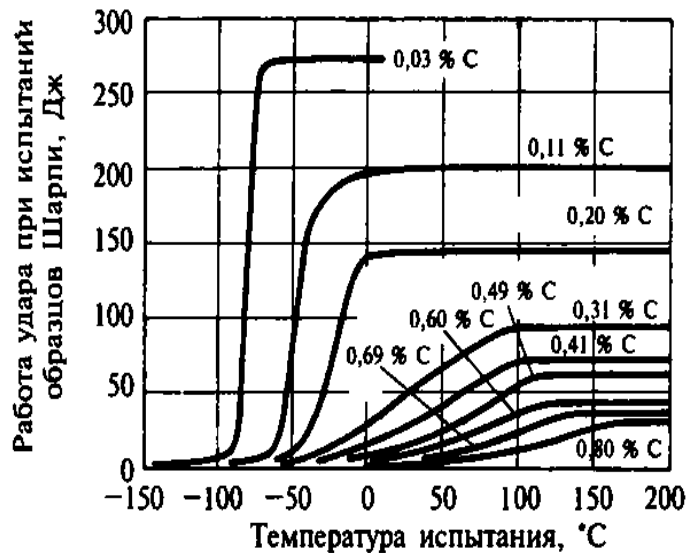
При производстве современных ВНС наблюдается уменьшение себестоимости по сравнению с используемыми нормализованными или закаленными и отпущенными сталями. Эти виды термообработки требуют гораздо больших затрат по сравнению с ТМО, которой в основном и подвергаются ВНС. Кроме того, последние имеют более высокое качество поверхности. Поэтому доля ВНС на рынках промышленно развитых стран составляет 10-15 %.

Наиболее типичные представители высокопрочной низколегированной стали – стали, широко используемые для изготовления газопроводных труб большого диаметра, строительства, автомобилестроения. Они классифицируются как высокопрочные только в сравнении с обычной низкоуглеродистой сталью и имеют предел текучести в диапазоне от 350 до 700 МПа. Такое ограничение связано с необходимостью обеспечения целого ряда других свойств: вязкости, пластичности, свариваемости и др.

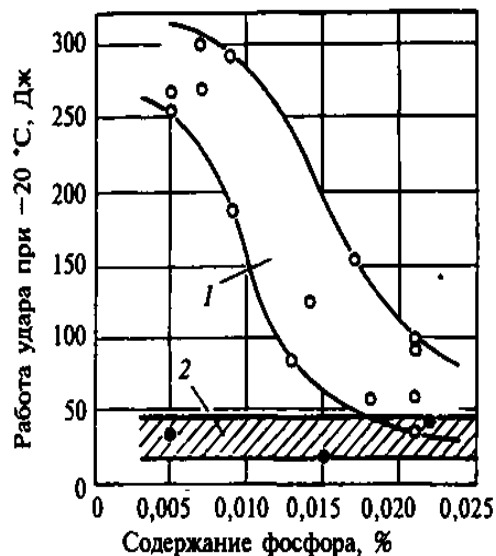
Основные концепции создания таких сталей:

- снижение содержания углерода и вредных примесей;
- измельчение зерна путем термомеханической обработки;
- микролегирование.

Негативное влияние содержания углерода, серы и фосфора

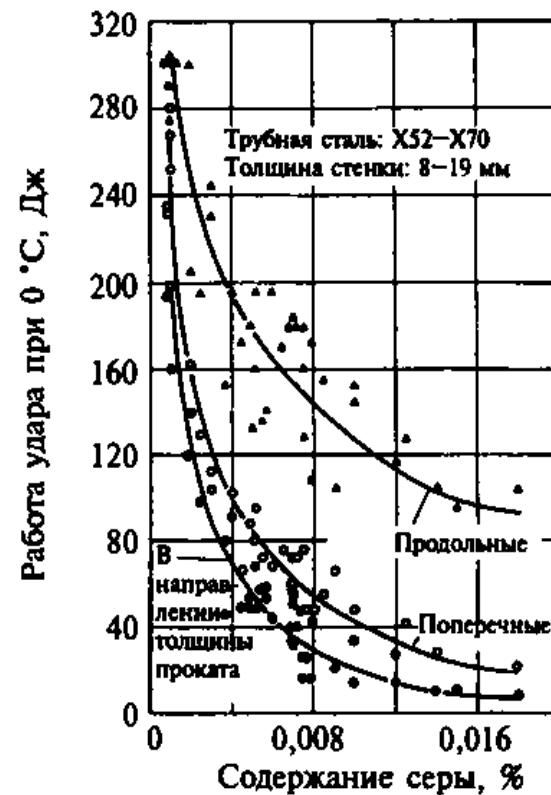


Влияние содержания углерода на сериальные кривые ударной вязкости феррито-перлитных сталей



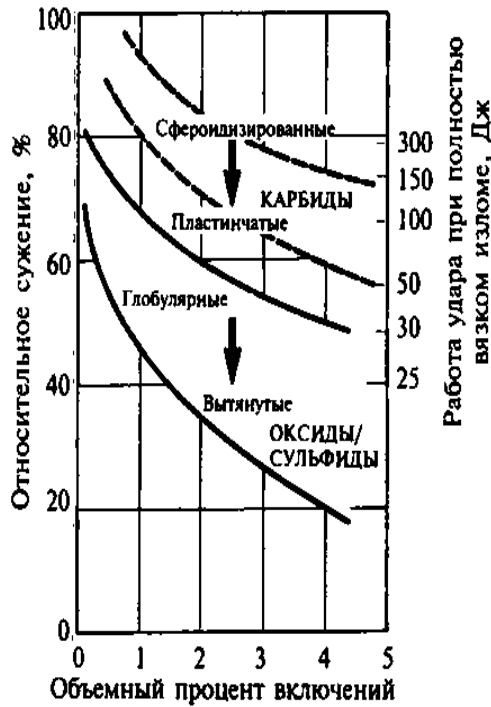
Влияние крупнозернистой зоны термического влияния сварного соединения листа толщиной 50 мм в зависимости от содержания фосфора:

*1 – низкоуглеродистые микролегированные стали;
2 – C-Mn нелегированные стали*



Зависимость работы удара основного металла труб от содержания серы и ориентации образцов относительно направления прокатки

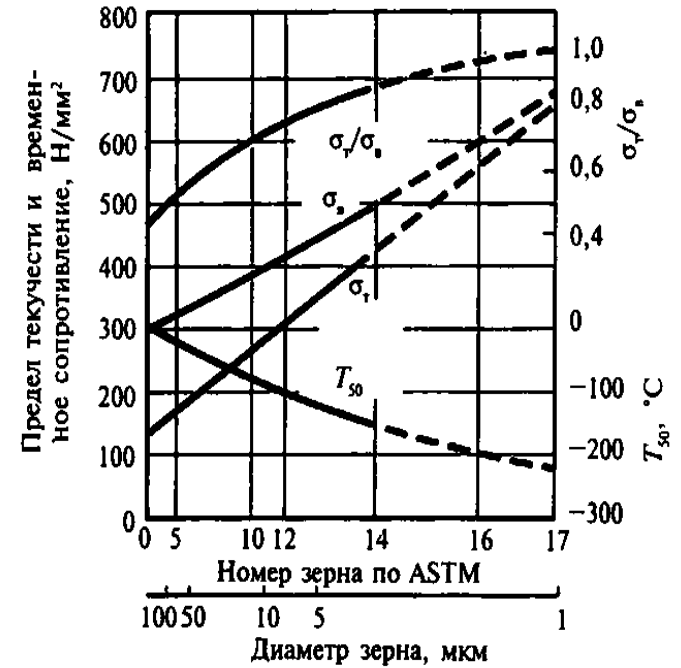
Влияние неметаллических включений, механизмов упрочнения и величины зерна феррита



Влияние неметаллических включений на пластичность и вязкость стали



Влияние механизмов упрочнения на температуру вязко-хрупкого перехода $T_{хл}$



Механические свойства низкоуглеродистой стали в зависимости от величины зерна феррита

Влияние химического состава на свариваемость

Сварка – широко используемый и наиболее экономичный способ соединения стальных конструкций. При разработке новых или улучшении существующих марок высокопрочных низколегированных сталей, используемых для сварных конструкций, требования по свариваемости являются очень важными.

Термин «свариваемость» подразумевает низкую склонность к образованию сварных трещин и эксплуатационную надежность, т.е. при требуемом уровне прочности достаточного уровня сопротивления хрупкому и вязкому распространению трещин.

Для характеристики влияние базового химического состава стали на свариваемость используются регрессионные уравнения для расчета углеродного эквивалента.

$$C_э = C + Mn/6 + [Cr + Mo + \sum(V + Nb + Ti)]/5 + (Cu + Ni)/15 + 15B \quad (1)$$

Для сталей с содержанием $\leq 0,10$ % C:

$$P_{см} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Mo/15 + Ni/60 + V/10 + 5 \cdot B \quad (2)$$

Снижение значений углеродного эквивалента уменьшает склонность свариваемых сталей к образованию холодных трещин, возникающих из-за недостаточного уровня локальной вязкости, чтобы противостоять напряжениям, возникающим в результате процессов, происходящих в процессе сварке (термические напряжения и напряжения полиморфных превращений).

Оптимальное значение $S_{эв} < 0,46$.

Современная концепция разработки высокопрочных низколегированных сталей

- измельчение зерна → использование технологии КП+УО (ТМСР);
- снижение содержания углерода до 0,03-0,06%;
- повышение содержания Mn;
- замена перлита бейнитом для повышения прочности и хладостойкости:
 - а) использование легирующих элементов, тормозящих превращение в перлитной области и снижающих температуру превращения (Mo, Cr, Ni, Cu);
 - б) использование ускоренного охлаждения совместно с контролируемой прокаткой.
- микролегирование (Nb, V, Ti);
- снижение вредных примесей ($S \leq 0,002-0,003 \%$; $P \leq 0,15 \%$);
- снижение содержания газов ($H_2 \leq 3 \text{ см}^3/100 \text{ г}$; $N_2 \leq 0,006 \%$);
- модифицирование сульфидов кальцием при содержании $Ca/Al \leq 0,14$ и $1,5 \leq Ca/S \leq 2,0$;
- снижение количества неметаллических включений;
- улучшение микроструктуры слэбов, снижение сегрегации;
- получение узких интервалов содержаний элементов химического состава от плавки к плавке;
- высокая однородность химического состава внутри плавки;
- высокая однородность по механическим свойствам.

Высокопрочные стали для магистральных трубопроводов

Современное состояние потребностей в сталях для магистральных трубопроводов

Развитие сталей для магистральных трубопроводов в значительной степени определяется потребностями нефтегазового комплекса промышленности. Как показывает анализ перспективных программ освоения нефтегазовых месторождений, дальнейшее развитие трубопроводного транспорта прежде всего обусловлено необходимостью строительства сверхдальних газо- и нефтепроводов в связи с освоением месторождений Ямала, Восточной Сибири, Дальнего Востока, морских месторождений в северных широтах и др.

Магистральные трубопроводы прокладываются и эксплуатируются в сложных климатических условиях, в заболоченной местности, в северных регионах с температурой до -40°C , в акватории морей. Для освоения новых месторождений в малонаселенных и удаленных районах, в шельфовых зонах, для подводных переходов потребуются строить магистральные трубопроводы, рассчитанные на более высокое давление и с большей толщиной стенки труб.

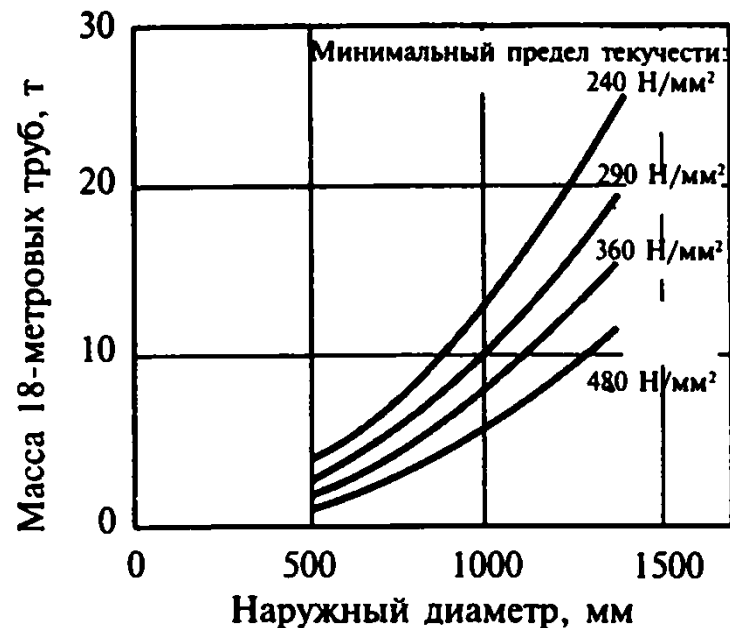
Современная практика проектирования магистральных газо- и нефтепроводов предусматривает повышение их пропускной способности, для чего при сохранении традиционных диаметров труб необходимо увеличение рабочего давления в трубопроводе (для газопроводов с 75 до 100-200 атм. и для нефтепроводов с 55 до 75-100 атм.).

Динамика условий транспортировки в газопроводах и увеличение предела текучести трубной стали

Год	Рабочее давление, МПа	Диаметр, мм	Годовая мощность, млн м ³	Потери газа при транспортировке на расстояние свыше 6000 км, %
1910	0,2	400	80	49
1930	2	500	650	31
1965	6,6	900	830	14
1980	8	1420	26000	11
2000	12	1620	52000	8

Повышенное давление требует увеличение толщины стенок трубы и/или прочности трубной стали. Увеличение прочности стали позволит значительно снизить толщину стенок труб при постоянном рабочем давлении.

Если предел текучести увеличить в 2 раза, то масса уменьшится также в 2 раза.



Соотношение массы труб и их диаметра при постоянном давлении в зависимости от предела текучести стали

Проблемы и задачи современного производства трубных сталей

Достижение равной надежности материала при сохранении класса прочности требует увеличения толщины стенки трубы: от 15,7-18,7 до 21,6-33 (40) мм для труб \varnothing 1420 мм класса прочности K60, что закономерно вызывает трудности с обеспечением заданного комплекса свойств листового проката. С металлургической точки зрения увеличение толщины стенки трубы (толщины штрипса) приводит к тому, что обеспечить требуемый уровень прочности в сочетании с высокой хладостойкостью для штрипса толщиной 20-25 мм при использовании традиционных технологий производства практически невозможно.

Поэтому перспективным является переход на производство труб из штрипса повышенного класса прочности X80, а впоследствии и X100 (X120), что позволит в меньшей степени увеличивать толщину стенки трубы и, следовательно, проще будет обеспечить требуемый уровень свойств. Применение стали повышенных категорий прочности для труб с меньшей толщиной стенки в свою очередь обеспечивает снижение металлоемкости конструкций в целом, а также позволяет уменьшить трудоемкость строительного-монтажных (особенно сварочных) работ и затраты на транспортировку металла и труб.

Проблемы и задачи современного производства трубных сталей

В 1960-х годах впервые отмечено появление хрупких разрушений длиной более 10 км (Северная Америка). Для того, чтобы избежать появления таких разрушений при рабочей температуре было разработано специальное испытание DWTT (**D**rop **W**eight **T**ear **T**esting) – испытание падающим грузом (ИПГ), которое в настоящее время является стандартным для газовых трубопроводов (ГОСТ 30456-97 – для труб диаметром 508 мм и более, толщиной стенки более 7,5 мм и листового проката такой же толщины для их производства; ASTM – для листового проката толщиной 3,2-19,1 мм из низкоуглеродистых низколегированных сталей для сварных газопроводных труб большого диаметра).

Испытания на мощных маятниковых копрах (< 4,9 кДж) и использованием надрезанных плоских полнотолщинных образцов длиной 250-305 и шириной 75 мм. Основная характеристика хладноломкости стали – доля волокнистой составляющей (%) в центральной по толщине листа части излома.

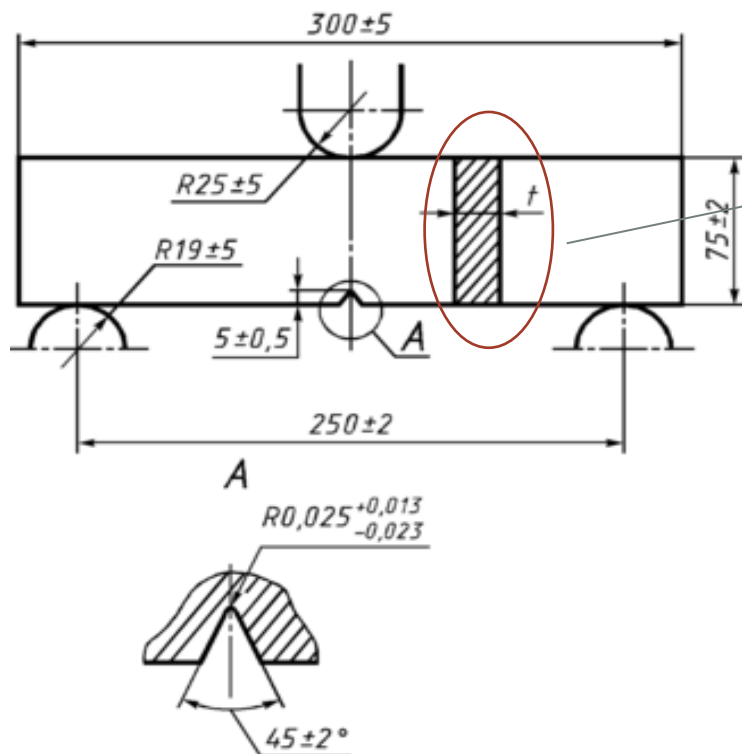
Копцева Н.В., 2021



Вертикальный
копер ИМАТЕК

Испытания падающим грузом

Образец для ИПГ



Виды изломов при ИПГ



ДВС 100%



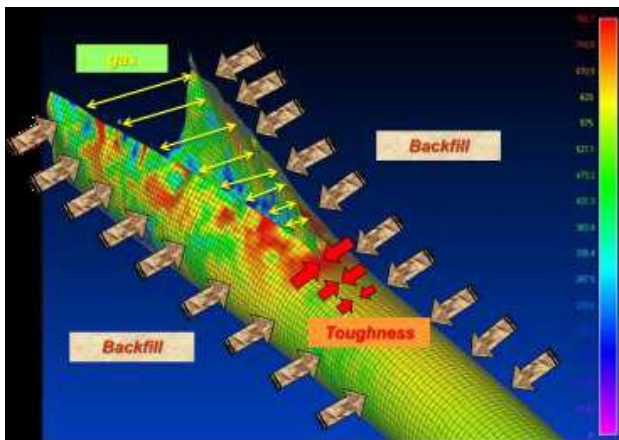
ДВС 40%

Поверхность вязкого излома характеризуется тусклым серым видом с характерными «волокнами» и обычно располагается под углом к боковой поверхности образца.

Поверхность хрупкого излома на вид кристаллическая, без видимых следов пластической деформации на поверхности разрушения. Участки хрупкого излома обычно примыкают к основанию концентратора и месту удара.

Вязкое разрушения труб

Увеличение давления в газовых трубопроводах может явиться причиной опасности возникновения протяженных вязких разрушений в результате накопленной высокой энергии сжатого газа. Полномасштабные испытания показали, что такие вязкие трещины могут быть остановлены, если трубная сталь имеет энергию удара по Шарпи больше, чем установленный ее минимальный уровень.



Критерий – остановка вязкого разрушения в трубе

Копцева Н.В., 2021



Полномасштабные полигонные испытания

Основные характеристики трубопроводов и требования к сталям для газонефтепроводных труб

Характеристики трубопроводов

- агрегатное состояние транспортируемой среды (жидкость, газ)
- рабочее давление трубопровода
- диаметр трубопровода
- внешние условия строительства и эксплуатации (наземный, подводный, сейсмо-активные зоны и т.д.)
- климатические условия строительства и эксплуатации трубопровода
- коррозионная активность транспортируемых и внешних сред

Основное требование – надежность при эксплуатации трубопровода. Оно обеспечивается следующим комплексом требований:

- требования к механическим свойствам основного металла труб применительно к условиям эксплуатации трубопроводов
- требования к специальным свойствам (хладостойкость, коррозионные свойства, сейсмоустойчивость)
- требования к свариваемости сталей
- требования к химическому составу
- требования к микроструктуре трубных сталей
- требованиями к изменению механических свойств сталей в процессе изготовления труб

Механические свойства металла труб в зависимости от класса прочности

Табл. 1. ГОСТ 20295-85

Класс прочности	Временное сопротивление разрыву σ_B , Н/мм ² (кгс/мм ²)	Предел текучести σ_s , Н/мм ² (кгс/мм ²)	Относительное удлинение δ_5 , %
	не менее		
К 34	333 (34)	206 (21)	24
К 38	372 (38)	235 (24)	22
К 42	412 (42)	245 (25)	21
К 50	485 (50)	343 (35)	20
К 52	510 (52)	353 (36)	20
К 55	539 (55)	372 (38)	20
К 60	588 (60)	412 (42)	16

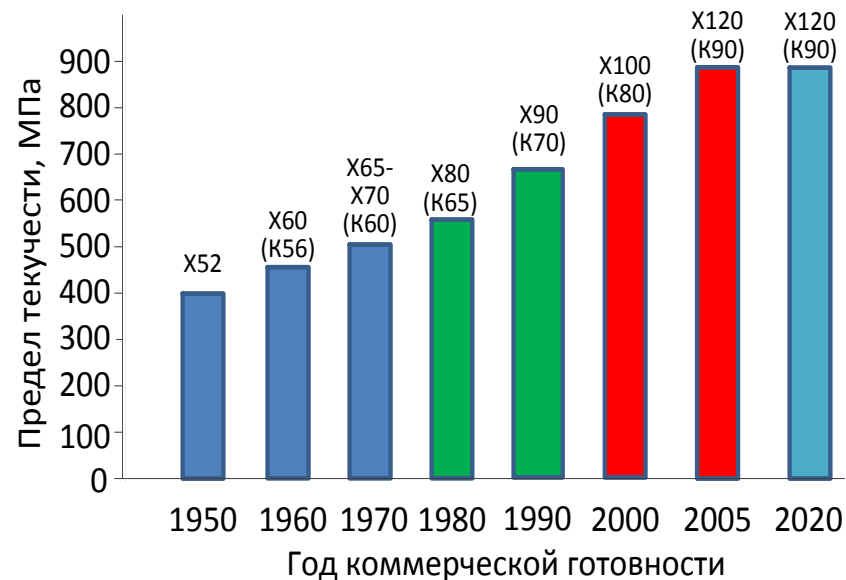
В соответствии с ГОСТ 20295-85 (Трубы стальные сварные для магистральных газонефтепроводов) прочность металла труб оценивается временным сопротивлением σ_B и обозначается символами от К34 до К60, что соответствует нормативным значениям σ_B , (кгс/мм²).

Табл. 2. ANSI/API (SPEC 5L) США

Класс прочности	Предел текучести		Предел прочности	
	PSI (фунт/кв. дюйм)	Н/мм ²	PSI (фунт/кв. дюйм)	Н/мм ²
A25	25000	(172)	45000	(310)
A	30000	(207)	48000	(331)
B	35000	(241)	60000	(413)
X42	42000	(289)	60000	(413)
X46	46000	(317)	63000	(434)
X52	52000	(358)	66000	(455)
X56	56000	(386)	71000	(489)
X60	60000	(413)	75000	(517)
X65	65000	(448)	77000	(530)
X70	70000	(482)	82000	(565)
X80	80000	(551)	90000	(620)

Динамика производства трубных сталей

Производство штрипсов начинали практически со стали Ст3 (категории прочности K28 - K42), введя регламентацию температуры конца прокатки и степени деформации в последних проходах, а так же нормализацию листов с отдельного нагрева. Затем перешли на углеродомарганцовистые стали марок 17Г1С и 17Г1С-У (категории прочности K52), поставляемые в нормализованном состоянии.



Основными недостатками таких сталей были:

1. Низкое сопротивление хрупкому разрушению, оцениваемое по доли волокна в изломах (DWTT).
2. Недостаточная ударная вязкость при температурах эксплуатации и монтажа трубопроводов.
3. Ухудшенная свариваемость, обусловленная высоким углеродным эквивалентом ($S_{эв} > 0,46$), что вызывало необходимость подогрева труб при сварке в полевых условиях.
4. Применение термической обработки – нормализации, что при высоких ценах на энергоносители существенно повышает себестоимость проката.
5. Повышенная химическая и структурная неоднородность, что способствовало появлению дефектов сплошности готового проката и других негативных дефектов.

Динамика производства трубных сталей (продолжение)

Требования, предъявляемые к трубным сталям, возросли, что привело к созданию нового поколения низколегированных сталей, так называемых малоперлитных, обладающих уникальным сочетанием высокой хладнотойкости, прочности, ударной вязкости и повышенной свариваемости. Прочностные и пластические характеристики основного металла зависят от категории стали (углеродистая, низколегированная, дисперсионно твердеющая или термически упрочненная), а вязкостные свойства зависят от структуры и субструктуры металла.

Ударную вязкость основного металла необходимо определять при двух температурах: при температуре, соответствующей температуре наружного воздуха в процессе производства строительно-монтажных работ и при минимальной температуре эксплуатации трубы .

Свариваемость различных низколегированных сталей оценивают по углеродному эквиваленту и термической жесткости сварного соединения. Концепция создания малоперлитных сталей с $\sigma_b = 550-590 \text{ Н/мм}^2$ предусматривала снижение величины углеродного эквивалента до $C_3 = 0,43 \%$ при расчете его по уравнению (1) путем уменьшения содержания углерода до $C = 0,1-0,13 \%$, что значительно улучшает свариваемость.

Динамика производства трубных сталей (продолжение)

Роль микролегирования

Необходимая прочность стали достигается благодаря введению микродобавок Nb, Ti и V в сумме, не превышающих 0,1-0,15%. Помимо дисперсного упрочнения за счет образования при охлаждении после прокатки очень мелких (2-10 нм) частиц карбонитридных фаз эти элементы понижают температуру вязко-хрупкого перехода и повышают ударную вязкость стали.

Микродобавки карбонитридообразующих элементов – Nb, Ti, V и в меньшей мере Al, оказывают воздействие на процессы формирования структуры в течение всего цикла контролируемой прокатки – от нагрева слэбов перед прокаткой до завершающей стадии деформации и последующего охлаждения. Интенсивность и направление влияния Nb, Ti, V на свойства малоперлитных сталей во многом различны и зависят как от их количественного содержания, так и от присутствия второго (или двух других) элементов этой группы. Они с разной степенью активности влияют на процессы роста зерна при нагреве под прокатку, кинетику рекристаллизации горячедеформированного аустенита, кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращений, размер зерна феррита.

Динамика производства трубных сталей (продолжение)

Для увеличения прочности труб потребовалось достижение $\sigma_v = 640-690 \text{ Н/мм}^2$ (категории прочности X75-X80), что обусловило переход от сталей перлитно-ферритного класса к сталям с микроструктурой, состоящей из смеси полигонального и игольчатого феррита (малоуглеродистого верхнего бейнита) или только из игольчатого феррита. Для получения только игольчатого феррита в трубных сталях подавляют распад аустенита в ферритно-перлитной области и смещают структурные превращения в верхнюю часть промежуточной области за счет легирования стали элементами, регулирующими кинетику превращения (Mo, Ni, Cr, Cu, V), или ускоренного охлаждения стали в области температур 800-650 °С. Наличие субструктуры игольчатого феррита с высокой прочностью дислокаций, а так же упрочнение металла выделениями дисперсных частиц карбонитридных фаз придают стали высокую прочность.

Игольчатый феррит формируется после контролируемой прокатки из рекристаллизованного мелкозернистого или нерекристаллизованного аустенита, что обеспечивает ему мелкозернистое строение и высокое сопротивление хрупкому разрушению.

Задачи микролегирования сталей, подвергаемых ТМО

Результаты исследований металловедов, изучающих связи между структурой, свойствами и режимами термообработки, способствовали разработке и оптимизации процессов термомеханической обработки (ТМО). **Основные усилия** были направлены на достижение максимально возможной степени измельчения зерна. Ранее для этого использовали термическую обработку, однако ТМО позволяет достичь большей степени измельчения зерна и связанного с ним улучшения свойств.

Основной задачей микролегирования сталей, подвергаемых ТМО, является воздействие на процессы структурообразования, и, в первую очередь, на рекристаллизацию и рост зерна аустенита и феррита на различных стадиях технологического процесса: при нагреве, при предварительной и окончательной деформации и при последеформационном охлаждении.

Основная цель такого воздействия – максимальной измельчение зерна и дисперсионное упрочнение стали.

Преимущества, которые дает замена углеродистых сталей современными сталями:

- снижение массы конструкций,
- улучшение потребительских свойств и надежности,
- экономия затрат на строительство, производство автомобилей и т.д.

Текущее состояние производства трубных сталей

Требования «Газпрома»

Эксплуатационные требования:

использование сталей категории прочности **X42 – X80** с повышенной ударной вязкостью и освоение производства труб категории **X100 – X120**

Металловедческие направления:

- измельчение зерна феррита
- использование субструктурного и дисперсионного упрочнения
- переход от феррито-перлитной к перлито-бейнитной структуре
- микролегирование стали Nb и V
- замена твердорастворного упрочнения дисперсионным

Комплексный подход:

- обеспечение высокого металлургического качества
- новейшие технологии прокатного производства
- обеспечение структуры и механических свойств

Состав высокопрочной стали классов **X80-X100**
0,05-0,20 % C + {Mn, Mo, Nb, V (Ti)}

Nb, Ti и V

Измельчение зерна и дисперсионное твердение

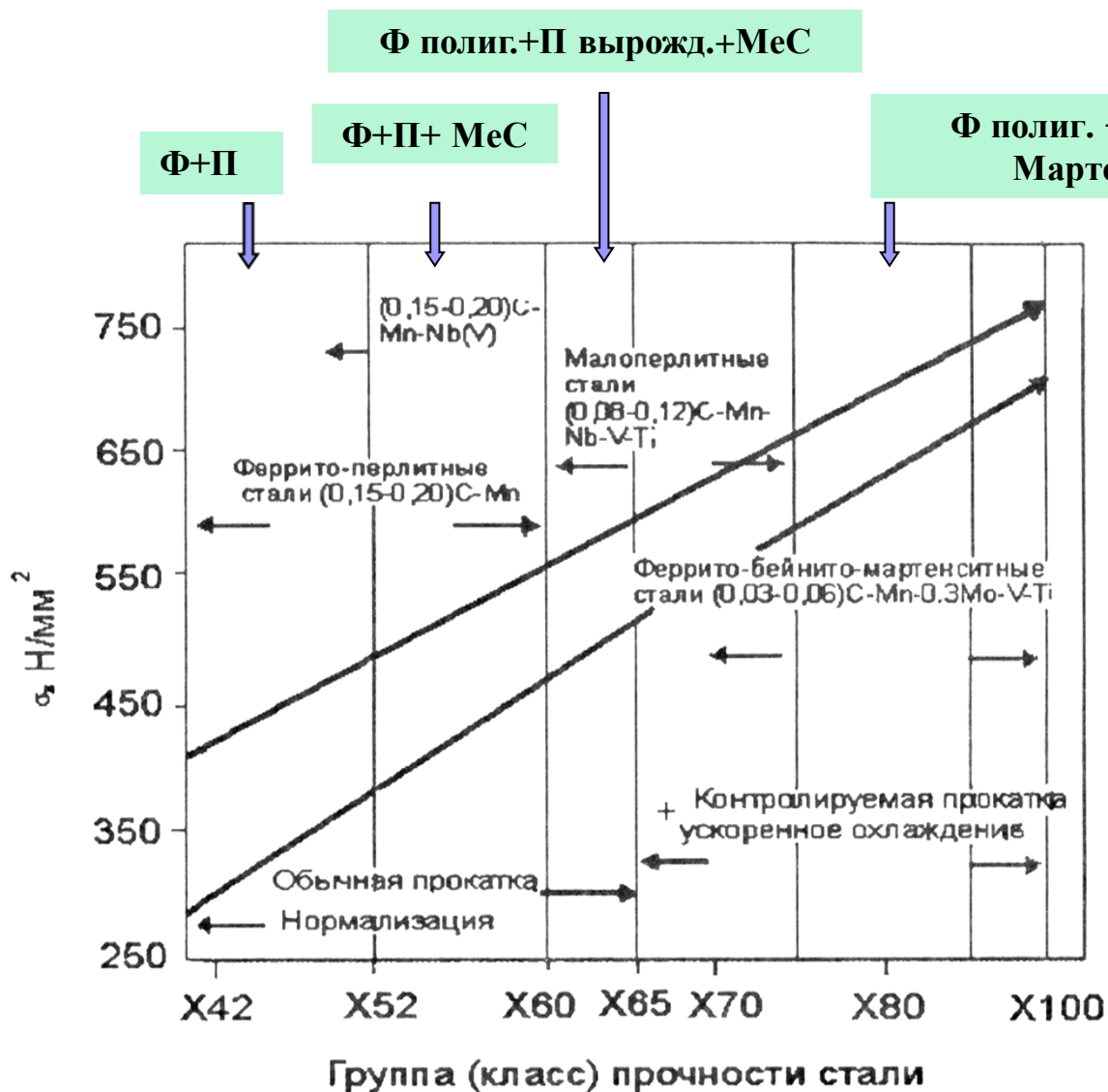
Ф игольчатый (Б безуглеродистый) + MeC дисперс.

0,08-0,10 или 0,25-0,50 % Mo

Сдерживается разупрочнение при ГПД

Б + MeC дисперс (в А и Ф)

Эволюция методов упрочнения и составов трубных сталей



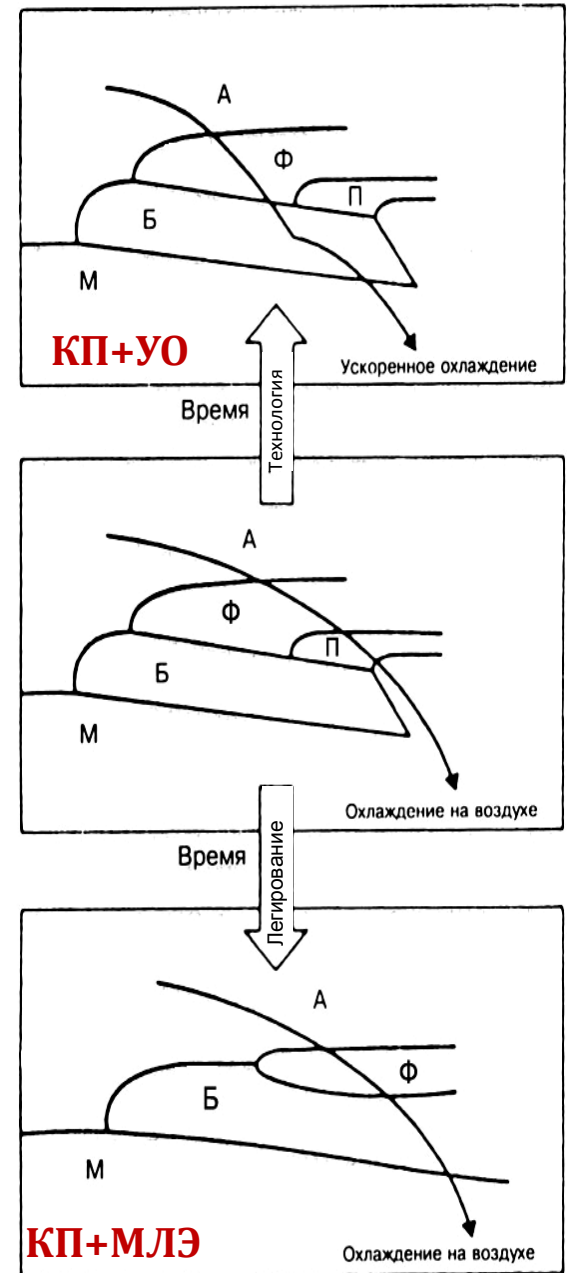
Разработка технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением

1980-е годы, судостроительные толстолистовые стали: использование принципов микролегирования при недопущении рекристаллизации при контролируемой прокатке и фазовое превращение после окончания прокатки, ведущее к измельчению зерна

Варианты получения дисперсных структур

1 – увеличение содержания легирующих элементов в стали и получение такой структуры путем дополнительного легирования элементами, увеличивающими прокаливаемость стали при контролируемой прокатке (КП), т.е. при охлаждении на воздухе;

2 – применение ускоренного охлаждения после контролируемой прокатки (КП+УО), которое позволяет еще больше измельчить зерно и добиться более высокого уровня прочности в результате образования бейнитных участков, равномерно распределенных в ферритной матрице.

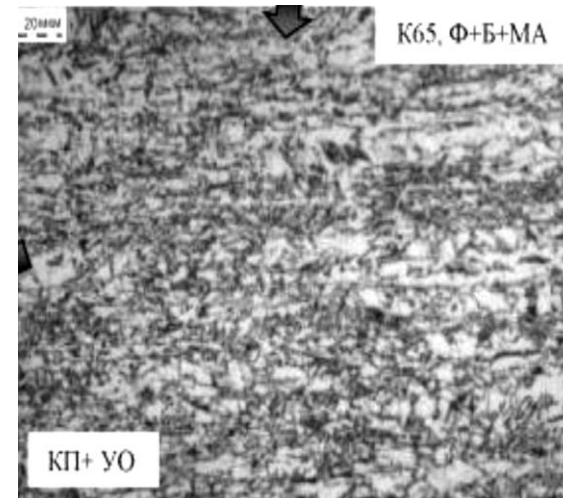
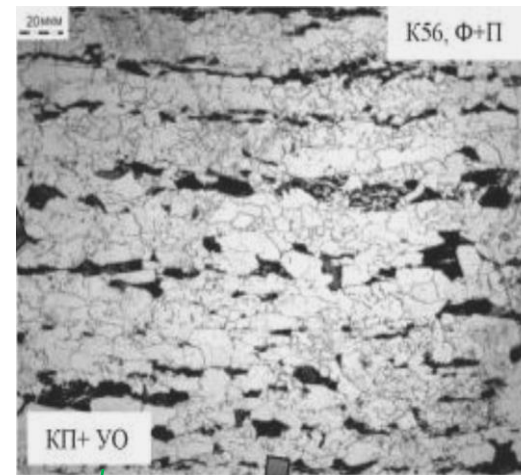
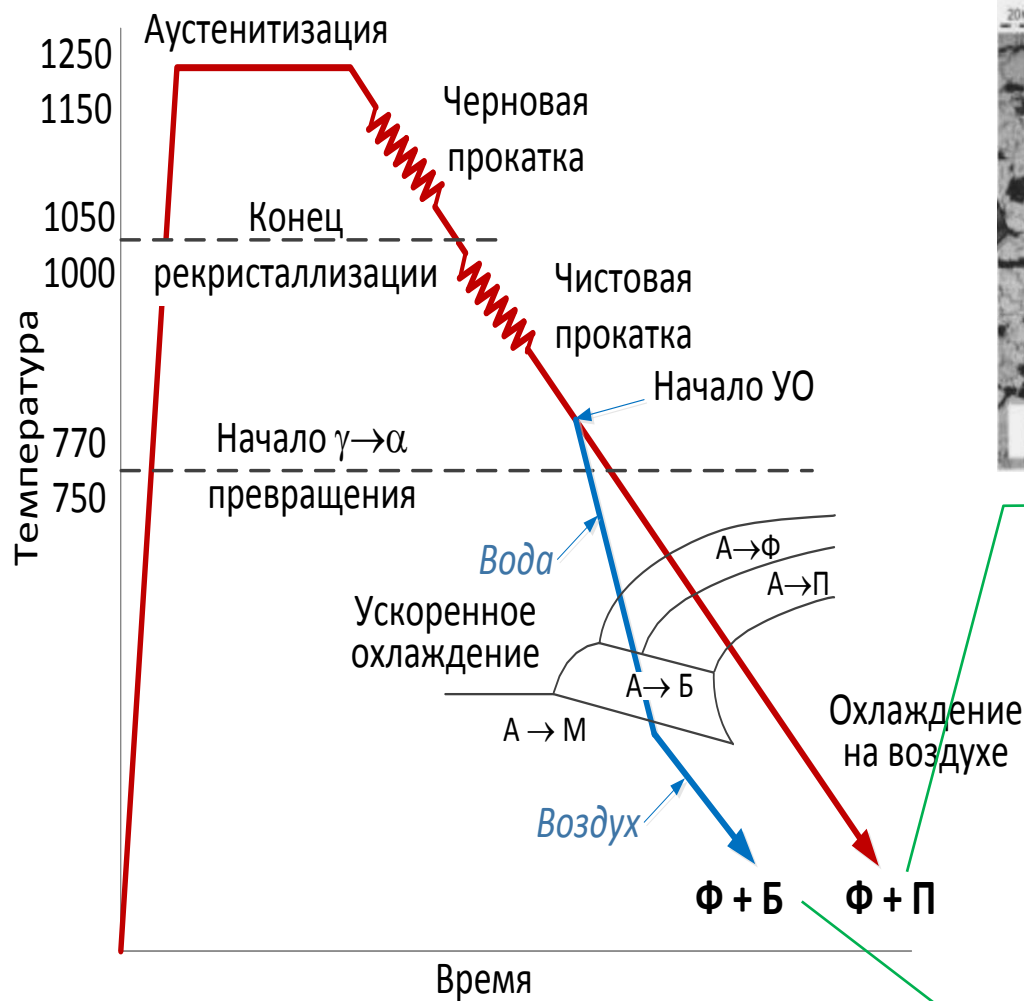


Преимущества технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением

В результате применения ускоренного охлаждения:

- повышается дисперсность структуры (измельчается зерно, размер областей продуктов промежуточного превращения и др.);
- изменяются тип и соотношения структурных составляющих;
- увеличивается сопротивление хрупкому разрушению благодаря измельчению зерна и замене грубых перлитных структур более тонкими, бейнитными;
- улучшение свойств достигается без увеличения общего уровня легирования, что позволяет сохранить хорошую свариваемость материала за счет низкого углеродного эквивалента;
- дисперсионное упрочнение более эффективно благодаря измельчению частиц карбонитридов;
- увеличивается плотность дислокаций;
- устраняется полосчатость и формируется более равномерная структура стали, что позволяет снизить анизотропию свойств и повысить стойкость к сероводородному растрескиванию;
- формируется развитая субструктура;
- повышаются прочностные свойства на 40-50 Н/мм² для сталей простого состава и на 80–100 Н/мм² для более легированных сталей с добавками сильных карбидообразующих элементов.

Структурные превращения в процессе контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения



Структурные превращения в процессе контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения

Температура нагрева сляба под прокатку должна обеспечить растворение максимально возможного количества карбонитридов ниобия и ванадия, что позволяет более эффективно сдерживать рост зерна аустенита за счет выделения дисперсионных частиц карбонитридов при проведении прокатки.

Черновую стадию прокатки проводят выше температуры остановки рекристаллизации аустенита для измельчения исходного зерна аустенита за счет динамической и статической рекристаллизации в междеформационных паузах.

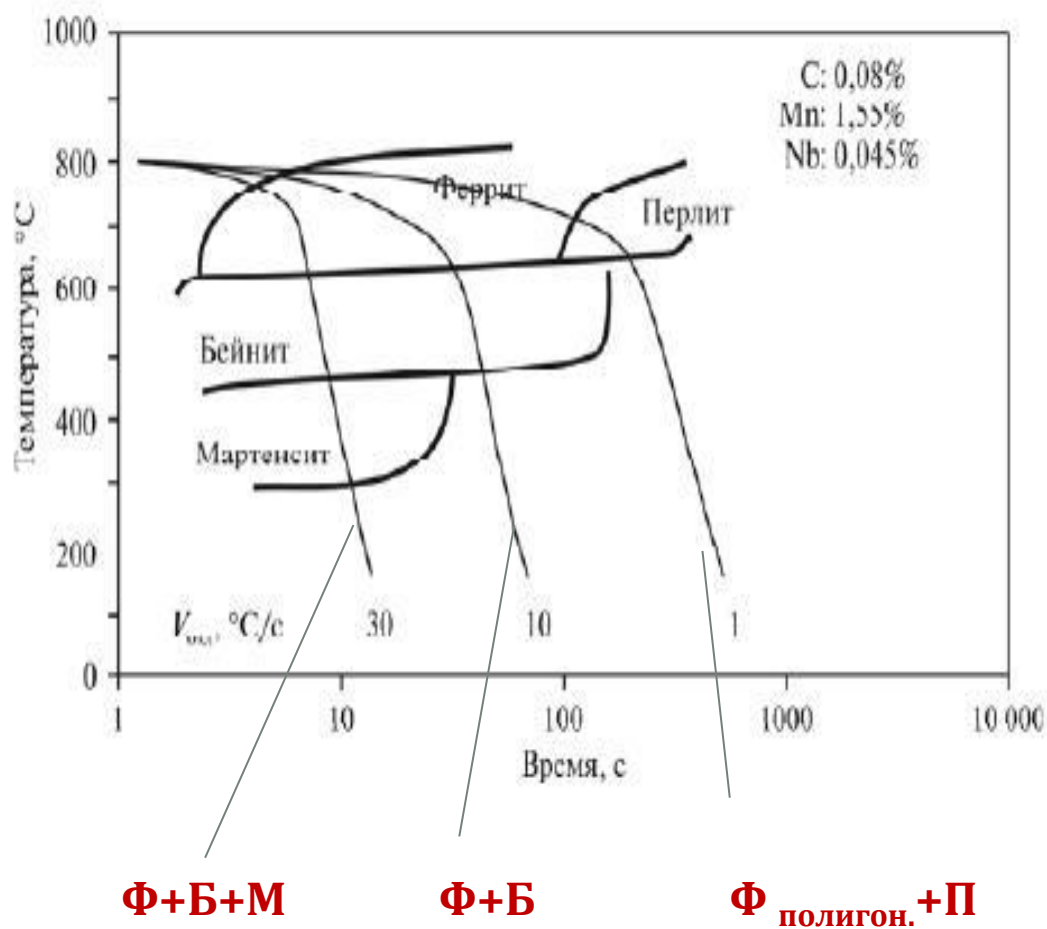
Чистовую стадию прокатки проводят при температуре ниже температуры полного торможения рекристаллизации аустенита, но выше температуры A_{c3} начала выделения феррита из аустенита. Происходит дальнейшее измельчение зерна аустенита путем «раскатывания» и формирования внутри него дефектов кристаллического строения, зерна аустенита приобретают «блинообразную» форму.

При последующем охлаждении из наклепанного аустенита образуется мелкодисперсная феррито-перлитная структура (при малой скорости охлаждения) или феррито-бейнитная структура (при ускоренном охлаждении).

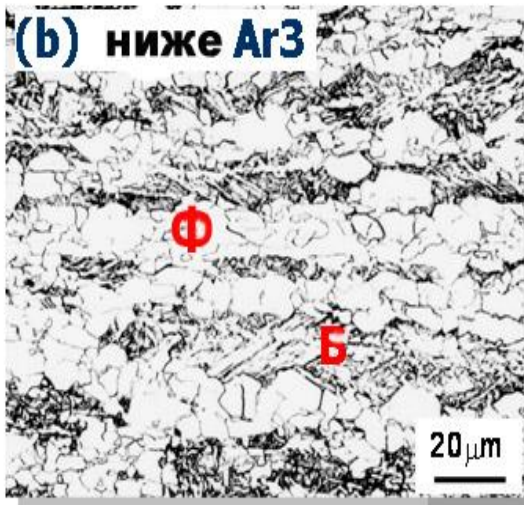
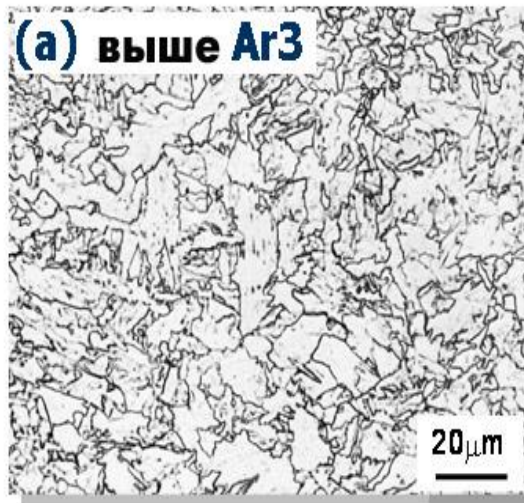
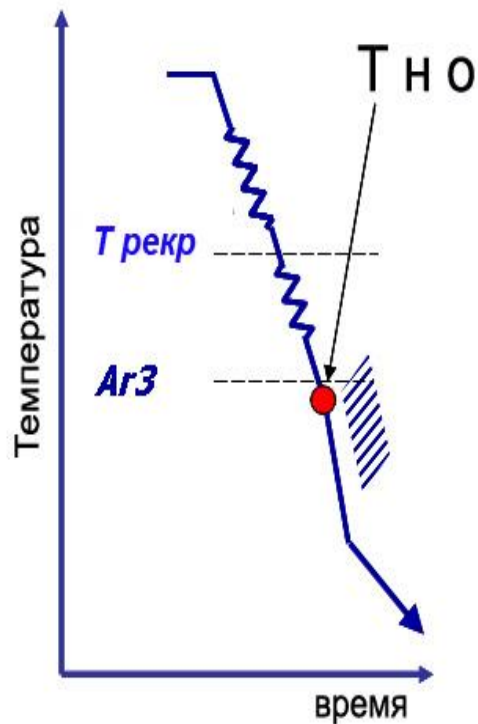
Таким образом, в результате применения ускоренного охлаждения возможно **несколько вариантов изменения структуры** в зависимости от параметров прокатки, охлаждения и химического состава стали :

- измельчение зерна феррита и устранение полосчатости;
- изменение количества, типа и расположения второй структурной составляющей ;
- изменение типа матрицы (от ферритной к структурам промежуточного типа)

Влияние скорости охлаждения на структурные составляющие в листовом прокате



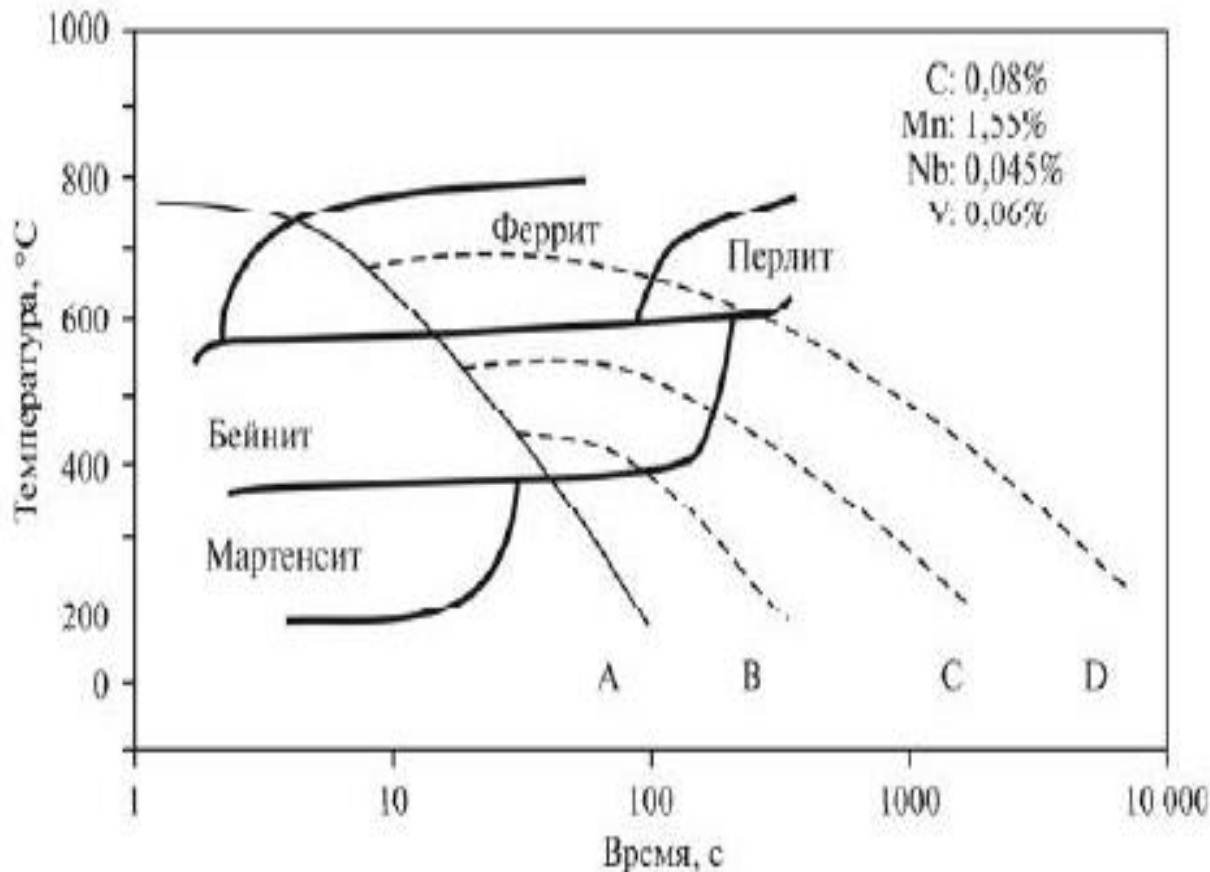
Влияние влияния температуры начала ускоренного охлаждения на структуру стали



При начале ускоренного охлаждения ($T_{но}$) из аустенитной области (выше Ar_3) образуется структура игольчатого феррита или бейнита (а).

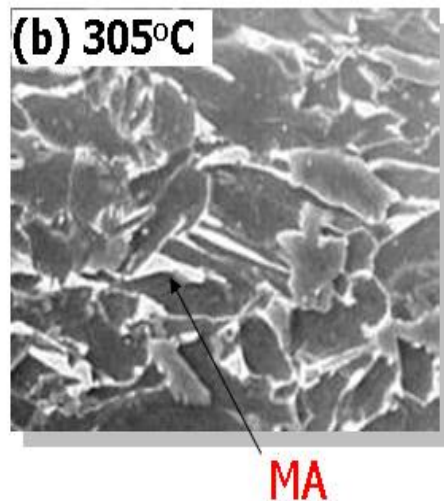
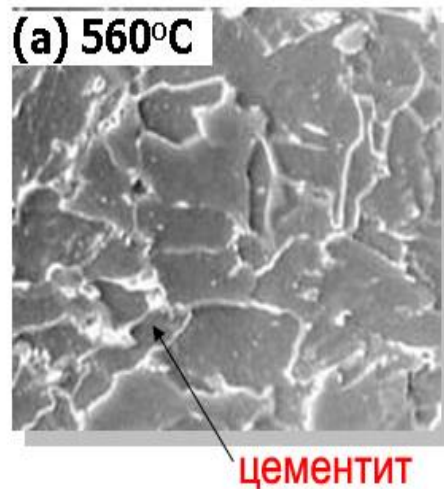
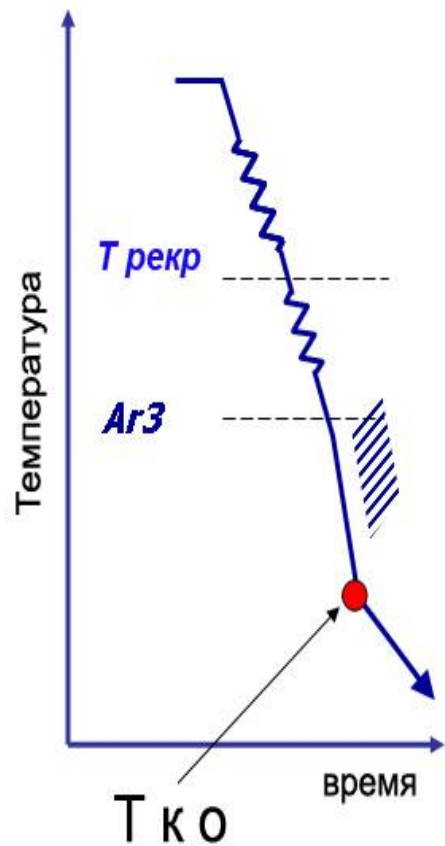
Если ускоренное охлаждение начинать ниже точки Ar_3 , то есть из области, где часть аустенита уже превратилась в полигональный феррит (Φ), то оставшийся аустенит, обогащенный углеродом, превратится в бейнит (Б) или мартенсит (б).

Влияние температуры прерывания ускоренного охлаждения



Температура прерывания ускоренного охлаждения влияет на тип продуктов превращения и их дисперсность. С понижением температуры уменьшается межпластинчатое расстояние и размер перлитной колонии; структура: феррит + перлит (D). При дальнейшем понижении температуры перлитное превращение будет подавлено и в структуре начинает преобладать вторая фаза – бейнит; структура феррит + бейнит (C, B, A).

Влияние температуры прерывания ускоренного охлаждения



бейнит

10μm

Прерывание (конец) ускоренного охлаждения ($T_{кo}$) при относительно высоких температурах может привести к образованию 2-ой фазы в форме цементита (а), а при более низких температурах – в виде бейнита с участками мартенсито-аустенитной фазы (МА) (b) или даже мартенсита (возможно отпущенного).

Варианты производства проката трубных сталей класса прочности X70 (K60)

Номер варианта	Класс прочности	Композиция легирования	Технологическая схема	Толщина, м	Структура
1	X70	0,08% C; 1,6% Mn; (Nb-V-Ti)*	Технология КП в ($\gamma + \alpha$)-области с охлаждением на воздухе	15-20 (до 25)	Феррит с субзеренной структурой и перлит
2	X70	0,08% C; 1,6% Mn; (Nb-V-Ti)	Технология интенсивного ускоренного охлаждения	Более 30	Мелкозернистый феррит и бейнит
3	X70	0,06% C; 1,65% Mn; варианты микролегирования: Cu-Ni; Mo; Nb более 0,07%	Стандартная технология УО	До 26	Бейнит + феррит
4	K60	0,09% C; 1,65% Mn; 0,45 Si; Nb-Ti	Технология КП в ($\gamma + \alpha$)-области с охлаждением на воздухе	25,8	Феррит + перлит
5	K60	0,07% C; 1,55% Mn (Ni-Cu-Nb-V)	УО из ($\gamma + \alpha$)-области	18,7	Феррит + бейнит
6	K60	0,06% C; 1,55% Mn (Ni-Cu-Mo-Nb-V)	УО из ($\gamma + \alpha$)-области	21,6	Феррит + бейнит

* При совершенной технологии возможно исключение ванадия ($C_v = 0,38-0,41$).