

# Дуплексные стали для транспорта агрессивных сред, содержащих сероводород и двуокись углерода

Филистеев В.Г., Стеклова Е.О.

ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Московская обл., г.о. Ленинский, п. Развилка, Россия  
v\_filisteev@vniigaz.gazprom.ru

## Аннотация

Начиная с 50-х годов в газовой промышленности происходили аварии трубопроводов, которые могли быть связаны с присутствием сероводорода ( $H_2S$ ). Природные газы — смесь отдельных газов (компонентов) — состоят преимущественно из предельных углеводородов. При этом в состав природных газов могут входить: сероводород до 18–25 % по объему, двуокись углерода до 25 % и в небольших количествах азот и водород. В настоящей работе рассмотрены условия и факторы влияния сероводорода, при которых возникает разрушение трубопроводов, изготовленных из сталей различных структурных классов. Приведено обоснование выбора сталей с дуплексной структурой наиболее стойких к водородному растрескиванию, так и к сероводородному растрескиванию под напряжением.

## Материалы и методы

Для исследования выбраны дуплексные стали, которые имеют относительно высокие пределы текучести и прочности при удовлетворительных пластичности и ударной вязкости и хорошую свариваемость. Это позволяет сократить удельный расход металла при изготовлении конструкций, рассчитываемых на прочность, благодаря уменьшению толщины листа.

## Ключевые слова

дуплексные стали, транспорт агрессивных сред, содержание сероводорода, содержание двуокиси углерода

## Для цитирования

Филистеев В.Г., Стеклова Е.О. Дуплексные стали для транспорта агрессивных сред, содержащих сероводород и двуокись углерода // Экспозиция Нефть Газ. 2023. № 1. С. 82–87. DOI: 10.24412/2076-6785-2023-1-82-87

Поступила в редакцию: 18.01.2023

PIPELINE

UDC 622.692.4 | Original Paper

## Duplex steels for transport of corrosive media containing hydrogen sulfide and carbon dioxide

Filisteev V.G., Steklova E.O.

Gazprom "VNIIGAZ" LLC, Moscow Region, Leninsky district, Razvilka, Russia  
v\_filisteev@vniigaz.gazprom.ru

## Abstract

Since the 1950s, the gas industry has encountered pipeline accidents that could be related to the presence of hydrogen sulfide ( $H_2S$ ). Natural gases represent a mixture of individual gases (components), predominantly consisting of saturated hydrocarbons. At the same time, natural gas may contain up to 18–25 % of hydrogen sulfide, up to 25 % of carbon dioxide, and small volumes of nitrogen and hydrogen. The article studies conditions and impact factors, when hydrogen sulfide causes destruction of pipelines made of steels of various grades. The paper proves that steels with a duplex structure are more resistant to hydrogen cracking and hydrogen sulfide stress corrosion cracking.

## Materials and methods

The study considers duplex steels with good weldability, relatively high yield and strength limits regarding satisfactory ductility and impact strength. This provides less specific metal consumption in the manufacture of structures calculated for strength due to a decrease in the sheet thickness.

## Keywords

duplex steels, transmission of corrosive media, hydrogen sulfide content, carbon dioxide content

## For citation

Filisteev V.G., Steklova E.O. Duplex steels for transport of corrosive media containing hydrogen sulfide and carbon dioxide. Exposition Oil Gas, 2023, issue 1, P. 82–87. (In Russ). DOI: 10.24412/2076-6785-2023-1-82-87

Received: 18.01.2023

## Введение

При транспорте неподготовленного газа, содержащего сероводород и двуокись углерода, внутренняя поверхность трубопроводов подвергается интенсивному коррозионному разрушению. В основном коррозионные поражения протекают по нижней образующей трубопроводов, причем скорость коррозии достигает 2–3 мм/год.

В данной статье рассмотрен выбор duplexных сталей для транспорта газа, содержащего сероводород и двуокись углерода. Интерес к этому сравнительно новому классу сталей связывают с их хорошей сопротивляемостью развитию трещин в условиях коррозии под напряжением, стойкостью к общей, питтинговой и щелевой коррозии.

Широкое распространение и применение duplexных сталей началось лишь в последнем десятилетии. Основная причина этого кроется в том, что в эти годы технология производства была значительно усовершенствована. В частности, производители получили возможность более точного регулирования содержания азота.

Влияние сероводорода на сталь выражается в сероводородном растрескивании под напряжением и водородном растрескивании типа расслоения. Кроме того, в средах в присутствии влаги происходит электрохимическая в т.ч. сплошная локальная коррозия внутренней поверхности труб и оборудования. Содержание в газе двуокиси углерода может усиливать общую коррозию, подкисляя среды, облегчая протекание коррозионных процессов.

Скорость специфических коррозионных разрушений, вызываемых сероводородной и углекислотной коррозией, зависит от следующих факторов, совместное влияние которых достаточно сложное: наличие металла, чувствительного к коррозии при рабочем диапазоне температур; парциальное давление сероводорода и двуокиси углерода; температура транспортируемого газа; степень и характер минерализации водной фазы конденсата; pH водной фазы жидкости; влажность газа; давление среды; механические напряжения в металле труб.

Сероводородное растрескивание сталей под напряжением и водородное растрескивание сталей усиливаются с повышением

парциального давления сероводорода  $p_{H_2S}$  [1]. По агрессивности, связанной с парциальным давлением, сероводородсодержащие среды можно условно разделить на три вида:

- $p_{H_2S} < 0,30$  кПа — сероводородное растрескивание трубных сталей не происходит;
- $0,3 < p_{H_2S} < 10$  кПа — наблюдается сероводородное растрескивание сравнительно небольшой интенсивности, такие среды можно характеризовать как среды с низким содержанием сероводорода;
- $p_{H_2S} > 10$  кПа — наблюдается интенсивное сероводородное растрескивание, такие среды следует рассматривать как среды с высоким содержанием сероводорода.

По величине парциального давления двуокиси углерода  $p_{CO_2}$  можно судить о вероятности возникновения углекислотной коррозии и ее интенсивности, в частности:

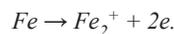
- $p_{CO_2} \geq 0,21$  МПа — коррозия всегда неизбежна;
- $p_{CO_2} = 0,021–0,21$  МПа — коррозия возможна;
- $p_{CO_2} \leq 0,021$  МПа — коррозия маловероятна.

При совместном присутствии сероводорода и углекислого газа самая высокая скорость коррозии отмечается при соотношении  $H_2S:CO_2 = 1:3$  [2].

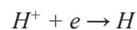
В интервале температур от 21 до 65,5 °С скорость коррозии сталей возрастает прямо пропорционально увеличению содержания сероводорода и двуокиси углерода в газе при небольших парциальных давлениях. В этой связи при выборе труб учитывают содержание  $H_2S$  и  $CO_2$  в транспортируемом газе и их парциальное давление.

Механизм водородного растрескивания заключается в следующем.

Агрессивная среда («кислый газ») вызывает анодное растворение железа:



В результате катодной реакции



образуется атомарный водород, который может в результате адгезии скапливаться (адсорбироваться) на поверхности стали. Затем атомарный водород абсорбируется

и перераспределяется внутри стальной матрицы диффузионным путем. Маленький атом водорода будет либо внедренным между атомами железа в кристаллической решетке, либо находиться в «ловушках» в стальной матрице. Атомарный водород рекомбинирует в молекулярный в местах неоднородностей стальной матрицы, преимущественно на межфазной поверхности между включениями и матрицей, что приводит к возникновению внутреннего давления газа. Особенно высокие напряжения могут возникать на больших, плоских и вытянутых включениях, таких как сульфиды марганца или скопления оксидов. Эти растягивающие напряжения по соседству с такими неметаллическими включениями могут привести к образованию пор. После стадии зарождения трещина, инициированная водородом, формируется по механизму слияния нескольких пор. Образовавшиеся трещины распространяются преимущественно через твердые и хрупкие составляющие микроструктуры (рис. 1) [3].

Кроме этого, сероводородное растрескивание проявляется в растрескивании под напряжением. Эта наиболее опасная форма проявляется в развитии под напряжением одной трещины, направленной перпендикулярно действующим напряжениям растяжения. Это самый быстрый и трудно контролируемый в развитии вид разрушения труб, работающих под давлением. Этот вид разрушения более характерен для упрочненных малопластичных сталей и практически не поддается контролю в рабочих условиях трубопроводов, имеющих значительную протяженность. В связи с этим растрескивание под напряжением — наиболее опасный вид разрушения, который происходил даже на газопроводах, построенных из труб, обладавших высокими пластическими свойствами в исходном состоянии.

Трубы из разных сталей, в зависимости от химического состава стали, технологии изготовления труб и технологии сварочно-монтажных работ при строительстве объекта, имеют различную стойкость к сероводородному растрескиванию под напряжением. Скорость диффузии и накопление водорода в различных структурах стали неодинаковы. Так, в феррите и мартенсите они заметно велики, а в аустените — малы [4]. Склонность

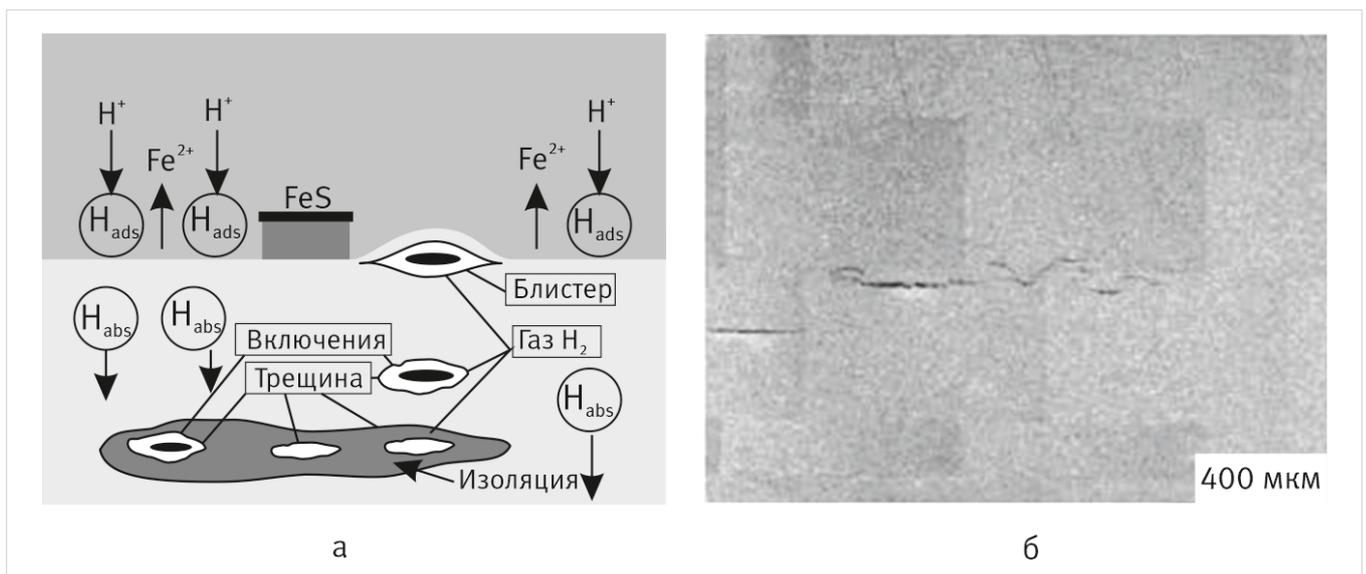


Рис. 1. Схема возникновения трещин водородного происхождения — а, внешний вид трещины — б  
Fig. 1. Hydrogen-induced crack initiation layout — а, crack appearance — б

Табл. 1. Механические свойства дуплексных, аустенитных и ферритных нержавеющей сталей

Tab. 1. Mechanical properties of duplex, austenitic and ferritic stainless steels

Марка стали	Марка по AISI	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	Ударная вязкость КСУ <sup>+20</sup> , Дж/см <sup>2</sup>
Дуплексные стали					
03X23H6	S32304	350	580	20	60
03X22H6M2	S32205				
03X24H6AM3	S31260	390	690	25	
SAF 2205	S31803	450	680	0	
SAF 2507	S32750	550	800	0	100
Ферритные нержавеющие стали					
08X13	409	350	510	25	32
12X13	410	570	700	20	15
12X17	430	310	510	28	34
Аустенитные нержавеющие стали					
12X18H10T	321	315	600	50	210
08X18H10	304	210	510	43	90
03X17H14M3	316	196	490	35	60

стали к растрескиванию в среде  $H_2S$  обусловлена главным образом присутствием мартенсита в структуре. Устойчивость феррита против сероводородного растрескивания зависит от содержания в нем углерода.

Одним из главных факторов, определяющих стойкость стали в сероводородсодержащей среде, является ее химический состав. Химический состав стали определяет возможность получения металла с заданной структурой, механическими свойствами, свариваемостью и коррозионной стойкостью. Трубы, применяемые для транспортировки газа, содержащего сероводород и двуокись углерода, изготавливают из углеродистых или низколегированных сталей, часто с вводом специальных микродобавок элементов (ниобий, ванадий и др.), улучшающих структуру и механические свойства. Подобное легирование мало влияет на стойкость сталей к общей коррозии, которая может быть существенно замедлена только при введении в больших количествах легирующих элементов, главным образом, хрома [5].

Трубы, изготовленные из высоколегированных аустенитных сталей, наиболее стойкие к образованию общей углекислотной коррозии. Общая коррозия тем меньше, чем выше содержание Cr, Mo или V — в этом случае коррозионное разрушение замедляется. Однако аустенитные стали очень склонны к сероводородному растрескиванию под напряжением. Большой надежностью в этом плане обладают стали с ферритной структурой [5, 6].

Стали с ферритной структурой более стойкие к сероводородному растрескиванию под напряжением, но данная структура стали менее стойка к диффузионному перераспределению атомарного водорода внутри стальной матрицы с последующей рекомбинацией его в молекулярный. А стали аустенитного класса наиболее стойкие к образованию общей углекислотной коррозии, но менее стойкие к сероводородному растрескиванию под напряжением. Следовательно, совмещение аустенитной фазы с ферритной позволит получить сталь, стойкую к общей углекислотной коррозии и одновременно стойкую к сероводородному растрескиванию под напряжением.



Рис. 2. Типичная микроструктура дуплексной коррозионностойкой стали SAF 2507 (светлые участки — аустенит, темные — феррит)  
Fig. 2. Typical microstructure of duplex corrosion-resistant steel SAF 2507 (light areas — austenite, dark — ferrite)



Рис. 3. Питтинговая коррозия [12]  
Fig. 3. Pitting corrosion [12]

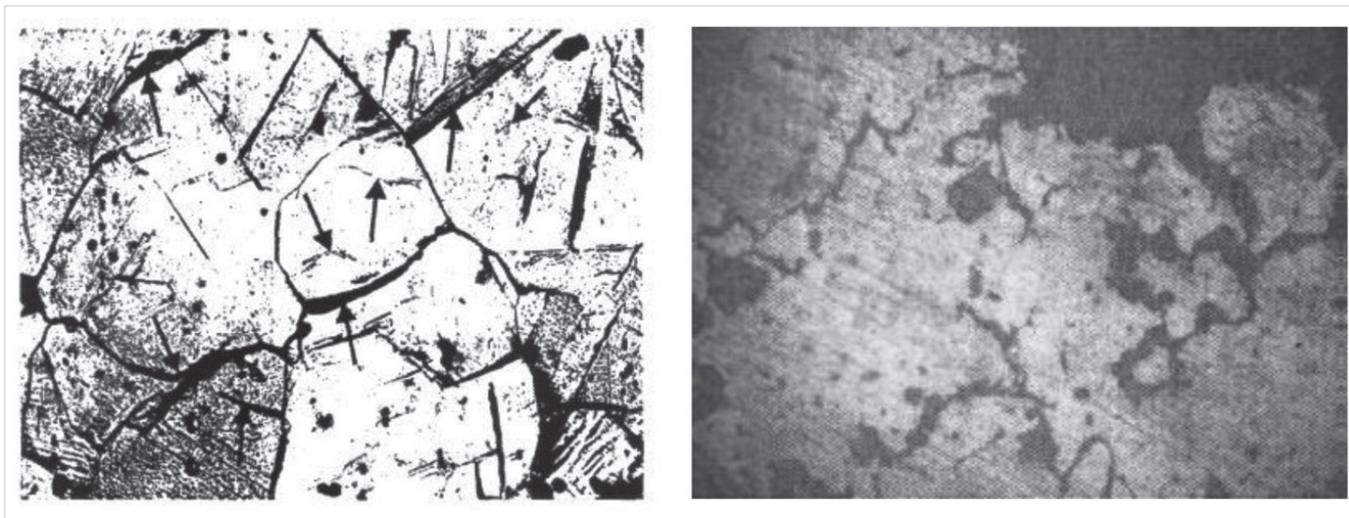


Рис. 4. Выделение карбидов хрома по границам зерен: а – микротрещины (показаны стрелками) в границах зерен хромоникелевой стали; б – микроструктура стали 08X18H10T, x240 [6]  
 Fig. 4. Isolation of chromium carbides along grain boundaries: а – microcracks (shown by arrows) within the grain boundaries of chromium-nickel steel; б – microstructure of steel 08X18H10T, x240 [6]

Табл. 2. Типичный химический состав и эквивалент PRE некоторых высоколегированных нержавеющих сталей  
 Tab. 2. Typical chemical composition and PRE equivalent of some high-alloy stainless steels

Марка стали	Mo	Ni	Cr	N	S	P	Mn	Si	C	Ti	Cu	PRE, %
Ферритные нержавеющие стали												
12X17	–	–	16–18	–	0,025	0,035	0,8	0,8	0,12	–	–	16
Аустенитные нержавеющие стали												
08X18H10	–	9–11	17–19	–	0,02	0,035	0,2	0,8	0,08	0,5	0,3	18
03X17H14M3	2,5–3,1	13–15	16–18	–	0,02	0,035	1–2	0,4	0,03	–	–	26
Дуплексные стали												
03X23H6	0,3	5,6–6,3	22–24	0,15	0,03	0,04	1–2	0,4	0,03	–	0,6	38
08X22H6TM2	0,3	5,3–6,3	22–23	–	0,025	0,035	0,8	0,8	0,08	0,65	0,3	21
03X24H6AM3	3	5,8–6,8	23,5–25	0,15	0,02	0,035	1–2	0,4	0,03	–	0,3	38
SAF 2205	3,0–3,5	4,0–6,5	22–23	0,187	0,015	0,03	0,03	1,0	0,03	–	–	35
SAF 2507	3–4	6–8	24–26	0,29	0,015	0,035	2,0	1,0	0,03	–	–	41

По данным литературного обзора, предлагается использовать аустенитно-ферритные высоколегированные стали, основу структуры которых составляют две фазы: аустенит и феррит. Количество каждой из них обычно от 40 до 60 %. В связи с этим признаком такие стали называли дуплексными [7–10].

У дуплексной нержавеющей стали нет недостатков, присущих двум типам стали, — она обладает более высоким сопротивлением коррозионному растрескиванию под напряжением по сравнению с аустенитными нержавеющими сталями и лучшей ударной вязкостью по сравнению с ферритными нержавеющими сталями. Механические свойства дуплексных, аустенитных и ферритных нержавеющих сталей приведены в таблице 1. Благодаря мелкозернистой структуре (рис. 2), представляющей собой смесь феррита и аустенита, по прочности дуплексные стали значительно превосходят широко применяемые в настоящее время хромоникелевые аустенитные стали при удовлетворительной пластичности и ударной вязкости.

При контактировании с агрессивной средой стали подвергаются коррозионному разрушению (разъеданию), степень которого зависит от химического состава и структуры стали, характера агрессивной среды, температуры этой среды и других условий эксплуатации. Одним из наиболее опасных видов коррозии для большинства конструктивных материалов является электрохимическая коррозия. Стали, способные сопротивляться химической и электрохимической коррозии, называются нержавеющими [11, 12].

Нержавеющие стали представляют собой группу высоколегированных сталей на основе систем: Fe-Cr, Fe-Cr-Mn, Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Ni-Mn-N и др. Чтобы сталь была нержавеющей в воде, содержание хрома в ней должно быть выше 10,5 %. При контакте стали с иными, более агрессивными, средами требуется большая концентрация хрома в используемой стали.

Легирование сталей хромом и некоторыми другими элементами (например, ванадием, молибденом, кремнием) повышает их коррозионную стойкость. Хром является основным легирующим элементом, делающим сталь коррозионностойкой в окислительных средах. Это объясняется образованием на поверхности плотной пассивирующей пленки типа  $Cr_2O_3$ .

Возможны различные виды коррозии, включая питтинговую (точечную), межкристаллитную и коррозионное растрескивание под напряжением [5, 6].

Питтинговая коррозия возникает под влиянием местного разрушения пассивной поверхностной пленки, она обычно связана с микроструктурными особенностями, такими как границы зерен, или с образованием интерметаллидных включений. Питтинговая коррозия очень коварна: одна маленькая точка может привести к разрушению по большей поверхности. На рисунке 3 показан внешний вид питтинговой коррозии на поверхности образца.

Межкристаллитная коррозия (МКК) — вид разрушения сплавов по причине того, что материал теряет свои прочностные свойства без заметного изменения внешнего вида. Межкристаллитная коррозия может быть вызвана неправильной термообработкой, а также определенным термическим воздействием в процессе сварки или другими видами технологической обработки. Этот вид коррозии наиболее часто встречается в зоне

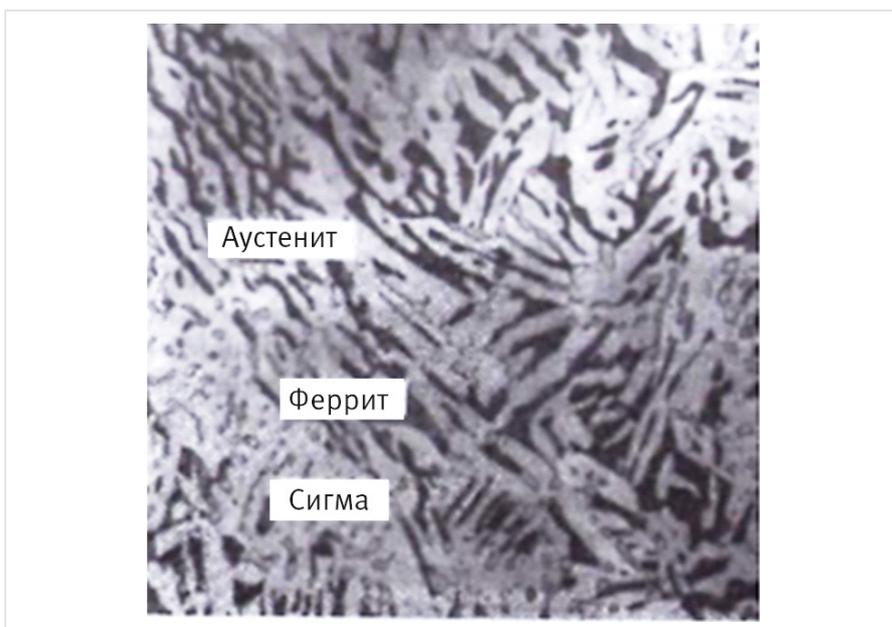


Рис. 5. Микроструктура дуплексной стали после закалки с 1050 °C в воду, светлая составляющая — аустенит, темная — феррит

Fig. 5. Microstructure of duplex steel after quenching from 1050 °C into water, the light component is austenite, the dark component is ferrite

термического влияния сварных соединений и возникает вследствие выделения карбидов хрома по границам зерен (рис. 4), что и приводит к обеднению прилегающих микрообъемов металла по содержанию хрома ниже 12 % и вызывает чувствительность металла к межкристаллитной коррозии.

Наиболее опасный вид разрушения высоколегированных нержавеющих сталей — это коррозионное растрескивание под напряжением. Разрушение возникает при одновременном действии растягивающих напряжений и коррозионной среды. Процесс разрушения в этом случае происходит достаточно быстро и осуществляется в результате распространения трещины без видимой или с весьма малой микропластической деформацией. Образование трещины может быть следствием наводороживания стали, при котором происходит потеря пластичности и возникновение хрупких разрушений под действием растягивающих напряжений.

Стойкость против коррозии зависит не только от химического состава стали, но и от ее структурного состояния. Наличие двухфазной структуры придает дуплексным сталям свойства, которые характерны в отдельности для аустенитных и ферритных сталей. В то же время дуплексные стали обладают рядом свойств, которые определяют самостоятельные области их применения.

Формирование мелкозернистой дуплексной структуры в виде смеси аустенита и феррита способствует значительному повышению прочности по сравнению со сталями с однофазной аустенитной структурой, обеспечивая при этом увеличение стойкости против коррозионного растрескивания, образования питтинга и против ножевой коррозии (рис. 5). Максимальная стойкость против коррозии достигается при примерном равенстве аустенитной и ферритной фаз, при котором размер зерен феррита и аустенита примерно одинаковы, а химическая неоднородность по Cr и Ni между фазами минимальна [13].

Среди легирующих элементов, повышающих стойкость сталей к питтингообразованию и ножевой коррозии, важнейшими являются молибден, кремний и азот [5, 6, 14].

Для оценки потенциальной стойкости стали против локальной коррозии используется так называемый эквивалент питтингообразования  $PRE$ , %, рассчитываемый по формуле:

$$PRE = 1,0 Cr + 3,3 \times (Mo + 0,5 W) + 16 N.$$

Для сталей 08X18H10T и 02X25H7AM4 значение  $PRE$  равно 18 % и 41 % соответственно. Склонность к питтингообразованию появляется при значении  $PRE < 20$  % [9] (табл. 2).

## Итоги

При совместном воздействии агрессивных сред, таких как сероводород и двуокись углерода, при давлении вызывающем минимальные растягивающие напряжения, трубопроводы, изготовленные из высоколегированных аустенитных сталей и из сталей с ферритной структурой, менее эффективны в эксплуатации в сравнении с трубопроводами, изготовленными из дуплексных нержавеющих сталей.

## Выводы

- В результате исследования установлено, что дуплексные стали с содержанием аустенитной и ферритной фаз от 40 до 60 % более стойки к СРН, ВР, МКК, ножевой коррозии и питтингообразованию в сравнении с низкоуглеродистыми и аустенитными сталями.
- Мелкозернистая структура в виде смеси феррита и аустенита значительно повышает прочностные характеристики дуплексных сталей, что позволяет значительно увеличить давление (или объем) транспортируемой среды без увеличения толщины стенки труб.

## Литература

1. Инструкция по выбору и применению материалов изготовления труб для трубопроводов, эксплуатирующихся в сероводородсодержащих средах. М.: ООО «ВНИИГАЗ», 2000.
2. Гафаров Н.А., Гончаров А.А., Кушнаренко В.М. Определение характеристик надежности и технического состояния оборудования сероводородсодержащих нефтегазовых месторождений. М.: Недра-Бизнесцентр, 2001. 239 с.
3. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. М.: Metallurgia, 1985. 216 с.
4. Арчаков Ю.И. Водородная коррозия стали. М.: Metallurgia, 1985. 192 с.
5. Березовская В.В., Березовский А.В. Коррозионностойкие стали и сплавы. Екатеринбург: Уральский университет, 2019. 244 с.
6. Кац Н.Г., Стариков В.П., Парфенова С.Н. Химическое сопротивление материалов и защита оборудования нефтегазопереработки от коррозии. М.: Машиностроение, 2011. 436 с.
7. Липпольд Д. Metallurgia сварки и свариваемость нержавеющей сталей. СПб.: Политехнический университет, 2011. 467 с.
8. Паршин С.Г. Технология сварки. Сварка плавлением. Технология сварки высоколегированных сталей. СПб.: Политехнический университет, 2015. 102 с.
9. Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Теория свариваемости сталей и сплавов. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. 549 с.
10. Махненко В.И., Козлитина С.С., Дзюбак Л.И. Прогнозирование содержания  $\sigma$ -фазы в ЗТВ стыковых соединений дуплексных сталей при дуговой сварке // Автоматическая сварка. 2011. № 6. С. 9–12.
11. Кнорозов Б.В., Усова Л.Ф. и др. Технология металлов и материаловедение. М.: Metallurgia, 1987. 800 с.
12. Герасимова Н.С., Головачева Ю.Г. Межкристаллитная коррозия нержавеющей сталей. Калуга: КФ МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2017. 24 с.
13. Макарова Э.Л. Сварка и свариваемые материалы. Свариваемость материалов. М.: Metallurgia, 1991. 528 с.
14. Бурлов В.В. Защита от коррозии оборудования НПЗ. СПб.: Хим-издат, 2005. 248 с.

## ENGLISH

### Results

With the combined effect of aggressive media such as hydrogen sulfide and carbon dioxide at a pressure causing minimal tensile stresses, pipelines made of high-alloy austenitic steels and steels with a ferritic structure are less efficient in operation compared to pipelines made of duplex stainless steels.

### Conclusions

- As a result of the study, it was found that duplex steels with a content

of austenitic and ferritic phases from 40 to 60 % are more resistant to sulfide stress cracking, hydrogen-induced cracking, intergranular corrosion, knife-line attack and pitting formation in comparison with low-carbon and austenitic steels.

- The fine-grained structure in the form of a mixture of ferrite and austenite significantly increases the strength characteristics of duplex steels, which makes it possible to significantly increase the pressure (or volume) of the transported medium without increasing the wall thickness of the pipes.

### References

1. Instructions for the selection and use of materials for the manufacture of pipes for pipelines operating in hydrogen sulfide-containing environments. Moscow: "VNIIGAZ" LLC, 2000. (In Russ).
2. Gafarov N.A., Goncharov A.A., Kushnarenko V.M. Determination of reliability and technical condition parameters of the equipment for hydrogen sulfide-containing oil and gas fields. Moscow: Nedra-Business Center, 2001, 239 p. (In Russ).
3. Kolachev B.A. Hydrogen brittleness of metals. Moscow: Metallurgy, 1985, 216 p. (In Russ).
4. Archakov Yu.I. Hydrogen corrosion of steel. Moscow: Metallurgy, 1985, 192 p. (In Russ).
5. Berezovskaya V.V., Berezovsky A.V. Corrosion-resistant steels and alloys. Yekaterinburg: Ural Publishing House University, 2019, 244 p. (In Russ).
6. Katz N.G., Starikov V.P., Parfenov S.N. Chemical resistance of materials and corrosion protection of oil and gas processing equipment. Moscow: Mashinostroenie, 2011, 436 p. (In Russ).
7. Lippold D. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. St. Petersburg: Publishing House of the Polytechnic University, 2011, 467 p. (In Russ).
8. Parshin S.G. Welding technology. Fusion welding. Technology of welding of high-alloy steels. St. Petersburg: Publishing House of the Polytechnic University, 2015, 102 p. (In Russ).
9. Makarov E.L., Yakushin B.F. Theory of weldability of steels and alloys. Moscow: Publishing house of N.E. Bauman MSTU, 2018, 549 p. (In Russ).
10. Prediction of the content of the  $\sigma$ -phase in the HAZ of butt joints of duplex steels in arc welding. Automatic welding, 2011, issue 6, P. 9–12. (In Russ).
11. Knorozov B.V., Usova L.F. et al. Technology of metals and materials science. Moscow: Metallurgy, 1987, 800 p. (In Russ).
12. Gerasimova N.S., Golovachev Yu.G. Intergranular corrosion of stainless steels. Kaluga: KF MSTU im. N.E. Bauman, 2017, 24 p. (In Russ).
13. Makarova E.L. Welding and welded materials. Moscow: Metallurgy, 1991, 528 p. (In Russ).
14. Burlov V.V. Corrosion protection of refinery equipment. St. Petersburg: Him-izdat, 2005, 248 p. (In Russ).

## ИНФОРМАЦИЯ ОБ АВТОРАХ | INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

**Филистеев Виктор Геннадьевич**, начальник лаборатории инжиниринговых работ и услуг Корпоративного научно-технического центра сварки и контроля сварных соединений ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Московская обл., г.о. Ленинский, п. Развилка, Россия  
Для контактов: [v\\_filisteev@vniigaz.gazprom.ru](mailto:v_filisteev@vniigaz.gazprom.ru)

**Стеклова Елена Олеговна**, главный специалист лаборатории инжиниринговых работ и услуг Корпоративного научно-технического центра сварки и контроля сварных соединений ООО «Газпром ВНИИГАЗ», Московская обл., г.о. Ленинский, п. Развилка, Россия

**Filisteev Viktor Gennadievich**, head of the laboratory for engineering works and services of the corporate scientific and technical center for welding and welded joint inspection of Gazprom "VNIIGAZ" LLC, Moscow Region, Leninsky district, Razvilka, Russia  
Corresponding author: [v\\_filisteev@vniigaz.gazprom.ru](mailto:v_filisteev@vniigaz.gazprom.ru)

**Steklova Elena Olegovna**, chief specialist of the laboratory of engineering works and services of the corporate scientific and technical center for welding and inspection of welded joints of Gazprom "VNIIGAZ" LLC, Moscow Region, Leninsky district, Razvilka, Russia