

## Образование трещины в сварном соединении трубопроводной арматуры при эксплуатации в сероводородной среде

# 05, май 2017

Головлев Н. А.<sup>1,\*</sup>, Унчикова М. В.<sup>1,\*\*</sup>

УДК: 628.178.74: 620.194.8

<sup>1</sup>Россия, МГТУ им. Н.Э. Баумана

[\\*ozyar@mail.ru](mailto:ozyar@mail.ru)

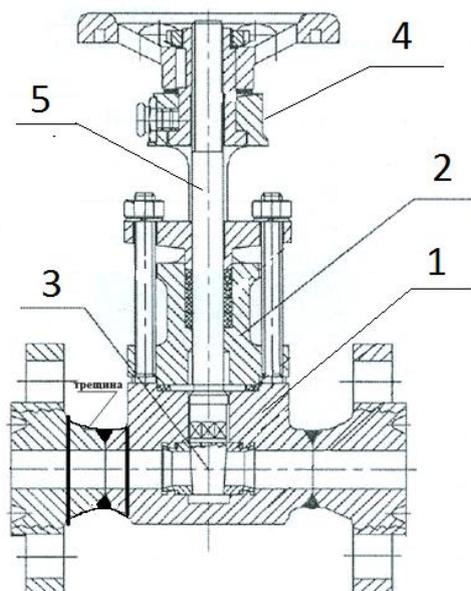
[\\*\\*Unchikova\\_mv@mail.ru](mailto:Unchikova_mv@mail.ru)

### Введение

В настоящей статье приведены результаты исследований по установлению причины образования трещины в сварном соединении стальной клиновой задвижки модификации 1" Class 2500 по ASME RTJ тип LCT фирмы ООО «LOG Valve» (Венгрия) с выдвигным шпинделем (рис.1). Задвижка выполняет функцию запирающего элемента при эксплуатации трубопроводных систем для перекачки нефти и газа. Затвор в виде клина (рис.2) перемещается перпендикулярно оси потока и должен гарантировать надежную герметичность. Для соединения задвижки с трубопроводной системой используют фланцы, которые приваривают к корпусу. Фланец представляет собой круглую стальную пластину, по периметру которой размещены посадочные отверстия под крепежные винты.



Рис.1. Внешний вид клиновой задвижки 1" Class 2500 по ASME RTJ



**Рис 2.** Схема клиновой задвижки: 1-корпус; 2-крышка; 3-клин; 4-маховик; 5-шток

Задвижка использовалась в трубопроводной системе астраханского газового месторождения, отличающегося повышенным содержанием сероводорода. Сероводород - агрессивная среда и в присутствии влаги и углекислого газа образует помимо продуктов коррозии атомарный водород, локализующийся в местах сосредоточения напряжений и дефектов кристаллического строения и вызывающий коррозионное растрескивание [1].

Стойкость сталей к сероводородному растрескиванию (СР) определяется внешними (парциальным давлением сероводорода, температурой и т.д.) и внутренними (химическим составом, структурой стали) факторами и коррелирует с твердостью [2,3]. Согласно рекомендациям ООО «Газпром» и Американской организации NACE для обеспечения стойкости к СР твердость стали не должна превышать 20-22 HRC [4]. Оптимальные значения твердости достигаются выбором сталей определенного химического состава, структурного класса, а также режима термической обработки [5]. Производителем в качестве материала для клиновой задвижки в условиях воздействия сероводородной среды использована низкоуглеродистая нержавеющая сталь мартенситного класса ASTM A 182 Gr. F6NM после закалки и двукратного отпуска на оптимальную твердость. Для сварки применяли электроды типа E410NiMo-26 по спецификации AWS A5.4 с химическим составом подобным свариваемому металлу.

При эксплуатации задвижки была обнаружена утечка пластовой среды. Местоположение трещины между корпусом и фланцем было установлено во время гидравлических испытаний при давлении воды 20 МПа (рис.3). Нарушение целостности корпусной детали, согласно нормативам ООО «Газпром» [6], квалифицируется как предельное состояние трубопроводной арматуры, которое может нанести вред здоровью персонала и привести к существенным экономическим потерям.



**Рис. 3.** Фотография утечки испытательной жидкости через трещину в корпусе задвижки при гидравлических испытаниях

Цель работы заключается в установлении причины и разработке рекомендаций по предупреждению образования трещины в корпусе клиновой задвижки при эксплуатации в сероводородной среде.

### **Методика проведения исследований**

Химический состав корпуса задвижки, приварного фланца, наплавленного металла определяли методом рентгенофлуоресцентного анализа с помощью переносного анализатора X-MET 7500.

Для изучения характера распространения трещины и определения очага разрушения использовали метод цветной дефектоскопии в соответствии с ГОСТ 18442-80. Исследования проводили на 50 макрошлифах, вырезанных из корпуса задвижки в месте расположения трещины. Для подготовки образцов к макро- и микроисследованиям использовали аппарат горячей запрессовки шлифов Struers CitoPress-10, шлифовальный аппарат Buehler Ecomet III, работающий совместно с фильтровентиляционным устройством «Scorpion-4» для удаления сухой абразивной пыли, образующейся в процессе шлифования.

Перед травлением образцов была выполнена оценка загрязненности стали неметаллическими включениями в соответствии с ГОСТ 1778-70 методом Ш (вариант Ш1). Наличие неметаллических включений определяли в самом загрязненном месте шлифа путем сравнения с эталонными шкалами.

Травление микрошлифов проводили в 15 % растворе соляной кислоты в спирте, для исследования микроструктуры использовали металлографический микроскоп Olympus SZ.

Твердость корпуса задвижки, фланца и наплавленного металла методом Роквелла определяли на твердомере 2140TP, распределение твердости в сварном соединении изучали с помощью микротвердомера «Микромет» при нагрузке 100 г.

### Результаты исследований и их обсуждение

Анализ химического состава корпуса задвижки, фланца, наплавленного металла (табл.1) показал полное соответствие стали ASTM A182 Gr. F6NM (табл.2), используемой производителем.

Таблица 1. Химический состав материала основных элементов клиновой задвижки

Наименование элемента клиновой задвижки	Содержание основных легирующих элементов, %					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
Корпус	Не опр.	0,4	0,8	13,5	3,8	0,6
Фланец	Не опр.	0,5	0,6	12,6	3,6	0,6
Наплавленный металл	Не опр.	0,5	0,6	12,4	4,3	0,6

Таблица 2. Химический состав стали ASTM A182 Gr. F6NM, %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
≤ 0,06	0,3 -0,6	0,5 -1,0	12,0-14,0	3,5-4,5	0,3-0,7

По результатам цветной дефектоскопии выявлен дефект в виде сквозной трещины, расположенной в зоне сварного шва, соединяющего фланец с корпусом задвижки. Макроструктура сварного соединения показана на рис. 3.

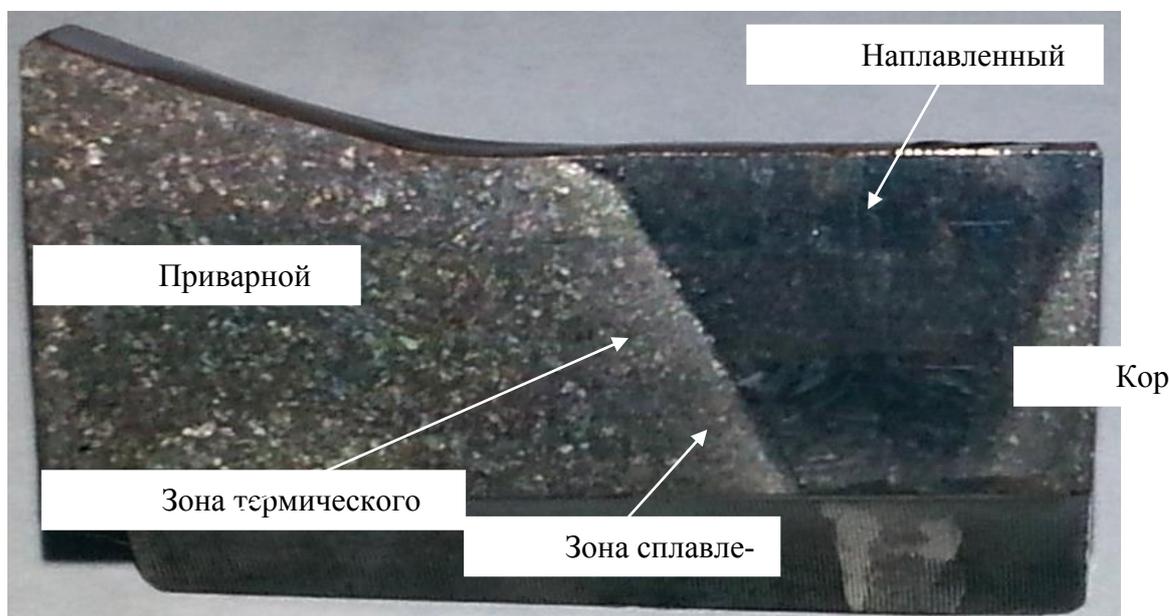
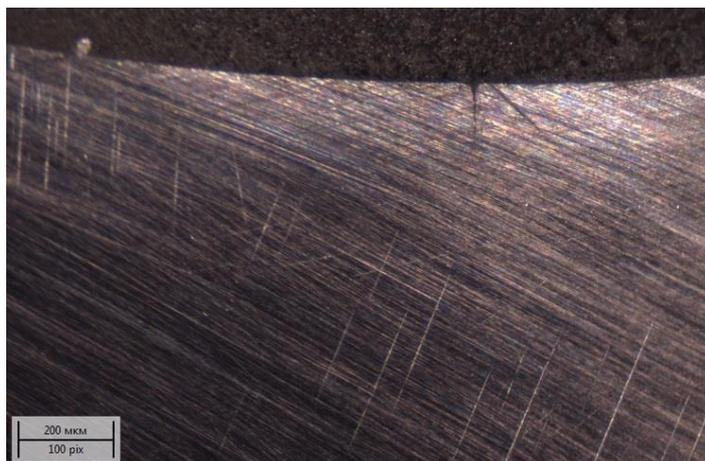


Рис. 3. Макроструктура металла в зоне образования трещины

Результаты макроскопических исследований показывают, что очаг разрушения располагается в зоне термического влияния, вблизи корня сварного шва (рис. 4, 5) на внутренней стороне корпуса.



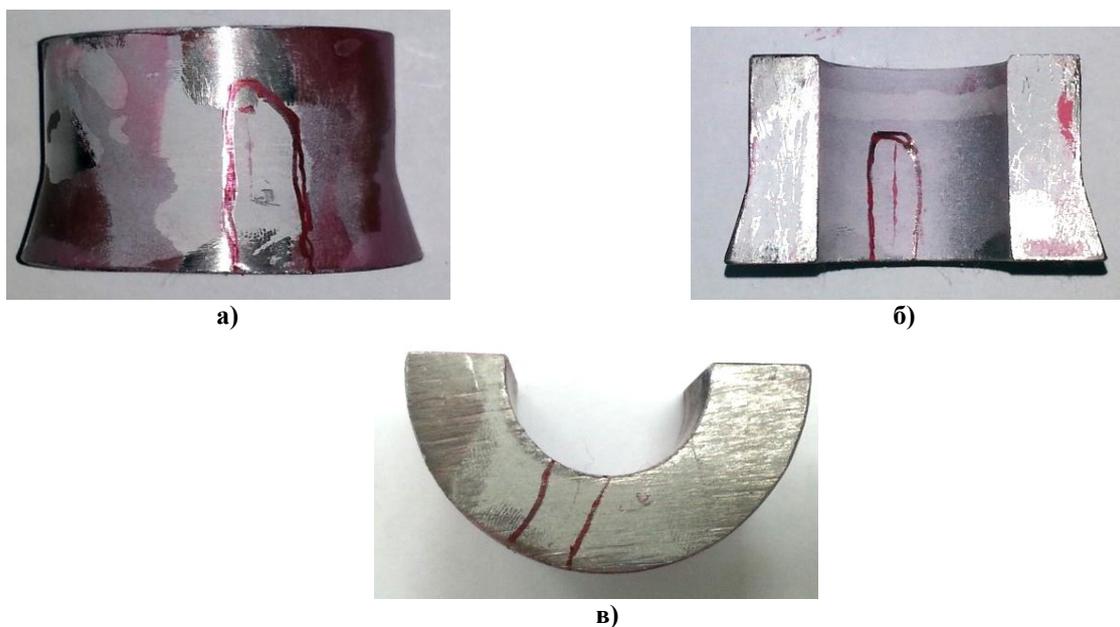
**Рис. 4.** Трещина в корне сварного шва

Как следует из рис. 5, трещина растет извилисто по зоне термического влияния, захватывает наплавленный металл, далее распространяется в приварном фланце и выходит на наружную и внутреннюю поверхности.

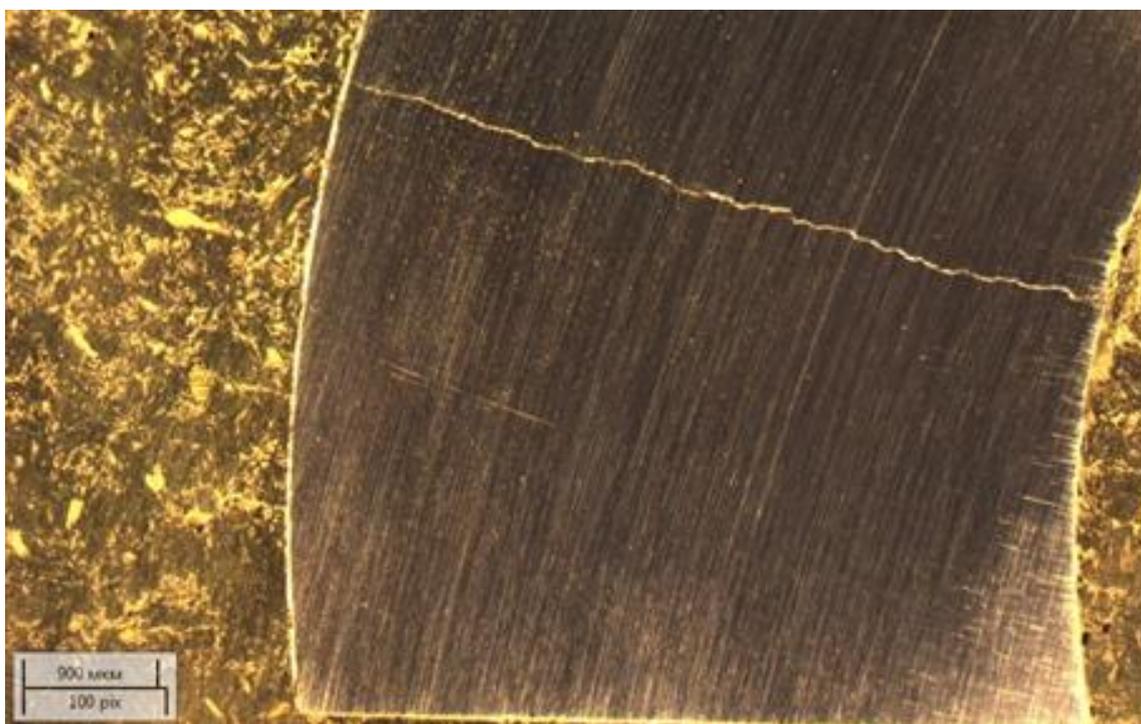


**Рис. 5.** Развитие трещины в металле корпуса задвижки  
(красным цветом выделена плоскость роста магистральной трещины)

По раскрытию пенетранта была определена длина трещины. На наружной поверхности она составляет 13 мм (рис. 6, а), внутренней - около 20 мм (рис. 6, б); трещина длиной 9 мм обнаружена также на торцевой поверхности фланца (рис. 6 в, 7).



**Рис. 6.** Трещина в корпусе задвижки: на **а)** наружной, **б)** внутренней, **в)** торцевой поверхностях



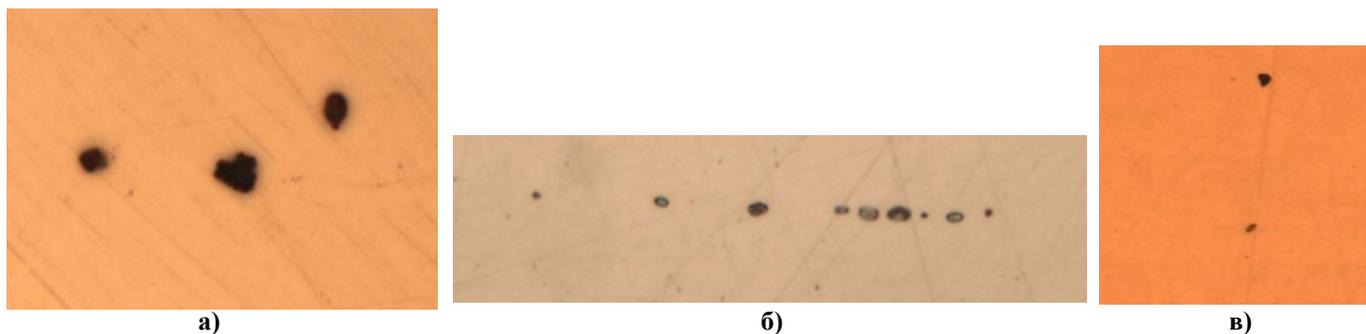
**Рис. 7.** Магистральная трещина в металле корпуса приварного фланца

Для выяснения причины образования трещины в сварном соединении была изучена загрязненность стали неметаллическими включениями, являющимися концентраторами напряжений и негативно влияющими на процессы локального разрушения [7]. Оценку загрязненности проводили по пятибалльной шкале. Фотографии неметаллических включений, обнаруженных в стали, приведены на рис. 5. Результаты исследований, представленные в табл. 3, показывают, что максимальный уровень загрязненности не превышает 0,5 балла, и поэтому неметаллические включения не могут инициировать разрушение.

**Таблица 3.** Оценка балла неметаллических включений

Образец	Балл неметаллических включений								
	ОС	ОТ	СХ	СП	СН	С	НС	НТ	НА
Ф6NM	0.5	0.5	0	0	0.5	0	0	0	0

ОС – оксиды строчечные, ОТ – оксиды точечные, СХ – силикаты хрупкие, СП – силикаты пластичные, СН – силикаты недеформирующиеся, С – сульфиды, НС – нитриды и карбонитриды строчечные, НТ – нитриды и карбонитриды точечные, НА – нитриды алюминия.



**Рис. 5.** а) точечные включения силиката железа ( $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$ ) и диоксида кремния ( $\text{SiO}_2$ );  
 б) строчные оксиды силиката железа ( $2\text{FeO}\cdot\text{SiO}_2$ ) и диоксида кремния ( $\text{SiO}_2$ );  
 в) точечные оксиды

Другой причиной разрушения могло стать нарушение технологического процесса изготовления клиновой задвижки, вызвавшее повышение твердости по сравнению с оптимальным значением.

Результаты измерений твердости стали в зоне разрушения (табл.4), а также распределение микротвердости в сварном соединении (рис.6) позволяют предположить, что повышенная твердость наплавленного металла является следствием несоблюдения режима послесварочного отпуска, заключающегося в нагреве до температур  $595\text{-}620^\circ\text{C}$  и последующем охлаждении на спокойном воздухе.

Оптимальные значения твердости в сталях этого класса достигаются при термической обработке, включающей закалку на воздухе с образованием низкоуглеродистого реечного мартенсита и отпуск при температурах  $610\text{-}620^\circ\text{C}$ , при котором снижение твердости является не только результатом трансформации карбидов хрома [8], но и обратного  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения [8-10] (рис.7). В связи с этим повышенная твердость в зонах наплавленного металла термического воздействия сварочного нагрева, вероятно, является следствием образования закаленного мартенсита.

**Таблица 4.** Результаты измерений твердости

Наименование элемента клиновой задвижки	Значения твердости, HRC	Среднее значение, HRC
Металл фланца	21, 23, 22	21
Металл корпуса	22, 23, 23	22,3
Зона термического влияния	28,31, 29	29,6
Наплавленный металл	38, 38, 39	38,3

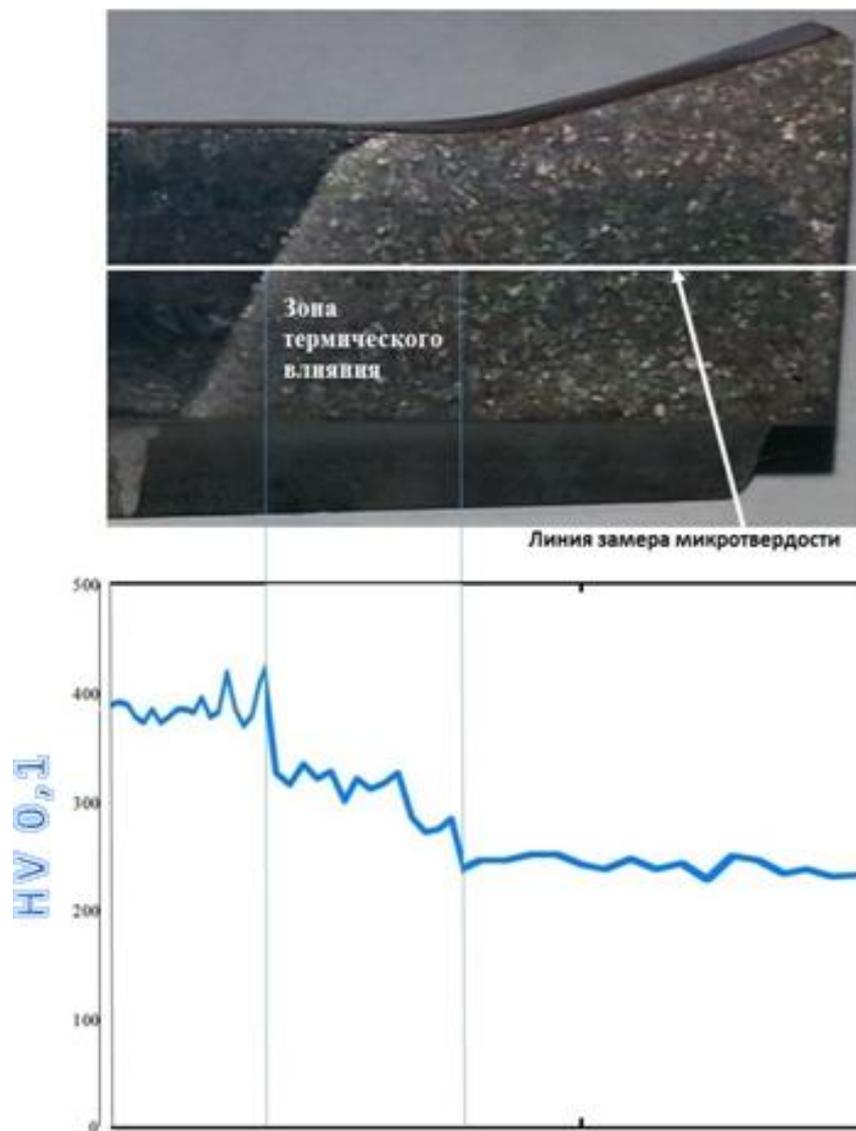


Рис. 6. Распределение микротвердости в сварном соединении

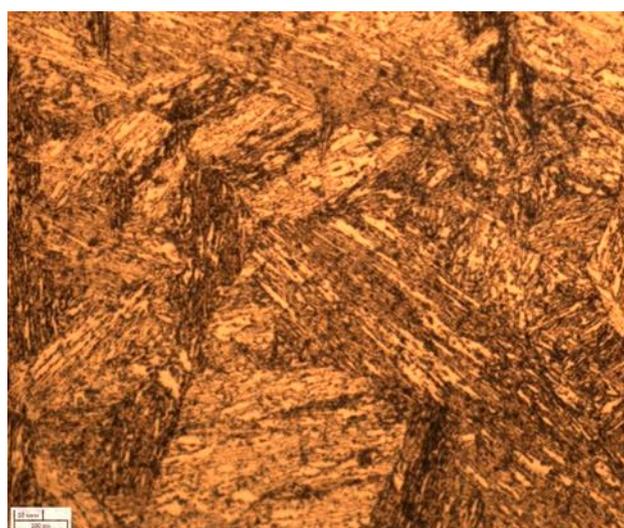


Рис. 7. Микроструктура стали после полного цикла термической обработки, x 500

## Заключение

Методом цветной дефектоскопии установлен очаг разрушения в корне сварного соединения и характер распространения магистральной трещины. Показано, что химическая неоднородность и загрязненность неметаллическими включениями не могут инициировать разрушение. Основная причина образования трещины в сварном соединении – несоблюдение режима послесварочного отпуска, что привело к повышению твердости наплавленного металла по сравнению с оптимальным значением 20...22 HRC, определяющим пригодность стали для эксплуатации в сероводородных средах.

## Список литературы

- [1]. Сокол И.Я. Структура и коррозия металлов и сплавов: Атлас. Справочное издание / Сокол И.Я., Ульянин Е.А., Фельдгандлер Э.Г. и др. М.: Металлургия. 1989. 400 с.
- [2]. Ульянин Е.А., Свистунова Т.В., Левин Ф.Л. Высоколегированные коррозионно-стойкие сплавы. М.: Металлургия. 1987. 88 с.
- [3]. Узяков Р.Н., Кушнарченко В.М., Репях В.С., Чирков Ю.А. Влияние твердости на сероводородное растрескивание сталей // Вестник ОГУ. 2014. №10. С. 194-198.
- [4]. NACE Standard MR0175/ISO 15156-2: 2009 (e). Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H<sub>2</sub>S-containing environments in oil and gas production - Part 2: Cracking-resistant carbon and low-alloy steels, and the use of cast irons. (Нефтяная и газовая промышленность. Материалы для использования в среде, содержащей H<sub>2</sub>S при добыче нефти и газа. Часть 2. Крекинг-устойчивые углеродистые и низколегированные стали, а также использование чугунов.)
- [5]. NACE Standard MR0175/ISO 15156-3: 2009. Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H<sub>2</sub>S-containing environments in oil and gas production - Part 3: Cracking-resistant CRAs (corrosionresistant alloys) and other alloys. (Нефтяная и газовая промышленность. Материалы для применения в средах, содержащих сероводород, при добыче нефти и газа. Часть 3: Коррозионно-стойкие (CRAs) и другие сплавы, стойкие против растрескивания. – 2-е изд. 2010. 80 с.)
- [6]. СТО Газпром 2-4.1-212-2008. Общие технические требования к трубопроводной арматуре, поставляемой на объекты ОАО «Газпром». М.: ООО «Информационно-рекламный центр газовой промышленности». 2008. 91 с.
- [7]. Волгина Н.И., Конакова М.А., Хламкова С.С., Шарипзянова Г.Х. Роль неметаллических включений в развитие коррозионного растрескивания под напряжением труб магистральных газопроводов // XLIII международная научно-практическая конференция «Технические науки - от теории к практике» (Новосибирск, 24 февраля 2015г.): статьи. Новосибирск: СибАК. 2015. № 43. С. 34-41.
- [8]. Лаев К.А. Влияние легирования и термической обработки на структуру и свойства коррозионностойких высокохромистых сталей мартенситного и супермартенситного классов для изготовления труб нефтегазового сортамента: дис... канд. техн. наук. Челябинск. 2016. 142 с.

- [9]. Братухин А.Г., Демченко О.Ф., Долженков Н.Н., Кривоногов Г.С. Высокопрочные коррозионно-стойкие стали современной авиации / под ред. А.Г. Братухина. М.: Изд-во МАИ. 2006. 656 с.
- [10]. Ладанова Е.В. Микроструктурные превращения и процессы карбидообразования в зоне термического влияния в супермартенситных коррозионностойких сталях: дис. ... канд. техн. наук. Норвежский Университет Науки и Технологии (NTNU). Трондхейм. 2003. 234 с.