

Глава 14. ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ТРУБ И СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

¹Шабалов И.П., ¹Филиппов В.Г., ²Чевская О.Н.

¹ООО «Трубные инновационные технологии»,

г. Москва, Россия, E-mail: pipeintech.com

²ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина,

г. Москва, Россия, E-mail: iqs12@yandex.ru

Аннотация

Рассмотрены достижения современной металлургии и металловедения в повышении качества и эксплуатационных характеристик, а также тенденций развития низколегированных сталей для нефтегазовой промышленности. Проанализирована возможность применения сверхнизкоуглеродистых сталей в качестве перспективного конструкционного материала для бесшовных труб и соединительных деталей магистральных трубопроводов. Выявлены наиболее существенные факторы состава и технологии, оказывающие влияние на комплекс механических свойств сталей со структурой сверхнизкоуглеродистого мартенсита.

Ключевые слова: низколегированная сталь, прочность, вязкость, хладостойкость, сверхнизкоуглеродистая мартенситная сталь, фитинги.

Постоянно растущие требования к увеличению производительности магистральных трубопроводов выдвигают задачи совершенствования конструкционных сталей для электросварных труб большого диаметра, соединительных деталей и запорной арматуры. Для повышения производительности трубопроводов необходимо увеличение давления и, следовательно, использование трубных сталей более высокого класса прочности во избежание увеличения металлоемкости (толщины стенки трубы) и при сохранении или даже повышении запаса вязкости стали, поскольку рост давления неизбежно приведет к опасности возникновения повышенных напряжений в стенке трубы, способных вызвать разрушение трубопровода.

Совершенствование трубных сталей, направленное на повышение прочности и запаса вязкости, может производиться как за счет изменения химического состава (снижение содержания углерода, модифицирование, микролегирование, ингибирование, легирование), так и путем применения современных металлургических технологий (выплавки, прокатки и термической обработки), обеспечивающих повышение качества металла (снижение содержания вредных примесей, газов, неметаллических включений, измельчение структуры, регулирование фазового состава).

Именно эти тенденции наблюдаются при рассмотрении истории создания современных высокопрочных трубных сталей: переход от феррито-перлитных к малоферритным и, наконец, бесперлитным сталям, в которых хрупкая перлитная составляющая структуры уступает место сдвиговым продуктам превращения аустенита, в основном, малоуглеродистому бейниту [1-4]. Сочетание ферритной и низкоуглеродистой бейнитной составляющих в структуре стали обеспечивает повышенную прочность и вязкость благодаря дисперсной, мягкой ферритной структуре и прочной, но более пластичной, чем перлит, бейнитной структуре (рис. 1).

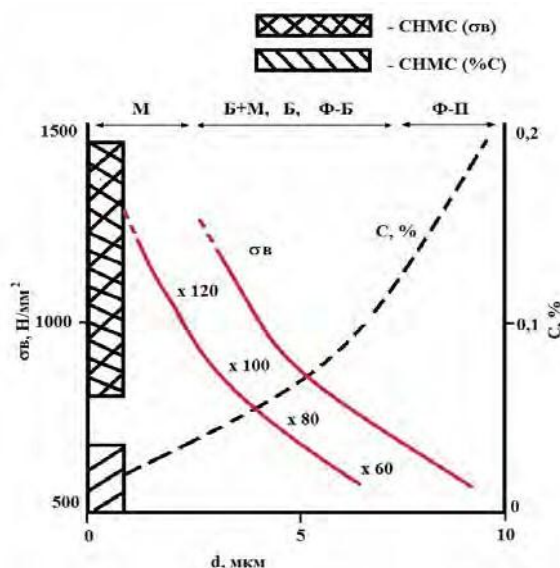


Рисунок 1 – Схема, поясняющая влияние размера зерна и содержания углерода на уровень прочности трубных сталей с разными типами микроструктуры: Ф-П – феррито-перлитная, Ф-Б – феррито-бейнитная, Б – бейнитная, Б-М – бейнито-мартенситная, М – мартенситная, СНМС – сверхнизкоуглеродистая мартенситная сталь

Поэтому создание трубных марок сталей особо высоких категорий прочности от Х70-Х80 к Х100-Х120 сопровождается увеличением объемной доли бейнитной составляющей в структуре стали, получаемой благодаря подбору легирующих элементов и режимов термомеханической обработки, обеспечивающих подавление нормального превращения аустенита [5].

Известно, что наиболее дисперсной из сдвиговых структур является мартенсит. Поэтому понятен интерес исследователей к низкоуглеродистым сталям с мартенситной структурой, в которых возможна реализация сочетания высоких прочности и вязкости [6-8]. Преимущество низкоуглеродистых мартенситных сталей состоит еще в том, что в зависимости от степени легирования при заданной толщине проката они могут закаливаться при малых скоростях охлаждения (на воздухе). Это обстоятельство приобретает особую важность при использовании таких сталей для штампосварных соединительных деталей магистральных трубопроводов и других изделий сложной формы, поскольку высокие прочностные свойства, приобретенные в ходе термомеханической обработки листового проката из трубных марок сталей, теряются в результате последующего нагрева листа под горячую штамповку при изготовлении фитингов.

Роль контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения в формировании структуры и свойств проката из низколегированных сталей

В соответствии с современными требованиями, для строительства газо- и нефтепроводов требуются стали, характеризующиеся улучшенным комплексом свойств: высокими прочностью, вязкостью с хорошей хладостойкостью и свариваемостью.

Современная практика проектирования протяженных 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. [1, 2]. При этом сохранение высокой эксплуатационной надежности без повышения прочности стали требует увеличения толщины стенки трубы. Повышение толщины проката, во-первых, вызывает трудности с обеспечением требуемого сочетания высоких значений прочности, ударной вязкости и хладостойкости, что связано с повышением неоднородности структуры с увеличением толщины проката и изменением напряженного состояния при разрушении, а во-вторых, экономически нецелесообразно, поскольку приводит к возрастанию металлоемкости трубопровода.

В настоящее время для магистральных трубопроводов используются трубы из стали класса прочности до X80 ($\sigma_T = 572-672 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 638-738 \text{ Н/мм}^2$), в ближайшей перспективе – X90 ($\sigma_T > 590 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 690-871 \text{ Н/мм}^2$) и в долгосрочной перспективе – X100 ($\sigma_T = 710-810 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_B = 785-885 \text{ Н/мм}^2$).

Следует отметить, что для обеспечения надежности и сопротивления разрушению высокопрочных трубопроводов, работающих при повышенных давлениях, требуется значительное увеличение характеристик ударной вязкости и хладостойкости: $KCV^{-20} \geq 170-200 \text{ Дж/см}^2$, а в ряде случаев $KCV^{-40} \geq 250 \text{ Дж/см}^2$, доли вязкой составляющей в изломе образцов ИПГ (ИПГ $^{-20} \geq 90-100\%$) [3].

В свою очередь, требования к свариваемости металла предусматривают ограничение значения углеродного эквивалента (Сэ) до величины не более 0,43 и параметра сопротивляемости растрескиванию при сварке (Рсм) – не более 0,23, что обусловлено необходимостью предотвращения образования мартенсита в околошовной зоне. Поэтому сочетание высоких показателей прочности, ударной вязкости и хладостойкости должны быть достигнуты на стали с ограниченным уровнем легирования. Обобщенные требования к толстолистовому прокату из сталей класса прочности X70 и X80, предназначенному для изготовления труб магистральных газопроводов, представлены в табл. 1 [2].

Таблица 1 – Основные требования к свойствам листовой стали для труб магистральных газопроводов

Класс прочности	Рабочее давление, атм	Диаметр трубы, мм	Предел текучести, Н/мм ²	Временное сопротивление разрыву, Н/мм ²	Относительное удлинение, δ_5 % Не менее	σ_T / σ_B	Ударная вязкость		ИПГ - 20°С	ИПГ - 10°С
							KCV-20 Дж/м ²	KCV-40 Дж/м ²		
X70	100	1420	490-600	590-690	22	0,9	127,4	-	90	
K65 (X80)	120	1420	565-665	645-760	20	0,92	260	260	90	
DNV 485 (X70)	220	1220	500-605	570-690	20,5	0,9	160 (-10)	-	-	90

Из таблицы следует, что основными параметрами, используемыми в настоящее время для гарантии предотвращения распространения вязкого разрушения при температуре эксплуатации и давлениях 100-120 атм., являются ударная вязкость образцов с острым надрезом по Шарпи и доля вязкой составляющей в изломе образцов ИПГ.

В соответствии с современными металловедческими подходами, обеспечение оптимального сочетания высокой прочности и хладостойкости в низколегированных сталях основывается на формировании мелкодисперсных ферритно-бейнитной или бейнитной микроструктур, получение которых обеспечивается подбором химического состава стали и режимов горячей деформации и охлаждения [1-5]. В частности технологией, позволяющей получить дисперсную феррито-бейнитную или бейнитную микроструктуру, является термомеханическая обработка (ТМО), сочетающая высокотемпературную контролируемую прокатку (КП) с последующим ускоренным охлаждением (УО) проката [5, 9].

Ускоренное охлаждение проката позволяет получать заданный тип микроструктуры и обеспечивать высокий уровень прочности и вязкости за счет измельчения структуры в процессе превращения и получения преимущественно феррито-бейнитной или бейнитной микроструктуры по сравнению с КП с последующим охлаждением на воздухе [3,5,9] (рис. 2).

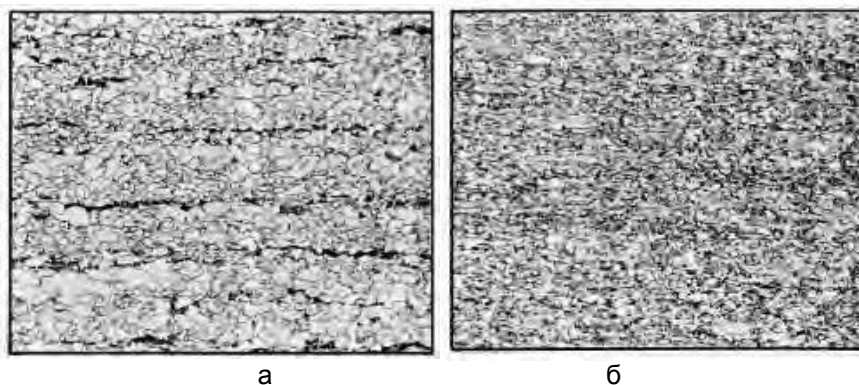


Рисунок 2 – Микроструктура (х500) трубной стали Х70 после КП (а, б):
а – охлаждение на воздухе, феррито-перлитная микроструктура;
б – ускоренное охлаждение, феррито-бейнитная микроструктура

Ускоренное охлаждение проката из низколегированной стали оказывает положительное влияние на его свойства благодаря изменению морфологии феррита и перехода от продуктов преимущественно диффузионного превращения (полигональный феррит) к продуктам промежуточного превращения (игольчатый феррит, бейнит); образованию дисперсных составляющих микроструктуры (мелкие островки бейнита, М/А-составляющей); измельчению карбонитридных фаз; уменьшению полосчатости.

Ускоренное охлаждение совместно с микролегированием позволяет гибко управлять процессами структурообразования низколегированных сталей. Путем использования добавок элементов, повышающих устойчивость аустенита при охлаждении, а также изменения скорости УО и температуры завершения УО могут быть получены различные структурные составляющие и их сочетание в прокате: феррит различной морфологии, феррито-бейнитная или однородная бейнитная, а также бейнито-мартенситная микроструктура [5].

При более интенсивном охлаждении образуется реечный низкоуглеродистый мартенсит. Таким образом, изменение набора структурных составляющих в стали в результате КП+УО позволяет влиять на механические свойства проката.

Следует отметить, что для получения однородной структуры и механических свойств по длине и ширине охлаждаемого листа, необходимо обеспечить равномерную скорость охлаждения в потоке прокатного стана, что может вызвать определенные трудности при изменении толщины листа или колебаний химического состава стали.

В связи с этим, при реализации КП+УО для создания условий равномерного охлаждения необходима тщательная регулировка скорости УО, обеспечивающей протекание превращения в узком интервале температур в области промежуточного превращения. Значительно более устойчивой была бы технология, обеспечивающая получение однородной ультрадисперсной структуры низкоуглеродистого мартенсита при охлаждении на воздухе [10,11].

Строительство мощных прокатных станов, оснащенных современным оборудованием для последеформационного охлаждения, создало новые возможности для разработки и освоения трубных сталей более высоких классов прочности.

Так, в настоящее время ведутся работы по разработке и опробованию сталей более высокой категории прочности – Х100 и Х120. В таблице 2 представлены механические свойства высокопрочного проката, полученные в лабораторных условиях [16].

Составы стали Х100 и Х120 должны также подбираться с учетом возможностей УО и конфигурации оборудования в линии стана [12].

Одной из проблем разработки новых высокопрочных трубных сталей является обеспечение их свариваемости, т.е. сопротивляемости образованию холодных трещин в околошовной зоне (ОШЗ) сварных соединений и достаточного уровня ударной вязкости металла ОШЗ в широком диапазоне режимов сварки.

Таблица 2 – Механические свойства экспериментальных сталей X100 и X120, усредненные по 4-м плавкам [11]

Плавка	σ_T , Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ_5 , %	σ_T/σ_B	ψ , %	KV ⁻³⁰ , Дж	Температура вязко-хрупкого перехода, T ₈₀ , °C
1(X100)	740-830	915-930	14-16	0,81-0,98	79	192-260	ниже -90
2(X120)	872-968	948-1053	13-17	0,92	72-79	243-267	ниже -70
Требования ISO 3183:2007 для X100 (min- max)	690-840	760-990	11,4	≤0,97	-	-	-
Требования ISO 3183:2007 для X120 (min- max)	830-1050	915-1145	9,6	≤0,99	-	-	-

Современные трубные стали различных категорий прочности (от X70 до X100) характеризуются хорошей свариваемостью применительно как к заводским, так и к монтажным условиям сварки. Однако при сварке труб с большой толщиной стенки, где требуется использование повышенных тепловложений (погонной энергии), возможны затруднения с обеспечением высоких характеристик ударной вязкости из-за формирования неоптимальной микроструктуры в ОШЗ при малых скоростях охлаждения металла. Одним из способов решения указанной проблемы является ограничение погонной энергии при сварке и оптимизация охлаждения сварного соединения [9,11].

Из других различных способов уменьшения различий в механических свойствах основного металла и сварного соединения трубы отметим концепцию управления структурообразованием в области термического влияния при сварке путем формирования труднорастворимых дисперсных неметаллических фаз – оксидная технология [13].

Обычно считается, что неметаллические включения, особенно неравноосной формы и большого размера, являются вредными, поскольку служат при нагружении концентраторами напряжений и способствуют зарождению дефектов типа микротрещин. Поэтому при выплавке и внепечной обработке стали применяют различные методы их удаления из жидкой стали.

С другой стороны, при малом размере неметаллических фаз (несколько микрон и менее) их негативная роль, как концентраторов напряжений, может быть компенсирована за счет измельчения структуры на стадиях кристаллизации и прокатки. Труднорастворимые дисперсные неметаллические фазы оказывают благотворное влияние на формирование структуры и механических свойств металла в околошовной зоне. Наиболее эффективными неметаллическими фазами, снижающими дисбаланс в уровне механических свойств основного металла и области сварного соединения трубных сталей, являются оксиды сложного состава на основе титана [13,14].

Таким образом, требуемое для современных газопроводов, работающих с повышенным рабочим давлением 9,8 МПа (100 атм.) и 11,8 МПа (120 атм.), сочетание высоких показателей прочности, ударной вязкости, хладостойкости и хорошей свариваемости достигается в сталях, с минимально возможным уровнем легирования, чистых по содержанию вредных примесей, газов и неметаллических включений, путем формирования дисперсной феррито-бейнитной или бейнитной микроструктур проката в результате его термомеханической обработки.

В условиях ведущих отечественных металлургических комбинатов с использованием термомеханической обработки освоено производство

высокотехнологичной продукции – проката классов прочности X70 и X80 толщиной до 30 мм и проката для труб подводных трубопроводов из стали DNV 485 FD толщиной до 40 мм. Как указывалось выше, перспективными направлениями развития трубных сталей является разработка составов стали и технологии ТМО проката сверх высоких категорий прочности X100 и X120 [12].

Однако следует отметить, что повышение уровня прочности и вязкости низколегированных трубных сталей, в результате управления структурообразованием технологическими приемами термомеханической обработки, не устраняет дисбаланс в механических свойствах основного металла и зоны сварного соединения, поскольку высокотемпературный нагрев при сварке приводит к потере преимущества в вязких свойствах, полученных при производстве листового проката. В этом смысле весьма перспективной могла бы быть сталь, имеющая одинаковую дисперсную моноструктуру в основном металле и в области нагрева при сварке. К таким сталям относятся низкоуглеродистые мартенситные стали, закаливающиеся на воздухе [7,8].

Применение этого класса сталей, особенно для соединительных деталей магистральных трубопроводов, может быть перспективным, поскольку толщина последних будет в несколько раз меньше, чем фитингов из обычных трубных сталей, рассчитанных на одинаковое давление.

Низкоуглеродистые стали со структурой мартенсита – перспективный класс конструкционных материалов для соединительных деталей и запорной арматуры магистральных трубопроводов

Как было отмечено, основной тенденцией развития трубных сталей, направленной на повышение прочности и вязкости, является создание дисперсной структуры, в которой преобладают продукты промежуточного превращения аустенита. Следующим этапом развития трубных сталей может быть разработка низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой. Такого типа стали нашли широкое применение благодаря однородной дисперсной структуре низкоуглеродистого мартенсита с высоким комплексом механических свойств [6,7].

В частности, использование низкоуглеродистой мартенситной стали типа 08X2Г2ФА для производства бесшовных труб выявило целый ряд преимуществ по сравнению со стандартными сталями [18,19]. Так, трубы из стали 08X2Г2ФА в горячекатаном состоянии имеют более высокий класс прочности при близких значениях пластичности и более высоких значений вязкости и трещиностойкости по сравнению с базовой (табл. 3). Отпуск при 650°C снижает прочностные характеристики и повышает вязкость и трещиностойкость. При этом класс прочности труб на два разряда выше, чем труб из базовой стали.

Таблица 3 – Механические свойства труб из стали 08X2Г2ФА [8]

Марка стали	Состояние	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCV	Kтс
		Н/мм ²	Н/мм ²	%	%	Дж/см ²	МПа
37Г2С	Горячекатаное	882	573	19	62	30	60
08X2Г2ФА	Горячекатаное	1168	881	13,5	62	61	71
08X2Г2ФА	Горячекатаное+ Отп. 650°C	902	801	14,5	67	82	74
ТУ	Группа прочности Е	>703	562-773	>13	-	-	-
	Л	>773	668-879	>12,3			
	М	>839	738-939	>11,3			

Особый интерес представляет возможность использования такого типа сталей для изготовления соединительных деталей и запорной арматуры магистральных трубопроводов.

Дело в том, что развитие газотранспортной системы России предполагает создание ресурсосберегающих решений создания новых сталей как непосредственно для труб, так и для соединительных деталей и трубопроводной запорной арматуры

[8,10]. Причем отличные по сравнению с трубами условия эксплуатации запорной арматуры предъявляют иные требования к параметрам их конструктивной прочности, а именно требования по осевой прочности, хладостойкости и износостойкости. Имеющиеся в настоящее время решения по их производству ориентируются на использование трубного термоулучшенного проката с последующим нанесением износостойкого покрытия, обеспечивающего высокую твердость поверхности. Это решение безусловно весьма дорогое. Возможным путем снижения себестоимости является использование хорошо зарекомендовавших себя горячекатаных высокопрочных износостойких сталей, закаливающихся на воздухе [7,8,15]. Эти стали могут применяться для производства изделий сложной формы, когда обычная закалка невозможна из-за больших деформаций, то есть появляется возможность отказаться от термообработки, однако первый опыт их применения показал, что они не в полной мере обеспечивают требуемый уровень хладостойкости, а в ряде случаев и износостойкости, что связано с наличием грубой структуры, не обладающей достаточной твердостью и вязкостью.

Решить возникшую проблему можно одновременно подняв и прочность и вязкость стали, а это обеспечивается исключительно за счет измельчения зерна аустенита. Данное решение реализуется при использовании контролируемой прокатки самозакаливающихся сталей в интервале температур ниже температуры рекристаллизации [11]. Это позволяет получить перед полиморфным превращением линзообразную структуру деформированного аустенита, что, в свою очередь, способствует существенному измельчению элементов структуры при получении структуры низкоуглеродистого мартенсита (или смеси низкоуглеродистого бейнита и мартенсита). Таким образом, появляется возможность уйти от проведения термообработки и нанесения износостойкого покрытия.

Для производства соединительных деталей магистральных трубопроводов (фитингов), как правило, используются традиционные феррито-перлитные стали, которые подвергаются нормализации или нормализации с последующим отпуском.

В настоящее время соединительные детали изготавливаются в основном из стали класса прочности K52-56 (марки 09Г2С и 10Г2СФБ), трубы – из стали класса прочности K60 (X70) и K65 (X80), поэтому толщина стенки фитингов достигает 60 мм при стенке трубы 15-20 мм. Кроме перерасхода металла усложняется конструкция сварного соединения со стенкой трубы и увеличивается объем сварочных работ. Известно, что если увеличить предел текучести стали в два раза, то масса 1 п.м. трубы уменьшается вдвое. Аналогичная зависимость применима и для фитингов.

Поэтому одним из наиболее эффективных и экономичных технических решений для производства соединительных деталей категории прочности K65 (X80) и выше может быть создание стали на основе структуры сверхнизкоуглеродистого мартенсита.

Существует несколько путей повышения вязкости и хладостойкости низкоуглеродистых мартенситных сталей: во-первых, недостаточно высокие вязкость и хладостойкость низкоуглеродистых мартенситных сталей могут быть улучшены понижением содержания углерода до уровня не выше 0,07%. Но при этом возможно некоторое уменьшение прочностных характеристик стали в горячекатаном состоянии. Другим способом, как уже отмечалось, повышение запаса вязкости стали со структурой низкоуглеродистого мартенсита является применение (высокотемпературной) термомеханической обработки, способствующей измельчению структуры исходного аустенита.

Проведенные исследования, целью которых является разработка основ ресурсосберегающей технологии термомеханической обработки проката из высокопрочной, закаливающейся на воздухе сверхнизкоуглеродистой мартенситной стали, показали, что сталь базового состава: 0,02-0,08% C; ~2,0% Cr; ~2% Mn с небольшими добавками молибдена, никеля, ванадия и ниобия позволяет получать закалочную структуру при последеформационном охлаждении проката на воздухе [10].

С целью оптимизации химического состава закаливающейся на воздухе сверхнизкоуглеродистой мартенситной стали были изготовлены опытные плавки стали

типа 05X2Г2ФБ с различным содержанием основных легирующих элементов, которые были прокатаны по режимам термомеханической прокатки..

На рисунках 3-5 показано влияние отдельных легирующих элементов: углерода, марганца, хрома, а также суммарного содержания хрома и марганца на свойства опытного металла.

При сравнении свойств плавок с разным содержанием углерода, прокатанных с использованием различных режимов термомеханической прокатки видно, что увеличение содержания углерода от 0,058 до 0,078% привело к повышению временного сопротивления и предела текучести (на 80 и 30 Н/мм² (соответственно) и снижению ударной вязкости KCV-40 с 77 до 52 Дж/см², при незначительном уменьшении относительного удлинения (рисунок 3).

Снижение содержания марганца от 2,9 до 2,5 % приводит к ожидаемому снижению прочностных характеристик на ~ 100 Н/мм² и одновременно к повышению значений ударной вязкости KCV-40 с 52 до 73,5 Дж/см² и относительного удлинения с 14 до 16% (рис. 4).

Увеличение содержания хрома от 1,72 до 2,32% привело к значительному повышению временного сопротивления и особенно предела текучести (на 135 и 176 Н/мм² соответственно) без изменения значений ударной вязкости KCV-40 и относительного удлинения.

При этом прослеживается влияние суммарного содержания хрома и марганца на временное сопротивление и предел текучести плавок с близким содержанием углерода 0,054-0,058% как в состоянии после термомеханической (контролируемой) прокатки (КП), так и в горячекатаном состоянии (рис. 5). Чем выше суммарное содержание хрома и марганца, тем выше прочностные характеристики стали.

Анализ влияния углеродного эквивалента и параметра R_{cm} на механические свойства и хладостойкость опытного проката показал, что четкой зависимости механических свойств при растяжении, ударной вязкости и температуры вязко-хрупкого перехода от величины углеродного эквивалента не наблюдается. В то же время прочностные характеристики и пластичность опытного проката в состоянии КП зависят от величины параметра R_{cm} : при повышении значения R_{cm} (степени легирования) наблюдается тенденция повышения прочностных характеристик при одновременном снижении пластичности.

Зависимости ударной вязкости и хладостойкости от величины параметра R_{cm} , также как в случае с величиной $S_{экв}$, не выявлено. Возможно, это связано с тем, что величина ударной вязкости при достаточно близком химическом составе стали в большей степени зависит от технологических параметров обработки.

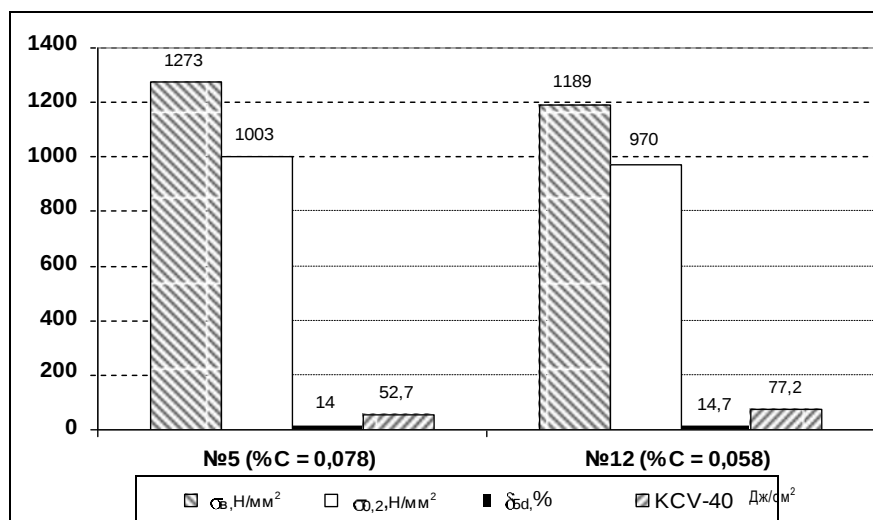


Рисунок 3 – Влияние углерода на свойства опытной стали 05X2Г2ФБ

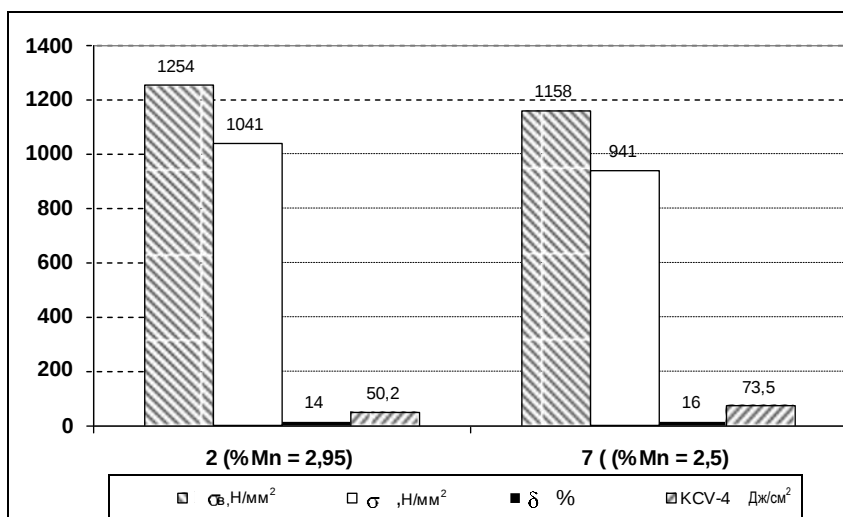


Рисунок 4 – Влияние марганца на свойства на свойства опытной стали 05Х2Г2ФБ

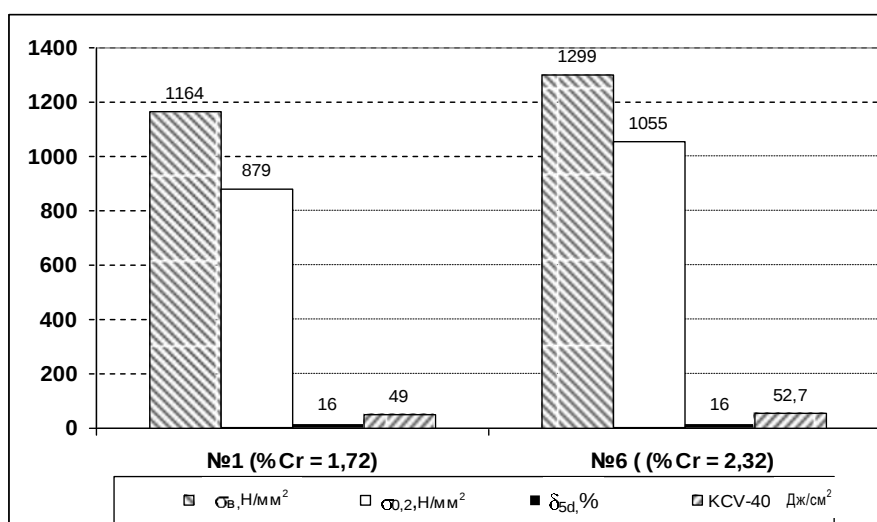


Рисунок 5 – Влияние хрома на свойства опытной стали 05Х2Г2ФБ в состоянии КП

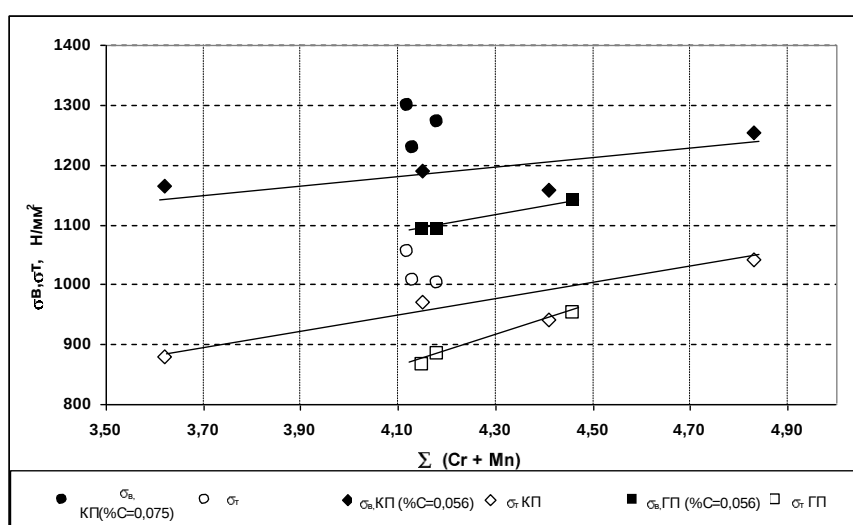


Рисунок 6 – Влияние суммарного содержания хрома и марганца на прочностные свойства опытного проката

Таким образом, как видно из приведенных данных, наблюдается влияние содержания углерода, марганца и хрома на механические свойства опытного проката в состоянии КП.

На основании проведенного анализа была разработана композиция легирования, позволяющая получать в стали закалочную реечную мартенсито-бейнитную структуру при последеформационном охлаждении проката на воздухе со скоростями до 3°C/сек. В качестве базового состава была взята композиция с более низким содержанием углерода: 0,06 %C–2,0 %Cr–2,0 %Mn с небольшими добавками молибдена, никеля и ниобия [10].

В связи с тем, что исследуемая сталь отличается повышенной устойчивостью аустенита и используется в случае реализации технологических решений, позволяющих производить закалку непосредственно с прокатного нагрева (при определенных толщинах проката даже в случае охлаждения на воздухе) для определения температурного интервала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения проведены дилатометрические исследования стали с различным содержанием углерода от 0,022 до 0,084%

Построение термокинетических диаграмм позволило определить температуры начала (Mн) и окончания (Mк) мартенситного превращения в сверхнизкоуглеродистой стали. Видно, что, чем меньше содержание углерода в стали, тем выше температуры Mн и Mк (рис.7).

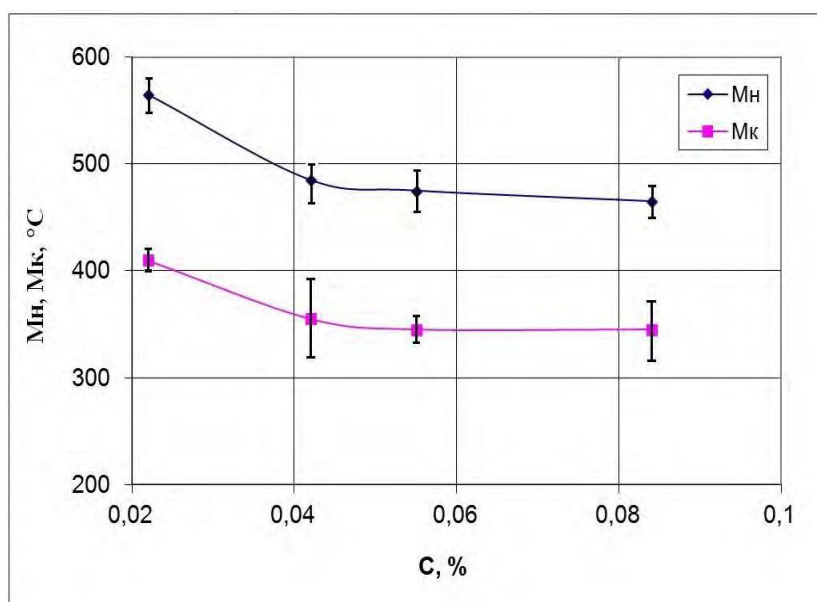


Рисунок 7 – Влияние содержания углерода на положение точек начала (Mн) и конца (Mк) мартенситного превращения в сверхнизкоуглеродистой стали

В наибольшей степени это повышение заметно при уменьшении содержания углерода менее 0,04%. Поэтому образование мартенсита в стали с содержанием углерода менее 0,04%, протекающее при повышенной температуре, способствует получению наиболее стабильной структуры в результате более интенсивного протекания релаксационных процессов, приводящих к уменьшению уровня внутренних микронапряжений, связанных со сдвиговым характером мартенситного превращения. Таким образом, можно полагать, что стали со структурой сверхнизкоуглеродистого мартенсита должны быть менее склонными к развитию явления замедленного хрупкого разрушения, вызываемого высоким уровнем остаточных локальных напряжений в закаленной стали, и, следовательно, повышенным сопротивлением образованию холодных трещин при сварке [16]. Однако, для подтверждения последнего требуется проведение специального исследования свариваемости и склонности к замедленному хрупкому разрушению такого типа стали.

Учитывая перспективность сверхнизкоуглеродистых мартенситных сталей, как конструкционного материала для изделий различного назначения (в том числе труб), и отсутствие данных по влиянию различных режимов обработки на комплекс свойств и структурное состояние этих сталей было изучено влияние параметров температурно-деформационной обработки на прочностные характеристики, пластичность и ударную вязкость опытной стали типа 05X2Г2Б.

Проведенное сопоставление уровня механических свойств опытной стали в горячекатаном состоянии, учитывая способность данной стали закаливаться на воздухе и свойства этой же стали при различных режимах термомеханической (контролируемой) прокатки (КП), показало (табл. 4), что незначительные (до 10 %) колебания температуры окончания деформации при реализации технологии горячей прокатки не оказывает значимого влияния на формирование уровня прочностных и пластических свойств исследуемой стали.

Таблица 4 – Механические свойства исследуемой стали типа 05X2Г2Б (ГК – горячекатаное состояние, КП – контролируемая прокатка)

Номер полосы	Режим	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	НВ
1-1	ГК	1140	898	15,9	63,2	302
1-2	ГК	1092	785	16,2	63,3	285
1-3	ГК	1091	837	16,1	62,1	293
2-1	КП	1230	949	14,5	59,6	321
2-2	КП	1273	933	14,4	54,3	321
2-3	КП	1299	999	15,8	58,2	311

В случае реализации режимов термомеханической (контролируемой) прокатки, отличающейся от горячей прокатки (при одинаковой температуре нагрева под прокатку и близкой температуре начала черновой прокатки) существенно (на $\sim 150^\circ\text{C}$) более низкими температурами окончания деформации, уровень прочностных свойств на 100–150 Н/мм² выше, чем у горячекатаного проката при меньшей на 10 – 15 % пластичности.

Анализ склонности к хрупкому разрушению исследуемой стали показал, что горячекатаная сталь имеет существенно (в 2 раза) меньший уровень ударной вязкости при комнатной температуре, в сравнении со сталью после термомеханической прокатки. По мере снижения температуры испытаний разница между величиной ударной вязкости у стали термомеханической прокатки (по сравнению с горячекатаной) возрастает до 2,5–2,8 раз и при испытаниях (минус 60°C) опять снижается до двукратной величины (рис. 8). Такое поведение материала определяется дисперсностью и морфологией микроструктуры.

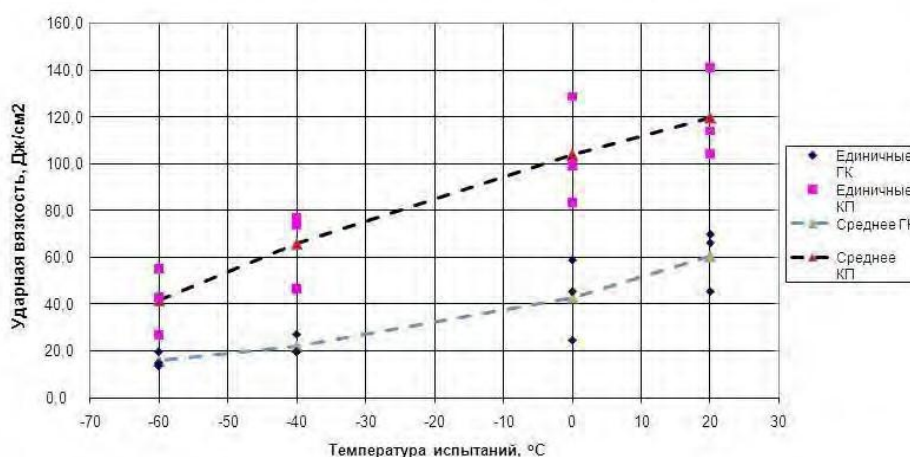


Рисунок 8– Температурная зависимость ударной вязкости стали 05X2Г2Б после ГК и КП

Результаты исследований структурного состояния в зависимости от температурно-деформационных режимов прокатки данной стали показали, что при скоростях охлаждения вплоть до $3^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в исследуемой стали обеспечивается формирование мартенситной структуры.

На рисунке 9 приведены фотографии микроструктуры стали типа 05X2Г2Б, прокатанной по различным режимам горячей прокатки с последующим охлаждением на воздухе: с окончанием деформации выше и ниже температуры рекристаллизации аустенита. Хорошо видны различия в форме зерен аустенита в зависимости от температуры окончания деформации.

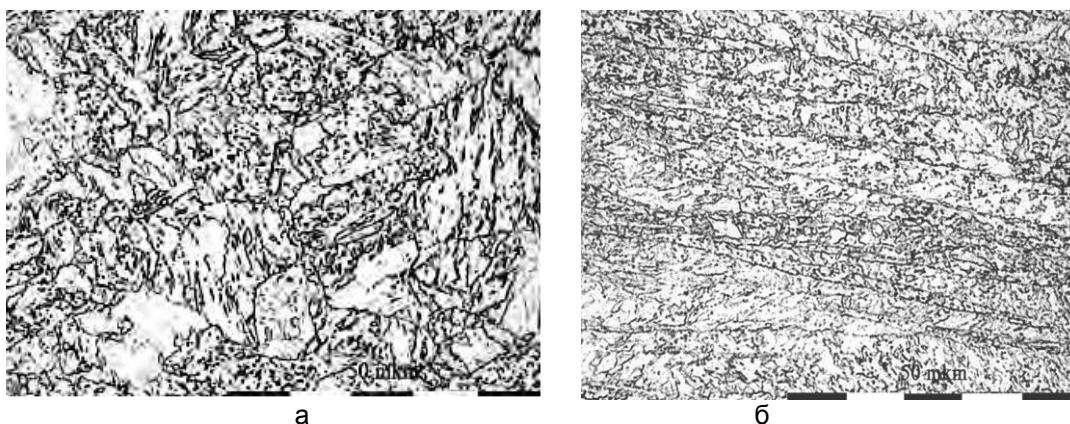


Рисунок 9— Микроструктура проката из сверхнизкоуглеродистой стали после окончания деформации выше (а) и ниже (б) температуры рекристаллизации аустенита, $\times 800$

После контролируемой прокатки стали типа 05X2Г2Б бывшее аустенитное зерно имеет вытянутую форму, что обусловлено высоким содержанием в стали ниобия ($0,06\text{--}0,07\%$), который подавляет рекристаллизацию аустенита, повышая температуру остановки рекристаллизации, в то время как после стандартных режимов горячей прокатки аустенитное зерно полностью рекристаллизовано и равноосно.

Исследование тонкой структуры опытного проката после различных видов термомеханической прокатки методом просвечивающей электронной микроскопии подтвердило, что основной структурной составляющей исследуемой стали, является низкоуглеродистый реечный мартенсит, кроме того, в структуре присутствуют: остаточный аустенит (в основном по границам реек), небольшие островки бейнита и М/А фазы.

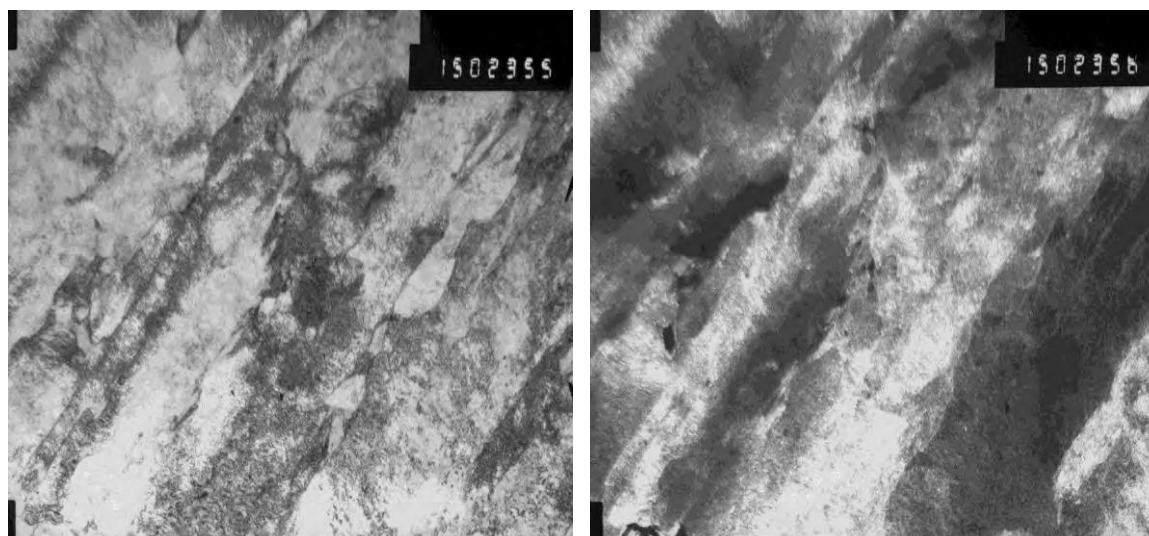


Рисунок 10 – Мартенсит в горячекатаной стали, $\times 15000$:
а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе мартенсита

На рисунке 10 показан вид реечного мартенсита в структуре опытного проката из сверхнизкоуглеродистой стали после обычной горячей прокатки и более дисперсный реечный мартенсит с остаточным аустенитом после термомеханической прокатки с окончанием деформации при температуре ниже температуры рекристаллизации аустенита (рис. 11).

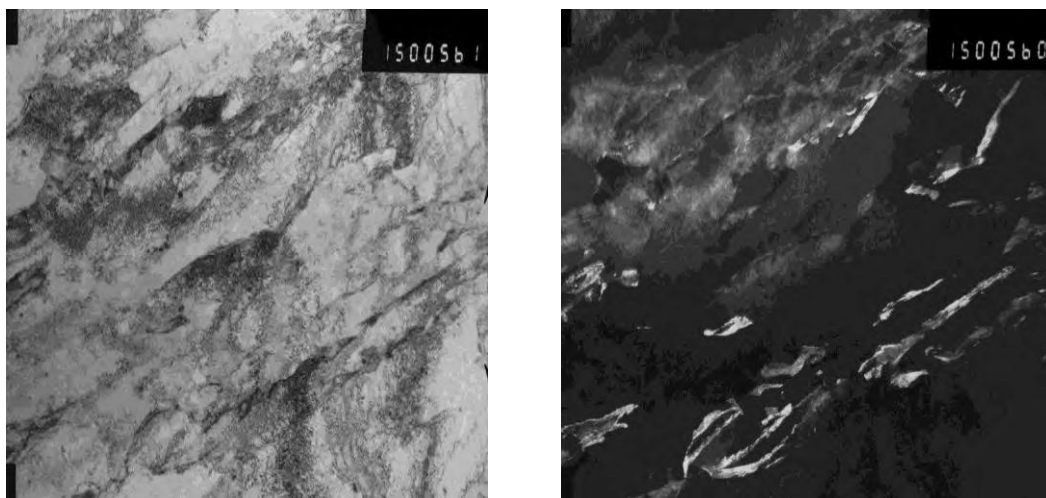


Рисунок 11 – Мартенсит с аустенитом по границам реек в стали, подвергнутой КП, $\times 5000$:
а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе аустенита

Установлено, что использование контролируемой прокатки позволяет, с одной стороны повысить на 100 Н/мм^2 – 150 Н/мм^2 характеристики прочности исследуемой стали при одновременном существенном повышении характеристик вязкости (KCV^{-40} на 60 Дж/см^2) и снижении склонности стали к хрупкому разрушению. В тоже время следует отметить, что для образцов стали, прошедшей контролируемую прокатку, в изломах ударных образцов наблюдаются характерные «расщепления», обусловленные наличием ориентированной (анизотропной) структуры.

В связи с тем, что прокат из стали данного класса (низкоуглеродистые мартенситные) обычно производят с использованием обычной горячей прокатки с последующей термообработкой (нормализация, закалка, отпуск), нет данных по влиянию режимов контролируемой прокатки на комплекс механических свойств данных сталей. Одним из наиболее важных параметров контролируемой прокатки, влияющих на механические свойства проката (особенно при последеформационном охлаждении на воздухе), является температура окончания деформации [1,3]. Поэтому представляет интерес исследование влияния температуры конца прокатки на прочностные свойства, пластичность, ударную вязкость и хладостойкость (в анализ были включены плавки, мало отличающиеся по химическому составу). Полученные результаты представлены на рисунке 12.

Видно, что, несмотря на разброс полученных данных, наблюдается тенденция повышения прочностных характеристик (временного сопротивления и предела текучести) при понижении температуры конца прокатки. При этом существует зависимость ударной вязкости и хладостойкости от температуры конца прокатки: понижение температуры конца прокатки от 818 до 790°C приводит к некоторому снижению величины ударной вязкости KCV^{-40} (приблизительно на 30 Дж/см^2). В целом же уровень ударной вязкости KCV^{-40} всех исследуемых опытных сталей существенно уступает ударной вязкости трубных феррито-перлитных и феррито-бейнитных сталей. Однако следует иметь ввиду, что уровень прочности исследуемых опытных сталей значительно выше.

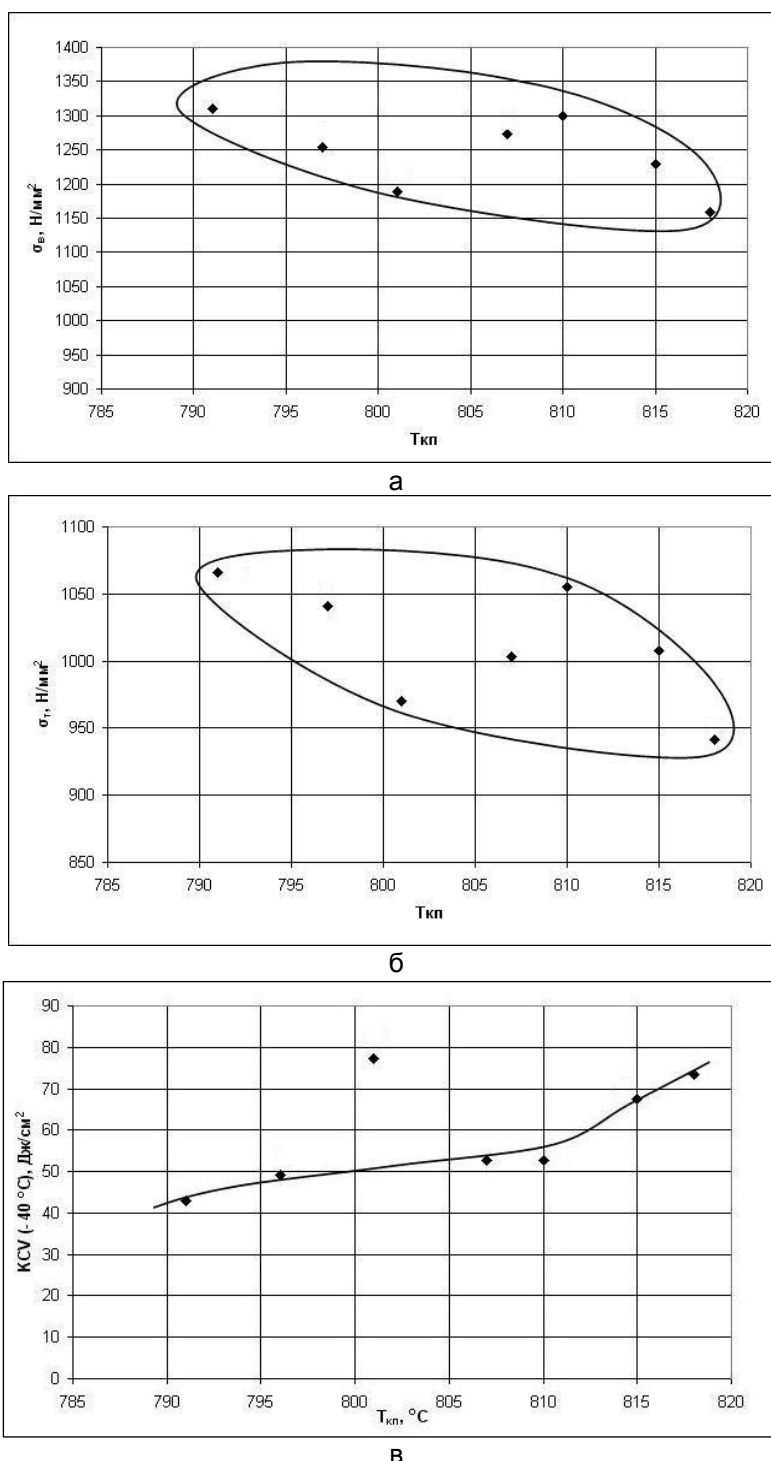


Рисунок 12 – Влияние температуры конца прокатки на $T_{кп}$ на временное сопротивление $\sigma_{в}$ (а), предел текучести $\sigma_{т}$ (б) и ударную вязкость KCV^{-40} (в) стали типа 05X2Г2Б

Проведенный анализ показал, что температура окончания деформации для опытной низкоуглеродистой мартенситной стали типа 05X2Г2Б является одним из значимых технологических факторов, определяющих комплекс механических свойств исследуемого проката.

С целью изучения возможности повышения вязкости опытного проката за счет использования дополнительной термообработки был проведен высокий отпуск металла подвергнутого термомеханической прокатке при температурах $600 \pm 670^\circ\text{C}$.

Анализ влияния термической обработки на свойства при растяжении проката из опытной стали типа 05X2Г2Б показал, что дополнительный отпуск в интервале температур $600-650^\circ\text{C}$ приводит к постепенному снижению значений временного

сопротивления металла контролируемой прокатки вплоть до температуры отпуска 650°C (на 200 Н/мм^2 по сравнению с исходным), при дальнейшем повышении температуры отпуска от 650 до 670°C скорость падения прочности существенно увеличивается: временное сопротивление снижается до уровня 842 Н/мм^2 , что на 180 Н/мм^2 ниже чем после отпуска при 650°C и на $\sim 400 \text{ Н/мм}^2$ ниже чем в исходном состоянии (в исходном состоянии КП – среднее значение $\sigma_{\text{в}}=1230 \text{ Н/мм}^2$) (рис.13). При этом предел текучести после отпуска при 600°C остается на прежнем уровне либо несколько увеличивается. Такое изменение прочностных характеристик в результате отпуска 600°C привело к повышению значений отношения временного сопротивления к пределу текучести до уровня 0.90 ± 0.04 по сравнению с 0.76 ± 0.03 в исходном состоянии КП.

Наблюдаемый прирост значений предела текучести после отпуска 600°C связан, по-видимому, с протеканием конкурирующих процессов: со структурными изменениями в мартенсите (распадом), сопровождающимся разупрочнением, а с другой стороны упрочнением, вызванным выделением дисперсных фаз, а также, возможно, превращением остаточного аустенита. Повышение температуры отпуска до 650°C приводит к небольшому снижению значений предела текучести. Это снижение по сравнению с исходным состоянием КП составило в среднем 40 Н/мм^2 , при повышении температуры отпуска до 670°C скорость падения предела текучести также как временного сопротивления возрастает и среднее значение предела текучести после отпуска при 670°C составило 800 Н/мм^2 , при отношении $\sigma_{\text{т}}/\sigma_{\text{в}}$ равном 0.95 .

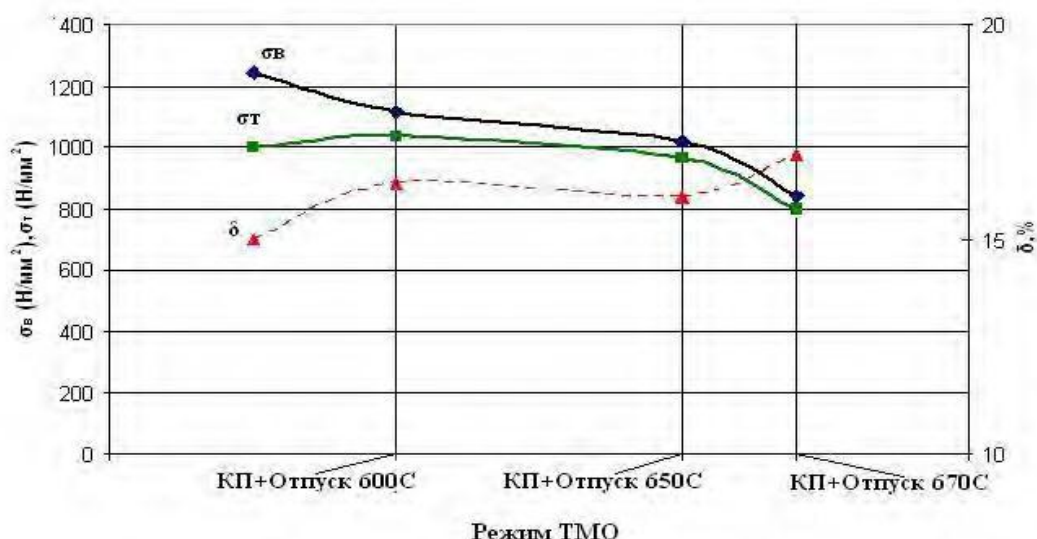


Рисунок 13– Влияние температуры отпуска после КП на свойства проката из опытной стали (по средним значениям)

Хорошо видно, что несмотря на существенное снижение прочностных характеристик в результате высокого отпуска до температуры 650°C уровень прочностных свойств остается очень высоким: среднее значение временного сопротивления после отпуска 650°C составило 950 Н/мм^2 , предела текучести – 880 Н/мм^2 ; среднее значение относительного удлинения по сравнению с исходным состоянием повысилось на $1,5\%$ и составило $16,5\%$. Дальнейшее повышение температуры отпуска 670°C привело к значительному снижению прочностных характеристик (до уровня соответствующего X90) при некотором улучшении пластичности (до 17%).

Таким образом, по прочностным характеристикам и пластичности опытный прокат как в исходном состоянии КП, так и состоянии после отпуска при 600 и 650°C превосходит требования к сталям класса прочности X100 и X120.

Результаты серийных испытаний ударной вязкости на образцах с острым надрезом KCV опытных сталей после КП и дополнительного отпуска при температурах 600 , 650 и 670°C , а также оценка характера излома ударных образцов с определением

доли вязкой составляющей и температуры вязко-хрупкого перехода T_{50} показаны на рисунках 10 и 11. Отпуск после КП привел к повышению значений ударной вязкости: если в исходном состоянии КП величина ударной вязкости при минус 20 °С для исследуемых образцов составляла 60-100 Дж/см², то после отпуска при 600 °С она увеличилась до уровня 75-115 Дж/см², после отпуска при 650 °С составила 100-160 Дж/см², а после отпуска при 670 °С составляла 125-170 Дж/см² (рис. 14).

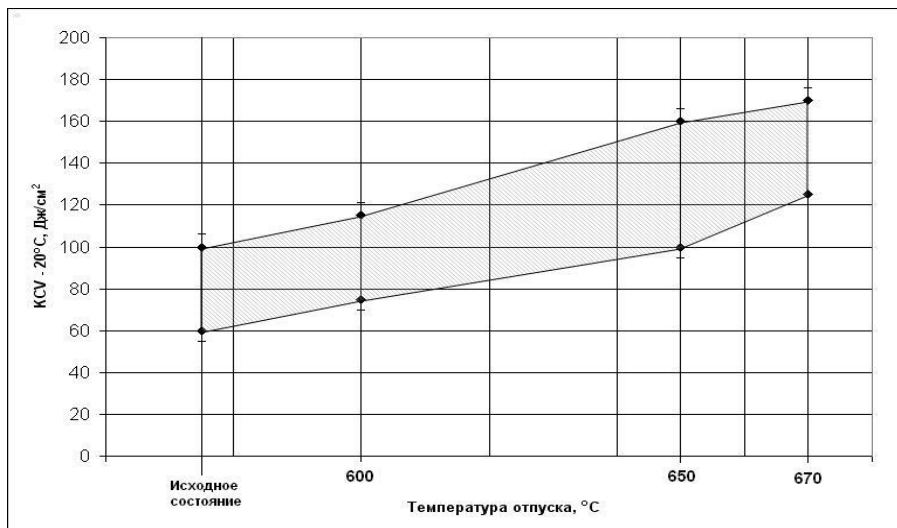


Рисунок 14– Влияние температуры отпуска после КП на величину ударной вязкости KCV при минус 20 °С

На рисунке 15 показано влияние температуры отпуска на интервал температуры вязко-хрупкого T_{50} перехода исследуемых опытных сталей. Хорошо видно, что отпуск после контролируемой прокатки привел к улучшению хладостойкости проката из опытной стали. Так после отпуска при 600 °С температура T_{50} понизилась в среднем на 20 °С, отпуск при 650 °С снизил эту температуру еще на 30 °С. В результате отпуска при 670 °С температура T_{50} оказалась ниже температуры испытания.

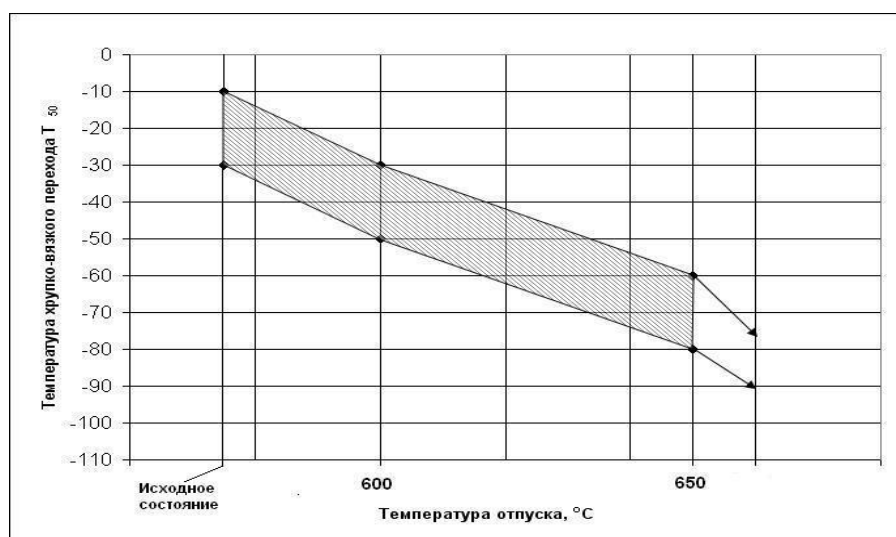


Рисунок 15 – Влияние температуры отпуска после КП на температуру T_{50} вязко-хрупкого перехода опытных сталей

Анализ комплекса механических свойств показал, что в результате отпуска при 650 °С хладостойкость опытных сталей по сравнению с исходным состоянием КП улучшилась на 50 °С, при сохранении высоких показателей прочности. Отпуск при 670 °С значительно улучшил хладостойкость опытных сталей по сравнению с исходным состоянием, однако показатели прочности существенно ниже.

Для изучения изменений, произошедших в образцах опытного проката, подвергнутых дополнительному отпуску после прокатки, было проведено исследование микроструктуры методом световой и электронной микроскопии.

Микроструктура исследуемых образцов в исходном состоянии КП (рис. 12) представляет собой смесь мартенсита и бейнита, возможно с некоторым количеством остаточного аустенита, определить наличие которого с помощью оптического микроскопа не представляется возможным. В структуре образцов металла контролируемой прокатки аустенитные зерна вытянуты в направлении деформации (длина отдельных зерен достигает 200-300мкм, при толщине 3-20мкм). После проведенной термической обработки металла должны были произойти изменения структуры, связанные с распадом остаточного аустенита и отпуском мартенсита. Однако, визуально существенной разницы в микроструктуре проката при исследовании с увеличением до $\times 800$ в исходном состоянии и после проведенного высокого отпуска не наблюдается, кроме некоторого утолщения границ зерен аустенита, возможно связанного с выделением карбидной фазы в процессе отпуска (рис.16).

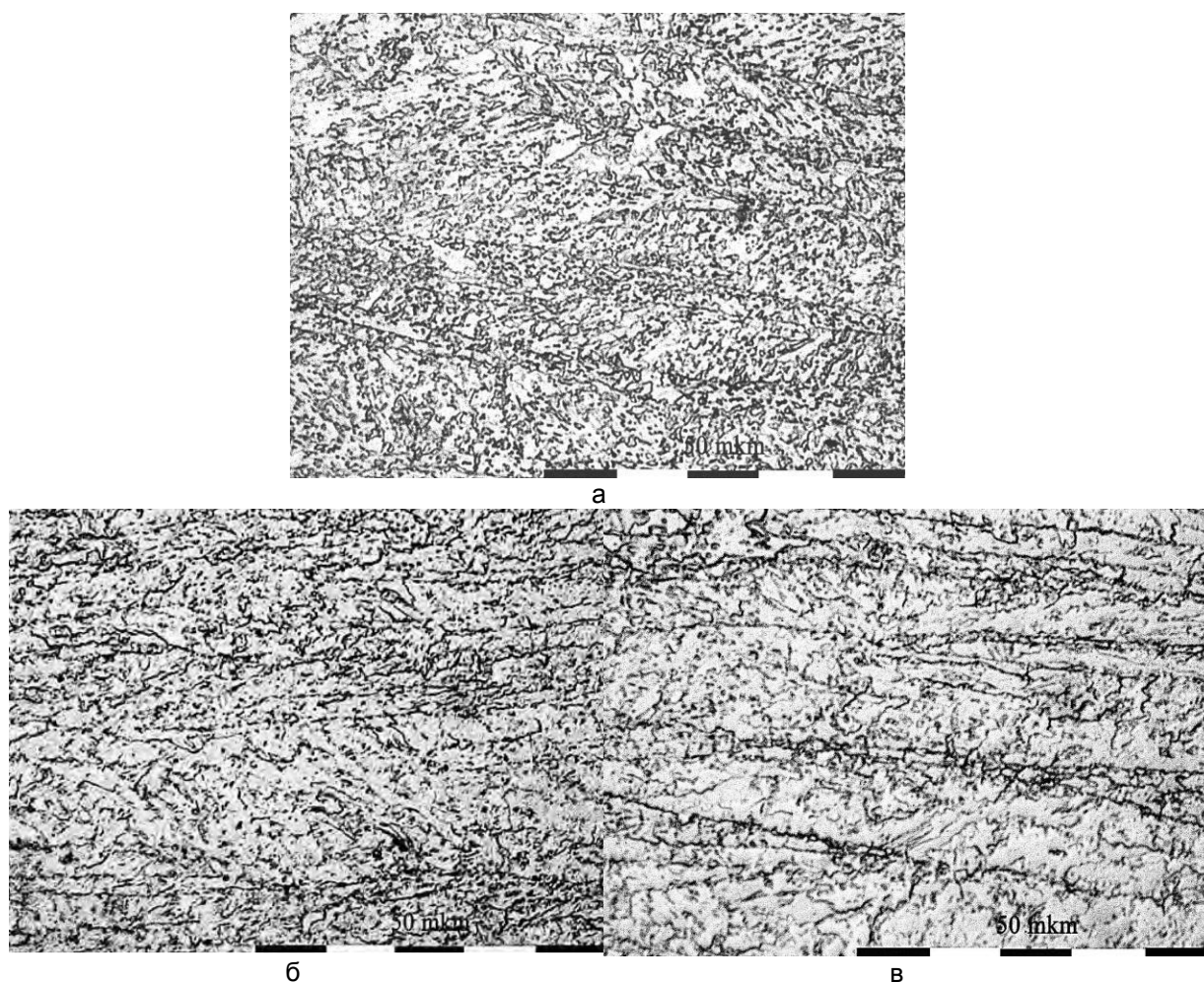


Рисунок 16– Микроструктура опытного проката из сверхнизкоуглеродистой мартенситной стали, $\times 800$

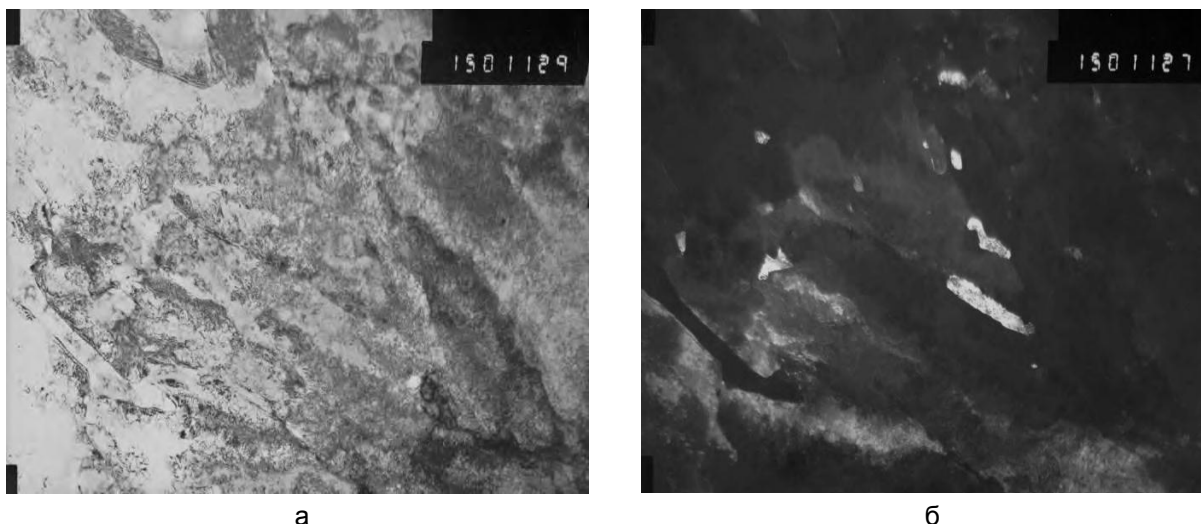
а – исходное состояние (КП);

б – отпуск 600°C ;

в – отпуск 650°C

Исследование структуры методом ПЭМ показало, что отпуск образцов после КП при 600°C не вызвал существенных изменений микроструктуры, а повышение температуры отпуска до 650°C (рис.17) привело к существенным изменениям микроструктуры по сравнению с исходным состоянием (которые были незаметны при исследовании на оптическом микроскопе). Произошло снижение плотности дислокаций

в мартенсите и выделение частиц цементита. Основным отличием от исходного состояния является то, что при исследовании высоко отпущенных образцов не встречаются «островки» высокоуглеродистого двойникового мартенсита и МА структур, часто обнаруживаемые в исходных образцах КП (до проведения отпуска). Очень редко попадаются небольшие участки остаточного аустенита размером до 1-0,5 мкм, но его объемная доля, по сравнению с образцами до проведения отпуска, существенно меньше.



а
Рисунок 17 – Образец, отпущенный при 650 °С,
отпущенный мартенсит с остаточным аустенитом, $\times 15000$:
а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе аустенита

Также необходимо отметить небольшое увеличение объемной доли наномасштабных карбонитридных частиц, сформировавшихся в результате отпуска, что привело к некоторому росту предела текучести. Наноразмерные карбонитриды, сформировавшиеся в аустените, наблюдаются в небольших количествах. Во всех исследованных образцах присутствуют также наноразмерные частицы карбонитридов, сформировавшиеся в феррите. Данные изменения в микроструктуре привели к некоторому снижению прочностных свойств металла и позволили значительно улучшить ударную вязкость образцов КП.

Таким образом, в результате комплекса проведенных исследований показана принципиальная возможность реализации ресурсосберегающей технологии термомеханической обработки проката из высокопрочной, закаливающейся на воздухе сверхнизкоуглеродистой стали, обеспечивающей необходимый уровень потребительских свойств в состоянии.

Существующий запас прочности позволяет использовать высокий отпуск после контролируемой прокатки для повышения вязкости, пластичности и хладостойкости проката из стали со структурой сверхнизкоуглеродистого речного мартенсита.

Можно полагать, что сверхнизкоуглеродистые мартенситные стали, подвергнутые контролируемой прокатке по специальным режимам, могут служить перспективным материалом для изделий повышенной прочности и надежности, используемых в системах нефтегазового комплекса – бесшовных трубах, электросварных соединительных деталях, запорной арматуре, а также для проката и труб для строительной индустрии.

Выводы

1. Рассмотрены основные тенденции развития современных сталей для труб и соединительных деталей магистральных трубопроводов. Современные трубные стали значительно превышают качественные показатели трубной стали, производимой 10-20 лет тому назад. Сочетание высоких показателей прочности, ударной вязкости и хладостойкости на сталях с низким уровнем легирования достигается за счет, во-

первых, высокого металлургического качества стали, а во-вторых, формирования дисперсной феррито-бейнитной или бейнитной структуры, получаемой в результате термомеханической обработки.

2. Перспективными направлениями развития трубных сталей является разработка составов стали и технологии производства проката сверхвысоких категорий прочности X100 и X120. Однако, получение сочетания высоких значений прочности и вязкости путем совершенствования состава и технологии термомеханической обработки способствует возрастанию дисбаланса между свойствами основного металла и зоны сварного соединения в результате потери преимущества в вязкости, полученного вследствие термомеханической обработки проката, что требует совершенствования технологии сварки (особенно проката больших толщин), применения специальных технологий модифицирования стали (оксидная технология) или разработки сверхнизкоуглеродистых мартенситных сталей, обеспечивающих получение моноструктуры низкоуглеродистого мартенсита независимо от условий охлаждения после сварки.

3. Проведен анализ влияния химического состава, режимов прокатки на структуру и свойства проката из низкоуглеродистой мартенситной стали и выявлены наиболее существенные факторы состава и технологии, оказывающие значимое влияние на комплекс механических свойств. Отмечено, что опыт использования низкоуглеродистой мартенситной стали для производства бесшовных труб нефтяного сортамента выявил ее преимущества в уровне прочности, ударной вязкости и трещиностойкости по сравнению со среднеуглеродистой легированной сталью.

4. С использованием метода построения термокинетических диаграмм установлено, что при скоростях охлаждения, характерных для охлаждения проката на воздухе, в сверхнизкоуглеродистой мартенситной стали типа 05X2Г2Б образуется структура, состоящая преимущественно из мартенсита или из мартенсита с небольшими участками бейнита. Установлено, что уменьшение содержания углерода от 0,084 до 0,022% повышает температурный интервал начала и окончания мартенситного превращения.

5. Показано, что одним из значимых технологических факторов при производстве сверхнизкоуглеродистых мартенситных сталей является температура окончания деформации при контролируемой прокатке. Понижение температуры конца прокатки от 818 до 790°C приводит к повышению прочностных характеристик и снижению величины ударной вязкости KCV^{40} приблизительно на 30 Дж/см².

6. Установлено, что существующий запас прочности после контролируемой прокатки позволяет использовать высокий отпуск для повышения вязкости, пластичности и хладостойкости проката из стали со структурой сверхнизкоуглеродистого речного мартенсита.

Список литературы:

1. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами// – М.: Металлургиздат. 2003. 520 с.
2. Синельников В.А., Морозов Ю.Д., Филиппов Г.А. Материаловедческая концепция надежности металла труб магистральных нефтегазопроводов//Трубопроводный транспорт нефти. 1997. №8. С.29-32.
3. Матросов М.Ю., Морозов Ю.Д., Ефимов А.А. и др. Разработка и промышленное опробование производства стали для труб класса прочности K65 (X80) газопровода «Бованенково - Ухта» // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2010. №3. С. 33-41.
4. DeArdo A.J. Modern Thermomechanical Processing of Micro alloyed Steel: A Physical Metallurgy Perspective // Microalloying'95 Conference Proceedings. Pittsburgh, PA, June 11-14. 1995. TheIronandSteelSociety, pp. 15-33.
5. Настич С.Ю. Особенности ферритно-бейнитной микроструктуры и сопротивление вязким разрушениям высокопрочных трубных сталей // Деформация и разрушение материалов. 2012. №7. С.19-25.

6. Филиппов Г.А., Морозов Ю.Д., Чевская О.Н. Факторы, влияющие на склонность трубных сталей к коррозионному растрескиванию под напряжением//Сб. трудов научно-практического семинара. «Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов. Нижний Новгород. 2006. С.164-177.

7. Клейнер Л.М., Шацов А.А. Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса. Пермь: ПГТУ. 2008. с.302.

8. Глазкова С.М., Гонтарук Е.И., Клейнер Л.М., Синельников В.А., Филиппов Г.А., Телль В.В. Опробование технологии производства насоснокомпрессорных труб из стали 08Х2Г2ФА, выплавленной на основе металлизированных окатышей. // Металлург. 2000. №3. с. 35-37.

9. Морозов Ю.Д., Наumenко А.А., Лясоцкий И.В. Влияние термдеформационных режимов прокатки и ускоренного охлаждения на формирование механических свойств листового проката из стали класса прочности Х80 // Металлург. 2010. №10. С. 57-62.

10. Чевская О.Н., Антонов М.В., Кичкина А.А., Филиппов Г.А., Шабалов И.П. Влияние режимов горячей деформации на структуру и свойства низкоуглеродистой мартенситной стали//Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2014. №4. С. 58-64.

11. Одесский П.Д., Молодцов А.Ф., Морозов Ю.Д. и др. Новые эффективные низколегированные стали для строительных металлических конструкций // Монтажные и специальные работы в строительстве. 2011. № 5. С. 20-25.

12. Мартынов П.Г., Симбухов И.А., Морозов Ю.Д. Исследование трубных сталей категории прочности Х100-Х120 для магистральных газопроводов. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 3. С. 66-70.

13. Ogibayashi Sh. Advances in Technology of Oxide Metallurgy//Nippon steel technical report. 1994. №61. p. 70-76.

14. Виноградов В.В., Семериков К.А., Петровский В.А., Шабалов И.П., Филиппов Г.А. Моделирование влияния содержания алюминия и азота на образование неметаллических включений в высокоуглеродистой стали//Металлург. 2013. №11. С.40-44.

15. Клейнер Л.М., Симонов Ю.Н. Структура и свойства низкоуглеродистых мартенситных сталей// МиТОМ. 1999. №8. С.46-48.

16. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физика замедленного разрушения сталей// «Полиграфпром». Минводы. 2013. 455 с.