

**Материаловедение
и технологии материалов
Materials science and materials technology**

Научная статья
Статья в открытом доступе
УДК 620.194.22
doi: 10.30987/2782-5957-2026-7-72-81

**ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ТРУБНОЙ СТАЛИ
НА ЕЕ СКЛОННОСТЬ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ
ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ**

Юлия Сергеевна Мордовина✉

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, Россия
ips4@nntu.ru; <https://orcid.org/0009-0003-2640-9779>

Аннотация

Целью работы является определение наиболее стойкого типа микроструктуры трубной стали 10Г2ФБ к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН). Задача исследования заключается в сравнении склонности к КРН образцов после различных видов обработки: контролируемой прокатки, улучшения (закалка 920°C + высокий отпуск 600°C) и закалки из межкритического интервала температур (МКИТ) с низким отпуском (800°C + отпуск 200°C). Методы исследования включали испытания на стойкость к КРН по методу трехточечного изгиба в нитратной среде, металлографические исследования микроструктуры сталей с помощью специализированного микроскопа и измерения микротвердости. Новизна работы заключается в установлении зависимости между микроструктурой, формирующейся при различных режимах термической обработки, и временем до разрушения образцов в условиях ускоренных испытаний. Результаты исследования показали, что образцы по-

сле улучшения, имеющие однородную структуру, не разрушились за заданную временную базу испытаний 20 часов. Образцы после контролируемой прокатки с ферритно-перлитной структурой и с перлитной структурой третьего балла разрушились за 6,5 часов, а образцы после закалки из межкритического интервала температур (структура, отличающаяся разнотернистостью) были разрушены за один час испытания.

Таким образом, наиболее высокую стойкость к КРН обеспечивает улучшение, формирующее однородную микроструктуру. Наличие строчности, которая выявилась на образцах после контролируемой прокатки и на образцах после закалки из МКИТ, является критическим фактором, снижающим сопротивление стали коррозионному растрескиванию под напряжением в агрессивной среде.

Ключевые слова: коррозия, растрескивание, напряжение, КРН, улучшение, МКИТ, прокатка, конструкционные стали.

Ссылка для цитирования:

Мордовина Ю.С. Влияние микроструктурного состояния трубной стали на ее склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением / Ю.С. Мордовина // Транспортное машиностроение. – 2026. - № 7. – С. 72-81. doi: 10.30987/2782-5957-2026-7-72-81.

Original article
Open Access Article

**INFLUENCE OF THE MICROSTRUCTURAL COMPOSITION OF PIPE
STEEL ON ITS TENDENCY TO CORROSION AND STRESS CRACKING**

Julia Sergeevna Mordovina✉

Nizhny Novgorod State Technical University named after R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russia
ips4@nntu.ru; <https://orcid.org/0009-0003-2640-9779>

Abstract

The paper objective is to determine the most resistant type of microstructure of 10G2FB pipe steel to stress corrosion cracking (SSC). The study task is to compare SSC tendency of samples after various types of machining: controlled rolling, improvement (quenching at 920°C + high tempering at 600°C) and quenching from the intercritical temperature range (ITR) with low tempering (800°C + tempering at 200°C). The research methods include tests for resistance to SSC using the three-point bending method in a nitrate medium, metallographic studies of the microstructure of steels using a specialized microscope and measurements of microhardness. The novelty of the work lies in finding the relationship between the microstructure formed under various heat treatment conditions and the time up to destruction of samples under accelerated testing conditions. The results of the study show that after the improvement, the samples

with a homogeneous structure did not rupture over a given time base of 20 hours. The samples after controlled rolling with a ferrite-pearlite structure and with pearlitic banding of the third grade were destroyed in 6.5 hours, and the samples after quenching from the intercritical temperature range (a structure characterized by different grain sizes) were destroyed in one hour of testing.

Thus, the highest resistance to SSC is provided by an improvement that forms a homogeneous microstructure. The presence of banding, which was revealed in the samples after controlled rolling and in the samples after quenching from ITR, is a critical factor reducing the resistance of steel to stress corrosion cracking in an aggressive environment.

Keywords: corrosion, cracking, stress, SSC, improvement, ITR, rolling, structural steels.

Reference for citing:

Mordovina YuS. Influence of the microstructural composition of pipe steel on its tendency to corrosion and stress cracking. *Transport Engineering*. 2026;7:72-81. doi: 10.30987/2782-5957-2026-7-72-81.

Введение

Газификация домохозяйств в России является задачей в рамках национальной цели «Комфортная и безопасная среда для жизни», входящей в Указ Президента Российской Федерации от 07.05.2024 г. № 309 «О национальных целях развития Российской Федерации на период до 2030 года и на перспективу до 2036 года». Для газификации домохозяйств необходимо строительство магистральных газопроводов и поддержание их работоспособности в течение срока эксплуатации. Однако этому препятствует коррозионное растрескивание под напряжением (коррозионное растрескивание, КРН) – самая распространенная причина разрушения магистральных газопроводов и наиболее вероятная [1].

КРН, согласно ГОСТ 9.106-2021 «Единая система защиты от коррозии и старения. Коррозия металлов. Термины и определения», – это коррозия металла при одновременном воздействии коррозионной среды и внешних или внутренних механических напряжений растяжения с образованием транскристаллитных или межкристаллитных трещин. Зарождение и развитие трещин КРН провоцируется факторами, которые можно проклассифицировать следующим образом:

- параметры коррозионной среды (химический состав среды, концентрация элементов, вызывающих коррозионное растрескивание, температура, давление, продолжительность воздействия среды, скорость потока коррозионной среды);

- качество металла (химический состав металла, его микроструктура, размер зерна, однородность распределения микроструктурных составляющих, наличие дефектов и неметаллических включений, состояние поверхности, в т.ч. ее шероховатость);

- напряженно-деформированное состояние металла/изделия (уровень остаточных напряжений после сварки, после пластической деформации и других технологических операций, присутствие локализованной пластической деформации, уровень рабочих напряжений) [2–4].

С точки зрения металловедения, особый интерес представляет исследование влияние микроструктуры стали на ее склонность к коррозионному растрескиванию, которое относится к группе факторов «качество металла».

Чувствительность стали к коррозионному растрескиванию зависит от типа микроструктуры и группы сталей. Так, для арматурных сталей склонность к КРН по-

вышается в следующем порядке: нижний бейнит, отпущенный мартенсит, перлит и сфероидизированные структуры, мартенсит закалки. Для трубных сталей есть схожие данные: в [5–7] приводится, что КРН наступает вследствие циклического разупрочнения металла. Поэтому чем меньше разупрочняется металл в процессе эксплуатации, тем меньше он подвержен коррозионному растрескиванию. Сталь со структурой бейнита менее склонна к разупрочнению, чем сталь с ферритно-перлитной структура. Из этого условия структура бейнита более предпочтительна для труб магистральных газопроводов. Однако есть и иные данные, сообщающие о том, что сталь с бейнитной структурой подвержена коррозионному растрескиванию. Вероятно, это связано с тем, что помимо бейнита в микроструктуре присутствовали включения феррита, мартенсита и аустенита [8].

Склонность металла к коррозионному растрескиванию возрастает, если увеличивается микроструктурная неоднородность. Так, в [9] авторы сообщают, что причиной развития КРН является полосчатость (ферритно-перлитная, ферритно-бейнитная и другие типы), возникающая при прокатке. В [10] сообщается, что склонность стали 10Г2ФБ к КРН после контролируемой прокатки становится выше почти в два раза, чем после улучшения, т.к. при контролируемой прокатке формируется полосчатость, а при улучшении формируется более однородная микроструктура.

Несмотря на то, что контролируемая прокатка формирует полосчатую микроструктуру, в настоящее время производители трубопроката все больше используют ее для получения своей продукции. При контролируемой прокатке (ТМСП) оптимальное сочетание микроструктуры и комплекса свойств достигается за счет контроля температуры и времени нагрева,

температуры прокатки и обжата, комбинации пластической деформации и твердофазного превращения, а также за счет контроля процесса охлаждения, который бывает многоступенчатым [11]. Контролируемая прокатка позволяет сократить расходы легирующих элементов до 30 % при увеличении прочностных характеристик стали на 100...200 МПа с одновременным снижением энергозатрат на изготовление проката на 10 % [12].

Однако интенсификация применения контролируемой прокатки не исключает широкое распространение традиционных способов получения проката (горячая прокатка, после которой отдельной операцией проводят нормализацию или улучшение) [13]. Кроме этого, рассматривается вариант использования термической обработки с нагревом в область межкритического интервала температур (закалка из МКИТ). Закалка из МКИТ позволяет получать многофазную микроструктуру, состоящую из феррита, бейнита и остаточного аустенита, который при испытаниях или эксплуатации превращается в мартенсит деформации, что позволяет дополнительно повысить механические свойства стали [14–15]. При этом существенно снижаются энергозатраты на проводимую термическую обработку, т.к. закалка из МКИТ происходит при меньших температурах, чем полная закалка. Но вопрос о влиянии на коррозионные свойства такой стали остается открытым.

Каждый из указанных видов термической обработки формирует свой тип микроструктуры, которая будет отличаться уровнем склонности к коррозионному растрескиванию.

Таким образом, целью данной работы являлось определение наиболее стойкого типа микроструктуры к коррозионному растрескиванию под напряжением для трубных сталей на примере стали 10Г2ФБ.

Материалы, модели, эксперименты и методы

Объектом исследования являлись образцы трубной стали 10Г2ФБ с размерами 65×10×2 мм, вырезанные из трубопроката, изготовленного по режиму завода-

изготовителя (контролируемая прокатка). Часть образцов была подвергнута термической обработке (ТО) по режиму улучшения: закалка при температуре 920 °С,

охлаждение – в масло; высокий отпуск в течение 30 минут при температуре 600 °С с последующим охлаждением на воздухе. Другая часть была подвергнута закалке из межкритического интервала температур: нагрев под закалку – до 800 °С, охлаждение – в масло; отпуск при 200 °С в течение

получаса. Другая часть – осталась в исходном состоянии.

Химический состав образцов был определен с помощью оптико-эмиссионного спектрометра *S5 Solaris CCD Plus*. В табл. 1 показан результат измерения химического состава стали. В данной плавке ванадий не был выявлен.

Таблица 1

Химический состав исследуемой стали

Table 1

Chemical composition of the steel under study

Содержание элемента, %	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	V
	0,120	0,565	1,572	0,004	<0,002	0,089	0,125	0,021	0,043	-

В основе испытания на склонность к КРН были заложены два метода: по ГОСТ 9.901.2-89 и разработанный и применяемый в НИФТИ ННГУ им. Н.И. Лобачевского. Испытание на КРН проводилось в области пластических деформаций: все испытуемые образцы подвергались изгибу на одинаковую величину – 8,24 мм для ускорения испытания. Была выбрана временная база испытаний – 20 часов. Схема испытания приведена на рис. 1.

Образцы кипятились в коррозионной среде состава: $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ – 57 %, NH_4NO_3 – 6 %, остальное – вода (среда выбрана по СТО Газпром 2-5.1-148-2007 «Методы испытаний сталей и сварных соединений на коррозионное растрескивание под напряжением»). Контроль поверхности образцов осуществлялся каждые 15 минут. Состояние поверхности фиксировалось фотографированием при увеличениях $\times 25 \dots 30$ с помощью переносного микроскопа МИКМЕД 5.0. При испытании фиксировалось время до полного разрушения образца. За полное разрушение образца принималось пересечение трещиной всего образца или пересечение двух тре-

щин, распространявшихся навстречу друг другу.

Микроструктурный анализ проводился с помощью микроскопа АЛЬТАМИ МЕТ при увеличениях $\times 500$. Травление образцов происходило с помощью нитала.

Микротвердость определялась по ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников» на микротвердомере *HMV 2T*. Измерение проводилось при нагрузке 200 г в течение 10 с.

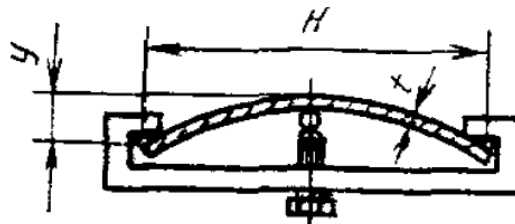


Рис. 1. Схема испытания образцов на склонность к КРН (ГОСТ 9.901.2-89): y – задаваемая стрела прогиба, t – толщина образца, H – расстояние между точками закрепления

Fig. 1. Scheme of specimen testing for susceptibility to SCC (State Standard 9.901.2-89): y – specified deflection, t – specimen thickness, H – distance between support points

Результаты

На рис. 2 показан вид поверхности образцов после испытания на стойкость к КРН. У образца после улучшения на поверхности трещины не обнаружались за

заданное количество времени, но появилось множество поверхностных пор. Трещина КРН на образце после контролируемой прокатки зародилась после 6,5 часов

испытания, а на образце после закалки из межкритического интервала температур –

после одного часа. Образовавшиеся трещины имеют межкристаллитный характер.

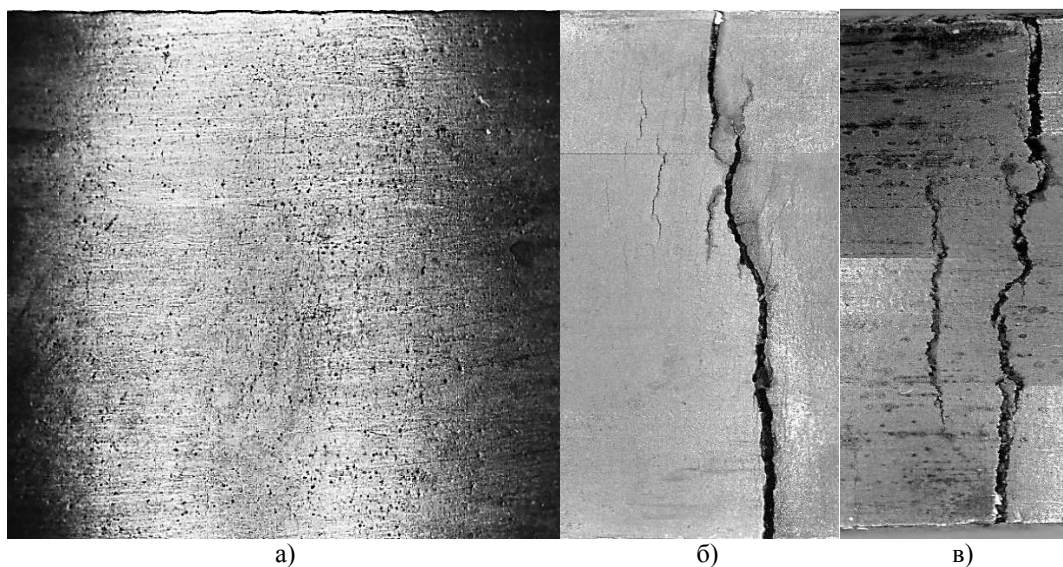


Рис. 2. Вид поверхности образцов из стали 10Г2ФБ после испытания на стойкость к КРН в зависимости от термообработки, $\times 30$: а – улучшение; б – закалка из МКИТ + отпуск; в – контролируемая прокатка
 Fig. 2. Surface appearance of 10G2FB steel specimens after SCC resistance testing depending on heat treatment, $\times 30$:
 a) quenching and high-temperature tempering; b) quenching from the intercritical interval + tempering;
 c) controlled rolling

На рис. 3 показаны торцы исследуемых образцов, на которых образовались трещины. Трещина на образце в состоянии после контролируемой прокатки имеет смену направления движения и ветвление. Изначально трещина ориентируется классически – перпендикулярно поверхности. На глубине 0,68 мм направление роста трещины меняется на 120° , а также происходит ее разветвление. При смене направ-

ления трещина начинает свое движение относительно длины образца, и к концу эксперимента ее суммарная длина достигла 5,7 мм. Глубина проникновения трещины составила 1,458 мм, что составляет 75 % от толщины образца.

У образца после закалки из МКИТ расслоения нет, но глубина проникновения трещины выше – 1,602 мм, что составляет 82 % от толщины образца.

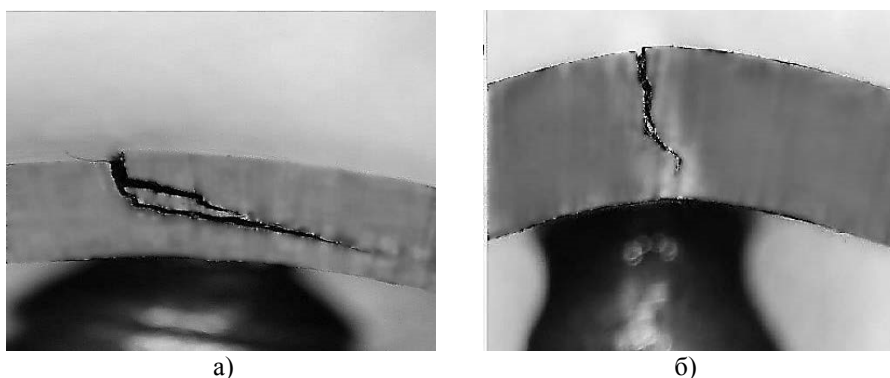


Рис. 3. Вид трещин с торца образцов: а - КП; б - закалка из МКИТ + отпуск
 Fig. 3. Appearance of cracks at the specimen end face: a) CP (Controlled Rolling);
 b) quenching from the intercritical interval + tempering

На рис. 4 показаны фотографии микроструктур стали 10Г2ФБ после термической обработки по разным режимам. После улучшения микроструктура представлена

зернами феррита и сорбитом отпуска; в некоторых местах сохраняется игольчато-подобная ориентация зерен феррита, которая сформировалась при закалке. Средний

размер зерна 6...7 мкм, что соответствует 11–12 баллу зерна по ГОСТ 5639.

Контролируемая прокатка сформировала структуру, состоящую из феррита и перлита. На микрошлифе отчетливо видна перлитная строчечность, которая оценивается 3 баллом ряда Б (ГОСТ 5640). Средний размер зерна составил 11–12 балл по ГОСТ 5639, при этом степень неравноосности равна 1,75.

Закалка из МКИТ с низким отпуском характеризуется структурой, состоящей из зерен феррита разного размера (размер самых крупных достигает 70 мкм) и карбидов, которые присутствуют как внутри зе-

рен феррита, так и на их границах. Коэффициент разностерности составил 4,7.

Микротвердость образцов после закалки из межкритического интервала и после контролируемой прокатки практически одинакова 173–177 HV 0,2. Более высокие значения микротвердости – у образцов после улучшения: она выше на 30 %, по сравнению с исходным состоянием. Наибольшая микротвердость соответствует улучшению. Это может быть связано с твердорастворным упрочнением при закалке и равномерным выделением карбидов при последующем высоком отпуске.

В табл. 2 показаны результаты измерения микротвердости.

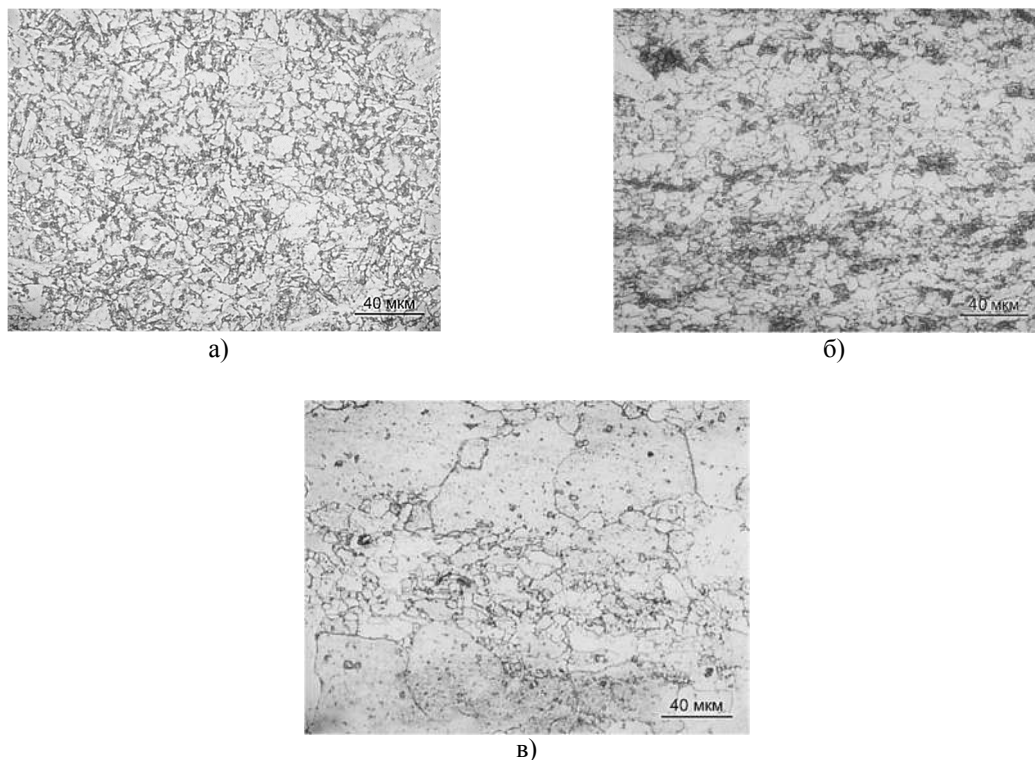


Рис. 4. Микроструктура стали 10Г2ФБ после разных режимов термической обработки, $\times 500$: а – улучшение; б – контролируемая прокатка; в – закалка из МКИТ + отпуск

Fig. 4. Microstructure of 10G2FB steel after different heat treatment regimes, $\times 500$: a) quenching and high-temperature tempering; b) controlled rolling; c) quenching from the intercritical interval + tempering

Таблица 2

Результаты измерения микротвердости

Table 2

Microhardness measurement results

Режим термической обработки	Улучшение	КП	МКИТ
Микротвердость, HV 0.2	232	177	173
Время до разрушения образцов, мин	-	390	60

Обсуждение

В процессе испытания на склонность к коррозионному растрескиванию разрушились образцы в состоянии после контролируемой прокатки и после закалки из межкритического интервала температур за временную базу в 20 часов. Однако образцы после улучшения за это время не разрушились. Для первых двух случаев это можно объяснить неоднородностью микроструктуры. В случае образцов после контролируемой прокатки коррозионное растрескивание было вызвано перлитной строчечностью (рис. 4б). Разрушение образцов в состоянии после закалки из МКИТ произошло из-за структурной неоднородности: причиной растрескивания стала разнотекучность, которая располагалась строчками (рис. 4в). Строчечный характер объясним тем, что до обработки из МКИТ, образцы имели структуру контролируемой прокатки, где присутствовала перлитная строчечность. Во время термической обработки исходные зерна феррита начали расти с высокой скоростью, а колонии перлита претерпели фазовое превращение в аустенит, в результате чего образовалось мелкое зерно.

Первичные трещины на разрушенных образцах образовывались в типичном для них месте – на ребре, где есть наибольшая избыточная поверхностная энергия. Но рост трещины на образцах после контролируемой прокатки и после закалки из МКИТ происходит по-разному: трещина на образцах после контролируемой прокатки изменила свое направление и разветвилась. Это свидетельствует о том, что в точке изменения направления имеется структурная неоднородность.

Учитывая данные измерения микротвердости и испытания на стойкость к коррозионному растрескиванию, можно предположить, что склонность к КРН коррелирует с микротвердостью: чем она ниже, тем сильнее выражена склонность. Склонность к КРН характеризует такой показатель, как пороговое напряжение. Оно повышается вместе с пределом текучести, который, в свою очередь, связан с твердостью. Но данное предположение требует дополнительных проверок.

При разрушении образцов в их микроструктуре выявлялась неоднородность, имеющая строчечный характер. В противоположность этому ведут себя более однородные структуры, например, после улучшения. В работе [16] были получены схожие данные, но для коррозионного растрескивания в сульфидной среде. В исследовании низкоуглеродистую малолегированную сталь, относящуюся к классу прочности X70, рассматривали в трех состояниях: после прокатки; после нормализации при 900 °С; после закалки при 900 °С с охлаждением в воде и с последующим отпуском при 640 °С. В результате этого было получено, что структура после закалки и отпуска демонстрирует наивысшую стойкость к сероводородному растрескиванию за счет однородности и измельчения микроструктуры, в противовес ферритно-перлитные микроструктуры в прокатанном и нормализованном состояниях более подвержены разрушению.

Однако есть и противоположные данные, которые приведены в работе [17] для стали 20Л, которую подвергли закалке с отпуском и нормализации. Отмечается, что все образцы, подвергнутые закалке с отпуском, разрушились до окончания испытаний. Но часть образцов после нормализации успешно прошла испытание и разрушение не произошло за отведенную временную базу в 720 ч, а часть – разрушилась до завершения испытания. Сравнение микроструктур после различных видов термообработки показало, что разрушение произошло на образцах, в которых размер ферритного зерна имел больший размер. Отсюда следует вывод, что на склонность к коррозионному растрескиванию влияет не только тип микроструктуры, но и ее количественные характеристики, в т.ч. размер зерна.

В работах [18–19] представлены данные, что наилучшей стойкостью к КРН обладают стали с ферритно-бейнитной структурой, по сравнению с ферритно-перлитной. Авторы [18] сообщают, что рост содержания составляющей перлита вызывает еще большее уменьшение стойкости к КРН, т.к. перлитные колонии и

границы «феррит-перлит» служат местами концентрации напряжений и облегчают зарождение и распространение трещин. В исследовании [19] данный факт подтверждается данными электрохимических испытаний: по данным авторов, одним из элементов механизма коррозионного растрескивания является образование микрогальванических пар. Наибольшая разность потенциалов соответствует ферритно-перлитной микроструктуре – 40 мВ, у ферритно-бейнитной стали – 23 мВ.

Меньший контраст потенциалов и,

Заключение

В результате проведенных испытаний установлено, что микроструктура стали 10Г2ФБ является фактором, влияющим на ее склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением в околонейтральной среде нитратов. Сталь обладает наибольшей стойкостью к КРН при заданной абсолютной пластической деформации после улучшения. Образцы с однородной структурой феррита и сорбита отпуска не разрушились за отведенное время испытания (20 часов), в то время как на их поверхности наблюдалось лишь образование пор.

Установлено, что фактором, инициирующим быстрое зарождение и распространение трещин КРН, является наличие строчечной структурной неоднородности: в случае контролируемой прокатки это оказалась перлитная строчечность третьего балла, а в случае закалки из МКИТ – разнотернистость, которая также имела строчечный характер. Наихудшую стойкость к

вероятно, более благоприятное распределение фаз приводят к более медленному и локализованному началу коррозии.

О влиянии неоднородности микроструктуры говорится и в работе [20]. Подтверждается, что неоднородность структуры значительно снижает стойкость стали к КРН: неметаллические включения, участки с фазами мартенсит-аустенит, границы между структурными составляющими служат местами концентрации напряжений и очагами питтинговой коррозии, которые затем развиваются в трещины.

коррозионному растрескиванию продемонстрировали образцы после закалки из межкритического интервала температур с низким отпуском, т.к. в данном случае действовали сразу два дефекта микроструктуры. Полученные данные свидетельствуют о том, что однородность микроструктуры является более важным фактором стойкости к КРН, чем тип структуры сам по себе.

Выдвинуто предположение о связи между уровнем микротвердости и стойкостью к КРН: образцы с более высокой микротвердостью обладают большей сопротивляемостью растрескиванию по сравнению с образцами, имеющими пониженную микротвердость. Но это требует дополнительной проверки. В случае подтверждения данный факт может быть использован для предварительного сравнения коррозионной стойкости заготовок из одной марки стали, но имеющих разную микроструктуру.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Руководство по безопасности «Методика оценки риска аварий на опасных производственных объектах магистрального трубопроводного транспорта газа»: утв. приказом Федеральной службы по экологическому, технологическому и атомному надзору от 22.12.2022 № 454 // URL: <https://www.garant.ru/products/ipo/prime/doc/406274547/> (дата обращения: 24.12.2025). Режим доступа: Гарант.Ру [справ.-правовая система].
2. Wang Z, Wang P, Zeng D, Shi T, Deng W. A study on the influential factors of stress corrosion cracking in C110 casing pipe. *Materials*. 2022;15(3):801. doi:10.3390/ma15030801.
3. Yeh CP, Tsai KC, Huang JY. Environmental factors influencing stress corrosion cracking behavior of austenitic stainless steels in simulated seawater. *Materials*. 2025;18(18):4317. doi:10.3390/ma18184317.
4. Ji C, Zheng Z, Qin Z, Xue H. Investigation of multi-factor stress corrosion cracking failure of safe-end feedwater lines of submarine power system. *Materials*. 2024;17(6):1381. doi:10.3390/ma17061381.
5. Parkins RN. Factors influencing stress corrosion crack growth kinetics. *Corrosion*. 1987;43:130-8.
6. Parkins RN. The influence of hydrogen on crack growth in pipelines. In: *Materials for Resource Re-*

covery and Transport. The Metallurgical Society of CIM; 1998. p. 35-49.

7. Puiggali M, Rousserie S, Touzet M. Fatigue crack initiation on low-carbon steel pipes in a near-neutral pH environment under potential control conditions. *Corrosion*. 2002;58(11):961-9.
8. Nking'wa AA, Gao K. Study on stress corrosion cracking of X100 pipeline steel in NS4 solution. *J Fail Anal and Preven*. 2024;24:1934-44. doi:10.1007/s11668-024-01976-w.
9. Холодный А. А. Влияние микроструктуры на стойкость против водородного растрескивания трубных сталей // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2021. № 1. С. 5-16.
10. Влияние структурного состояния на склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением сверхнизкоуглеродистой мартенситной и низколегированной трубной стали / А. Б. Коростелев, В. Г. Филиппов, О. Н. Чевская, И. П. Шабалов // Металлург. 2020. № 12. С. 28-33.
11. Linxiu D. Controlled rolling. In: Kuangdi X, editor. *The ECPH Encyclopedia of Mining and Metallurgy*. Singapore: Springer; 2024. doi:10.1007/978-981-99-2086-0_680.
12. Jiang M, Chen LN, He J, et al. Effect of controlled rolling/controlled cooling parameters on microstructure and mechanical properties of the novel pipeline steel. *Adv Manuf*. 2014;2(3):265-74. doi:10.1007/s40436-014-0084-z.
13. Sharma R, Johnson A, Suryavanshi V, et al. Influence of heat treatments & tempering time on the mechanical properties of SA 387 steel. *Interactions*. 2025;246(1):17. doi:10.1007/s10751-024-02237-w.
14. Малинов Л.С., Бурова Д.В. Повышение свойств среднеуглеродистых низколегированных сталей изотермической закалкой из межкритического интервала температур (МКИТ), создающей мно-

гофазную структуру/ Л.С. Малинов, Д.В. Бурова // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2013. №2. С. 64-69.

15. Межкритическая закалка низкоуглеродистой стали с получением дисперсной многофазной структуры / Д.О. Панов, Т.Ю. Барсукова, А.И. Смирнов, Е.Н. Орлова, Ю.Н. Симонов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2017. № 4 (77). С. 6-18. doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-6-18.
16. Carneiro R, Ratnapuli R, Lins V. The influence of chemical composition and microstructure of API linepipe steels on hydrogen induced cracking and sulfide stress corrosion cracking. *Mater Sci Eng A Struct Mater*. 2003;357(1-2):104-10. doi:10.1016/S0921-5093(03)00217-X.
17. Шерина Ю. В., Блажнов Н. М., Новиков В. А. Исследование влияния микроструктуры стали 20Л на стойкость к СКРН в сероводородсодержащей среде К2 // Транспортное машиностроение. 2025. № 10. С. 72-86. DOI: 10.30987/2782-5957-2025-10-72-86.
18. Lu BT, Luo JL. Relationship between yield strength and near-neutral pH stress corrosion cracking resistance of pipeline steels—an effect of microstructure. *Corrosion*. 2006;62(2):129-40. doi:10.5006/1.3278258.
19. He C, Yu W, Tang D. The effect of microstructure on the initial corrosion behavior of low carbon steel in simulated coal solution. *Mater Res Express*. 2024;11(5):056518. doi:10.1088/2053-1591/ad4cb9.
20. Zhang C, Ran M, Wang Y, Zheng W. Microstructural effects in the development of near-neutral pH stress corrosion cracks in pipelines. *Materials*. 2022;15(13):4372. doi:10.3390/ma15134372.

REFERENCES

1. Garant.ru. Method for assessing the risk of accidents at hazardous production facilities of the main pipeline gas transport [Internet]. 2022 Dec 22 [cited 2025 Dec 24]. Available from: <https://www.garant.ru/products/ipo/prime/doc/406274547/>
2. Wang Z, Wang P, Zeng D, Shi T, Deng W. A study on the influential factors of stress corrosion cracking in C110 casing pipe. *Materials*. 2022;15(3):801. doi:10.3390/ma15030801.
3. Yeh CP, Tsai KC, Huang JY. Environmental factors influencing stress corrosion cracking behavior of austenitic stainless steels in simulated seawater. *Materials*. 2025;18(18):4317. doi:10.3390/ma18184317.
4. Ji C, Zheng Z, Qin Z, Xue H. Investigation of multi-factor stress corrosion cracking failure of safe-end feedwater lines of submarine power system. *Materials*. 2024;17(6):1381. doi:10.3390/ma17061381.
5. Parkins RN. Factors influencing stress corrosion crack growth kinetics. *Corrosion*. 1987;43:130-8.

6. Parkins RN. The influence of hydrogen on crack growth in pipelines. In: *Materials for Resource Recovery and Transport*. The Metallurgical Society of CIM; 1998. p. 35-49.
7. Puiggali M, Rousserie S, Touzet M. Fatigue crack initiation on low-carbon steel pipes in a near-neutral pH environment under potential control conditions. *Corrosion*. 2002;58(11):961-9.
8. Nking'wa AA, Gao K. Study on stress corrosion cracking of X100 pipeline steel in NS4 solution. *J Fail Anal and Preven*. 2024;24:1934-44. doi:10.1007/s11668-024-01976-w.
9. Kholodny AA. Influence of microstructure on resistance against hydrogen cracking of pipe steels. *Problems of Ferrous Metallurgy and Materials Science*. 2021;1:5-16.
10. Korostelev AB, Filippov VG, Chevskaya ON, Shabalov IP. Influence of structural state on the tendency to corrosion cracking under stress of ultra-low-carbon martensitic and low-alloy tubular steel. *Metallurg*. 2020;12:28-33.

11. Linxiu D. Controlled rolling. In: Kuangdi X, editor. The ECPH Encyclopedia of Mining and Metallurgy. Singapore: Springer; 2024. doi:10.1007/978-981-99-2086-0_680.
12. Jiang M, Chen LN, He J, et al. Effect of controlled rolling/controlled cooling parameters on microstructure and mechanical properties of the novel pipeline steel. Adv Manuf. 2014;2(3):265-74. doi:10.1007/s40436-014-0084-z.
13. Sharma R, Johnson A, Suryavanshi V, et al. Influence of heat treatments and tempering time on the mechanical properties of SA 387 steel. Interactions. 2025;246(1):17. doi:10.1007/s10751-024-02237-w.
14. Malinov LS, Burova DV. Improving the properties of medium-carbon low-alloy steels by isothermal quenching from the intercritical temperature range (MCIT), creating a multiphase structure. New Materials and Technologies in Metallurgy and Machine Production. 2013;2:64-69.
15. Panov DO, Barsukova TYu, Smirnov AI, Orlova EN, Simonov YuN. Intercritical hardening of low-carbon steel to obtain a dispersed multiphase structure. Obrabotka Metallov: metal working and material science. 2017;4(77):6-18. doi:10.17212/1994-6309-2017-4-6-18.
16. Carneiro R, Ratnapuli R, Lins V. The influence of chemical composition and microstructure of API linepipe steels on hydrogen induced cracking and sulfide stress corrosion cracking. Mater Sci Eng A Struct Mater. 2003;357(1-2):104-10. doi:10.1016/S0921-5093(03)00217-X.
17. Sherina YuV, Blazhnov NM, Novikov VA. Study of the effect of 20L steel microstructure on the resistance to sulfide corrosion cracking in hydrogen-sulfide medium K2. Transport Engineering. 2025;10:72-86. DOI: 10.30987/2782-5957-2025-10-72-86.
18. Lu BT, Luo JL. Relationship between yield strength and near-neutral pH stress corrosion cracking resistance of pipeline steels-an effect of microstructure. Corrosion. 2006;62(2):129-40. doi:10.5006/1.3278258.
19. He C, Yu W, Tang D. The effect of microstructure on the initial corrosion behavior of low carbon steel in simulated coal solution. Mater Res Express. 2024;11(5):056518. doi:10.1088/2053-1591/ad4cb9.
20. Zhang C, Ran M, Wang Y, Zheng W. Microstructural effects in the development of near-neutral pH stress corrosion cracks in pipelines. Materials. 2022;15(13):4372. doi:10.3390/ma15134372.

Информация об авторе:

Мордовина Юлия Сергеевна – ведущий инженер Института переподготовки специалистов, ассистент кафедры «Машиностроительные технологические комплексы», тел. 89535544713; Scopus-Author ID 58712974700, Author-ID-РИНЦ 1239441.

Mordovina Yulia Sergeevna – Leading Engineer of the Institute for Retraining of Specialists, Assistant of the Department of Machine-building Technological Complexes, phone: 89535544713; Scopus-author ID 58712974700, Author-ID-RSCI 1239441.

**Статья опубликована в режиме Open Access.
Article published in Open Access mode.**

Статья поступила в редакцию 13.03.2026; одобрена после рецензирования 04.06.2026; принята к публикации 26.06.2026. Рецензент – Петраков О.В., кандидат технических наук, доцент Брянского государственного технического университета.

The article was submitted to the editorial office on 13.03.2026; approved after review on 04.06.2026; accepted for publication on 26.06.2026. The reviewer is Petrakov O.V., Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of Bryansk State Technical University.