

**DETERMINATION OF THE CRACK FORMATION CAUSES
IN A WELDED JOINT OF A PIPELINE MADE OF DISSIMILAR STEELS***Lilia Ilgizovna Zaynullina ^a, Nail Kinyabaevich Gabdullin, Nadezhda Ivanovna Yeremeyeva*

LLC Pipeline Transport Institute, 47A Sevastopolsky pr. ,117186 Moscow, Russia

^a ZaynullinaLI@transneft.ru

ABSTRACT

This article identifies the causes of crack formation in a welded joint of a pressure pipeline, which had been in operation for over 70 years and failed under normal operating conditions. The appearance of cracks was detected along a welded joint of the pipe sections. Microstructural investigations have shown that the pipeline sections were fabricated from Grade 4 ferrite-perlite with a content of 75% ferrite grains, which related to readily weldable materials, and Grade 5 steel with a content of 28% ferrite grains, which refers to limited weldable materials. The obtained ultimate tensile strength and yield strength values of the base metals of Grade 4 and Grade 5 steels correspond to strength classes K50 and K52. On the basis of conducted microstructural and fractographic investigations, it has been shown that welding of such materials negatively affects the welded joint quality. The critical defect contributing to crack formation was an extensive lack of fusion with a depth of ~3–4.5 mm located at the weld root. This defect, found in the heat-affected zone of the Grade 5 steel, acted as a stress concentrator, leading to cracks initiation and propagation, which caused the pipeline technical failure.

KEYWORDS

Welded joint; defect; crack; mechanical tests; fracture.

**УСТАНОВЛЕНИЕ ПРИЧИН ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ
В СВАРНОМ СОЕДИНЕНИИ ТРУБОПРОВОДА,
ВЫПОЛНЕННОГО ИЗ РАЗЛИЧНЫХ МАРОК СТАЛЕЙ***Лилия Ильгизовна Зайнуллина ^a, Наиль Киньябаевич Габдуллин, Надежда Ивановна Еремеева*

ООО «НИИ Транснефть», Севастопольский проспект, д. 47 А, 117186, Москва, Россия

^a ZaynullinaLI@transneft.ru

АННОТАЦИЯ

В данной работе определены причины трещинообразования в сварном соединении напорного трубопровода Ду×350, находившегося в эксплуатации более 70 лет и вышедшего из строя при работе в штатном режиме. Появление трещин обнаружено по монтажному сварному

соединению трубных секций. Исследования показали, что сварка трубных секций трубопровода выполнена из стали ферритно-перлитного класса марки Ст4 с содержанием 75% зерен феррита, относящихся к хорошо свариваемым материалам, и стали марки Ст5 с содержанием 28% зерен феррита, относящейся к ограниченно свариваемым материалам. Полученные значения пределов прочности и текучести основного металла марки Ст4 и Ст5 соответствуют классам прочности K50 и K52, соответственно. На основе проведенных микроструктурных и фрактургических исследований показано, что сварка таких материалов отрицательно сказывается на качестве сварного соединения. Критическим дефектом, способствующим образованию трещины, явилась протяженная зона непровара глубиной ~3–4,5 мм, расположенная в корне сварного шва. Данный дефект, обнаруженный в зоне термического влияния стали марки Ст5, способствовал появлению концентраторов напряжений, которые привели к зарождению и развитию трещины, что послужило причиной технического отказа трубопровода.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Сварное соединение; дефект; трещина; механические испытания.

Введение

Сварные соединения (СС), получаемые из различных марок стали, наиболее часто применяются при строительстве крупногабаритных промышленных объектов, эксплуатируемых в условиях воздействия различных сред, например в химической, нефтехимической, нефтяной и газовой промышленности [1]. В нефтяной промышленности сварка является основным методом соединения отдельных труб и трубных секций при монтаже трубопроводов. Однако, при соединении разнородных материалов возникают затруднения в виде интерметаллидных фаз в зоне сплавления, параметров температуры плавления, теплопроводности и коэффициента теплового расширения [2–4]. С целью получения качественных сварных швов трубопроводы из различных классов сталей свариваются с применением специальных электродов, так как конечный состав зоны сварки зависит от состава присадочного материала и основного металла [5–8]. При соединении двух различных материалов происходит существенное изменение свойств [9]. Для повышения надежности СС необходимо проводить послесварочную термообработку, которая оказывает влияние на микроструктуру и механические свойства получаемых соединений

[10]. Однако не всегда удается достичь высокого качества СС, и при многократных переменных эксплуатационных нагрузках происходит развитие трещин, приводящее к аварийным остановкам для выполнения ремонтных работ [11, 12]. Одной из основных трудностей при сварке разнородных сталей является формирование большой зоны термического влияния (ЗТВ), которая может быть причиной появления холодных трещин вдоль границы сплавления, возникающих по механизму хладноломкости или замедленного разрушения в условиях повышенных остаточных напряжений [13–16]. Установление причин трещинообразования в СС является актуальной задачей в области эксплуатационной безопасности трубопроводов. В данной работе проведены исследования по определению причин трещинообразования в сварном соединении напорного трубопровода, находившегося в эксплуатации более 70 лет и отказавшего при работе в штатном режиме.

1. Методика исследований

В качестве объекта исследования выбран напорный трубопровод Ду×350 со сквозной трещиной в кольцевом СС по нижней обрзающей трубопровода. Для проведения

фрактографических и металлографических исследований, определения химического состава и механических свойств, вырезаны темплеты и изготовлены поперечные образцы. Химический состав сталей трубных секций определялся методом атомно-эмиссионного спектрального анализа по ГОСТ Р 54153 на оптико-эмиссионном спектрометре GDS 850A [5]. Металлографический анализ образцов выполнялся на инвертированном оптическом микроскопе (ОМ) Zeiss Observer с программным обеспечением Thixomet Pro, фрактографический анализ образцов выполнялся на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Tescan серии Mira 3. Замеры твердости по Виккерсу проводились на двух поперечных образцах основного металла трубных секций и СС с нагрузкой 10 кгс (HV10) на автоматическом твердомере DuraScan 70 с программным обеспечением ECOS Workflow. Определение характеристик прочности и пластичности основного металла напорного трубопровода на растяжение проводились по ГОСТ 1497 на четырех цилиндрических поперечных образцах типа III при комнатной температуре. Прочностные характеристики сварного соединения опре-

делялись на двух плоских поперечных образцах типа XII по ГОСТ 6996 на универсальной испытательной машине LFM 400 при комнатной температуре. Величина ударной вязкости основного металла трубных секций напорного трубопровода определялась на поперечных образцах типа 2 (KCU) по ГОСТ 9454 при температуре минус 40 °С и типа 12 (KCV) при температуре минус 5 °С, сварного соединения на образцах типа VII (KCU) с нанесением надреза по центру шва при температуре минус 40 °С по ГОСТ 6996 на маятниковом копре РН 300.

2. Результаты и их обсуждение

Результаты химического анализа секций металла напорного трубопровода представлены в табл. 1.

Из данных табл. 1 видно, что химический состав основного металла секций значительно различается по содержанию углерода. В одной секции содержание углерода 0,23%, в другой – 0,37%. Металл секции, содержащий 0,23% углерода, соответствует марке стали Ст4 по ГОСТ 380-41; секции, содержащей 0,37% углерода – марке стали Ст5.

Таблица 1. Химический состав основного металла и сварного соединения

Table 1. Chemical composition of the base metal and weld zone

Образец / sample	Содержание элементов, массовая доля, % / Elemental content, %							
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni
Основной металл, Ст4 / Base metal, Grade 4	0,23	0,21	0,48	0,018	0,035	0,44	0,12	0,13
Основной металл, Ст5 / Base metal, Grade 5	0,37	0,24	0,70	0,017	0,028	0,20	0,20	0,23
Металл сварного шва / Metal of the welded joint	0,18	0,24	0,58	0,017	0,027	0,12	0,07	0,09

Как показывает выполненный химический анализ сварного соединения, в качестве присадочного (электродного) использовался материал стали марки Ст4 по ГОСТ 380-41.

На рис. 1 приведены изображения микроструктуры основного металла трубных секций катушки из стали Ст4 и Ст5. Микроструктура Ст4 (рис. 1, а) представлена зернами избыточного феррита (светлые участки) и колониями перлита (темные участки). Средний размер зерен феррита составляет ~12 мкм, объемная доля перлита составляет 25% (рис. 1, а). Микроструктура стали Ст5 отличается от Ст4 (рис. 1, б), представляет собой феррито-перлитную структуру, в которой перлит занимает больше половины объема. Средний размер зерен феррита составляет 8 мкм при объемной доле перлита 72% (рис. 1, б).

Изображение макроструктуры сварного соединения бездефектной зоны приведено на рис. 2.

Фотографии микроструктуры, соответствующие различным зонам сварного соединения, представлены на рис. 3.

Наблюдаются значительные отличия в микроструктуре различных участков сварного шва:

- в 1 зоне усиления наружного сварного шва (рис. 3, а) структура состоит из ферритных зерен с мелкими включениями перлита;

- в зоне усиления внутреннего сварного шва 3 (рис. 3, в) структура представлена феррито-перлитными зернами со средним размером ферритных зерен 7 мкм, объемной долей перлита около 30%;

- зоне термического влияния металла трубной секции из Ст5 (рис. 3, г) средний размер зерен феррита составляет ~6 мкм, объемная доля перлита 75%;

- в аналогичной зоне секции из Ст4 (рис. 3, д) размер зерен феррита – 6 мкм при объемной доле перлита 32%.

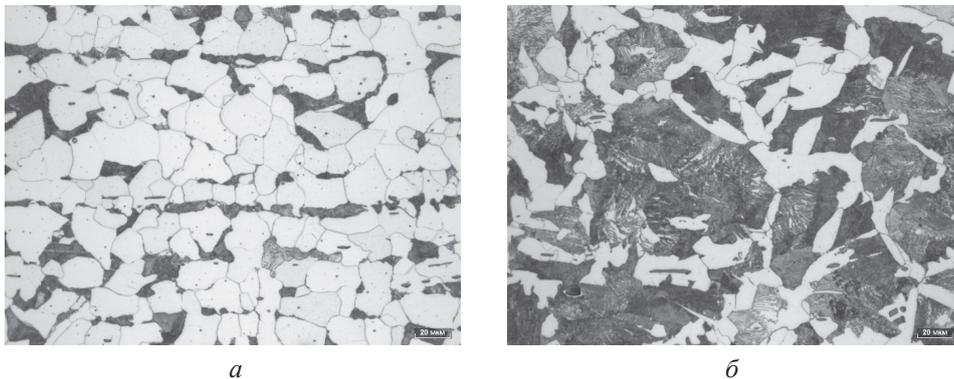


Рис. 1. Микроструктура основного металла секции из (а) Ст4 и (б) Ст5 в поперечном сечении, увеличение 500×. Метод ОМ

Fig. 1. Microstructure of the (a) Steel Grade 4, (b) Steel Grade 5 base metal in cross section, magnification of 500×. The OM method

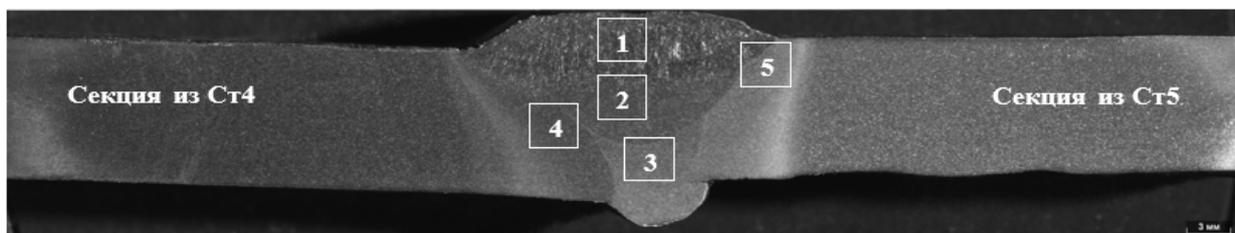


Рис. 2. Макроструктура бездефектного сварного соединения (цифрами указаны зоны, в которых проводился микроструктурный анализ)

Fig. 2. Macrostructure of the defect-free welded joint (the numbers indicate the zones in which the microstructural analysis was performed)

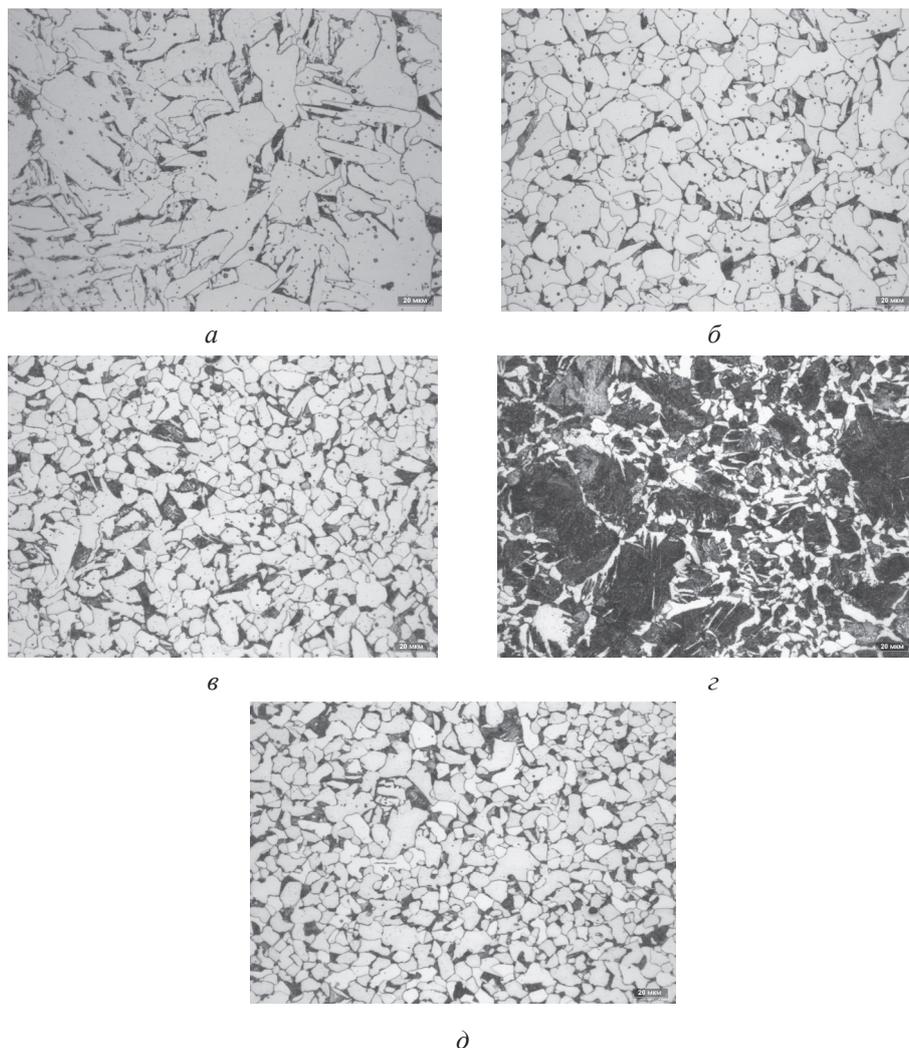


Рис. 3. Микроструктура различных зон:
a – зона сварного шва 1; *б* – зона сварного шва 2; *в* – зона сварного шва 3;
г, д – зона термического влияния 4,5. Метод ОМ

Fig. 3. Microstructure of various zones:
a – weld zone 1; *б* – weld zone 2; *в* – weld zone 3; *г, д* – the zone of thermal influence 4,5.
 The OM method

На рис. 4 приведены изображения макроструктуры сварного шва в зоне развития трещины. Для зоны сварного соединения ха-

рактерно наличие недопустимых дефектов в виде непроваров глубиной до 3 мм, подрезов до 1 мм, а также трещин.

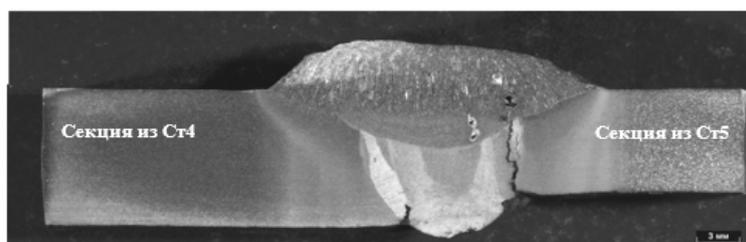


Рис. 4. Макроструктура дефектного сварного соединения вблизи развития трещины

Fig. 4. Macrostructure of the defective welded joint

Стоит отметить, что трещины, расположенные в нижней образующей поперечного сварного соединения, сформировались на концентраторах напряжений – дефектах типа «непровар» с внутренней стороны трубной секции. Далее развитие трещины происходило по зоне термического влияния внутреннего валика сварного шва до облицовочного слоя, затем по облицовочному слою к внешней поверхности стенки катушки (рис. 4).

Анализ поверхности трещины показал, что очагом зарождения является протяженная зона непровара глубиной ~3–4,5 мм, расположенная в корне сварного шва (рис. 5). Для нее характерно наличие прочного, устойчивого окисленного и загрязненного слоя, неподдающегося ультразвуковой очистке. Можно сделать вывод о том, что данный дефект имеет многолетнюю историю.

Результаты фрактографического анализа поверхности трещины в различных зонах приведены на рис. 6. Анализ позволил опре-

делить характер и микромеханизмы трещинообразования.

Микрорельеф поверхности металла в области распространения трещины (рис. 6, а) представлен набором фасеток скола и квазискола, отражающих хрупкий характер распространения трещины. Часть поверхности области распространения трещины прокорродирована. Поверхность долома представляет собой преимущественно вязкий излом, образованный многочисленными микроскопическими углублениями различного размера на поверхности (рис. 6, б).

Результаты измерений твердости основного металла трубных секций катушки из стали Ст4 и Ст5 и СС приведены в табл. 2. Анализ представленных результатов показывает, что твердость основного металла Ст5 составляет 203 HV10, что существенно выше значений твердости Ст4, значение твердости которого составляет 143 HV10. Значение твердости сварного шва составило 157 HV10 (табл. 2).



Рис. 5. Общий вид раскрытой трещины с выделенной областью очага зарождения трещины

Fig. 5. General view of the opened crack with the crack origin selected area

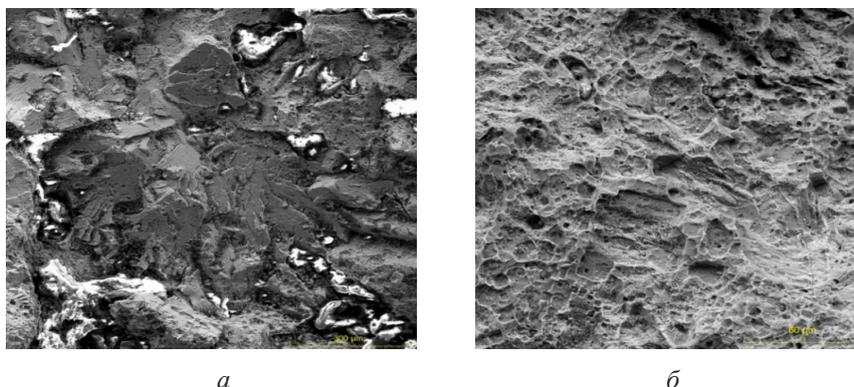


Рис. 6. Микрорельеф поверхности раскрытой трещины:
а – зона распространения трещины; б – зона долома. Метод СЭМ

Fig. 6. Microrelief of the opened crack surface:
а – the crack propagation zone; б – the final fracture zone. The SEM method

Таблица 2. Прочностные свойства сталей и СС

Table 2. Strength properties of steels and welded joints

Образец / Sample	Твердость, HV10 / Hardness, HV10	Временное сопротивление, σ_B , Н/мм ² / Temporary resistance, σ_B , N/mm ²	Условный предел текучести, $\sigma_{0,2}$, Н/мм ² / Conventional yield strength $\sigma_{0,2}$, N/mm ²	Относительное удлинение, δ , % / Relative elongation, δ , %	Ударная вязкость, КС, Дж/см ² / Impact toughness, КС, J/cm ²
Ст4	143	492	278	28	-40 °С (КСУ): 47,0
					-5 °С (КСВ): 33,0
Ст5	203	667	346	23	-40 °С (КСУ): 42,0
					-5 °С (КСВ): 20,0
СС	157	478	329	–	-40 °С (КСУ): 88,2

Значения механических свойств основного металла и СС катушки приведены в табл. 2. Как показывают представленные результаты механических испытаний на растяжение (табл. 2) по прочностным характеристикам основной металл, выполненный из стали Ст4, соответствует классу прочности К50 со значением временного сопротивления σ_B 492 Н/мм², условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ 278 Н/мм². Основной металл, выполненный из стали Ст5, со средними значениями σ_B 667 Н/мм² и $\sigma_{0,2}$ 346 Н/мм² соответствует К52, при сравнительно высоких значениях (более 22%) относительного удлинения [5]. Результаты определения прочностных характеристик сварного соединения при растяжении показали, что предел прочности составляет σ_B 478 Н/мм², что сопоставимо по уровню с прочностными характеристиками основного металла из стали Ст4.

Анализ полученных данных после испытаний на ударный изгиб показывает, что средние значения ударной вязкости основного металла Ст4 при температуре испытания минус 40 °С составляют 47,0 Дж/см², для Ст5 – 42,0 Дж/см² (табл. 2). Ударная вязкость основного металла Ст4 при температуре испытания минус 5 °С составляет 33,0 Дж/см², Ст5 – 20,0 Дж/см². Наиболее высокую ударную вязкость (88,2 Дж/см²) демонстрирует образец СС, испытанный при температуре минус 40 °С (табл. 2).

Таким образом, по проведенным микроструктурным исследованиям отмечено, что оба металла относятся к сталям ферритно-перлитного класса. Однако эти стали имеют существенные отличия. Микроструктура образца Ст4 содержит 75% зерен феррита и относится к хорошо свариваемым материалам. Образец Ст5 содержит 28% феррита и относится к ограниченно свариваемым материалам [13]. Сварные соединения из такой стали требуют проведения дополнительной термообработки для снятия остаточных напряжений с целью устранения дефектов сварных швов. Выполненное СС двух различных по свариваемости материалов, отрицательно сказалось на качестве. Проведенные фрактрографические исследования на СЭМ подтвердили, что очагом зарождения и развития трещины являлась протяженная зона непровара в сварном шве, которая явилась концентратором напряжений [12]. Объемное, сложное напряженное состояние образуется в вершине трещиноподобных дефектов, которые являются протяженными, глубокими концентраторами [17]. Напряжения в данной зоне, вероятнее всего, достигли критического значения, инициируя микротрещину. Дальнейшее развитие этой трещины происходило в процессе длительной эксплуатации при постоянных циклических нагрузках [11]. Ускоряющим фактором для раскрытия трещины явилось воздействие растягивающих напря-

жений в нижней образующей трубопровода. Данные напряжения чаще всего возникают в результате изменения высотного положения трубопровода при просадке грунта. Для предотвращения отказов трубопроводов по причине образования и развития трещин в СС разнородных материалов предварительная термическая обработка и послесварочная термическая обработка является эффективным необходимым методом устранения микроструктурных дефектов и снятия остаточных напряжений.

Выводы

1. Структура основного металла секций исследованного трубопровода феррито-перлитная: с размером зерен феррита 12 мкм и объемной долей перлита 25% для Ст4; с размером зерен феррита 8 мкм и объемной долей перлита 72% для Ст5.

2. Характеристики прочности (пределы прочности и текучести) основного металла секций Ст4 и Ст5 соответствуют классам прочности K50 и K52.

3. Микроструктурные исследования показали, что критическим дефектом, способствующим образованию трещины, являлась протяженная зона неспяра глубиной ~3–4,5 мм, расположенная в корне сварного шва, прилегающая к основному металлу секции из марки стали Ст5.

4. Выполненное СС двух различных по свариваемости материалов, отрицательно сказалось на качестве шва. Для предотвращения отказов трубопроводов по причине образования и развития трещин в таких сварных соединениях необходимо проведение дополнительной термообработки для снятия остаточных напряжений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Khan M., Dewan M.W., Sarkar Md.Z. Effects of welding technique filler metal and post-weld heat treatment on stainless steel and mild steel dissimilar welding joint // *Journal of Manufacturing Processes*. 64, 1307–1321 (2021).

2. Ryabov V.R., Rabkin D.M. *Welding of dissimilar metals and alloys*. Moscow: Mashinostroenie,

1984. P. 241. (In Russian) [Рябов В.Р., Рабкин Д.М. Сварка разнородных металлов и сплавов. М.: Машиностроение, 1984. 241 с.].

3. Dijmarescu M.C. et al. Experimental study towards heterogeneous welded joint, case study: welding joint of carbon steel S235JR + AR with stainless steel 316L // *Applied Mechanics and Materials*. 811, 9–13 (2015). DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.811.9.

4. Kah P., Martikainen MS.J. Trends in joining dissimilar metals by welding // *Applied Mechanics and Materials*. 440, 269–76 (2013).

5. Bakhla M., Shukla Sh., Kumar B. Effect of electrode composition over performance of dissimilar stainless-steel welds // *Materials Today: Proceedings* (2023). DOI: 10.1016/j.matpr.2023.08.164.

6. Mvola B., Kah P., Martikainen J., Suoranta R. Dissimilar high-strength steels: fusion welded joints, mismatches, and challenges // *Reviews on Advanced Materials Science*. 44, 146–59 (2016).

7. Giudice F.L., Missori S., Iannazzo D., Sili A. A review on fusion welding of dissimilar ferritic/austenitic steels: processing and weld zone metallurgy // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 8, 96 (2024).

8. Шабалин, Е. А., Мурагаев, Т. А., & Мурагаев, Ф. И. (2021). Влияние количества интерметаллида CuAl2 на микротвердость сварного соединения. *Materials. Technologies. Design*, 3(2(4)), 37–42. https://doi.org/10.54708/26587572_2021

9. Sharma C., Dwivedi D.K., Kumar P. Effect of post weld heat treatments on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of Al-Zn-Mg alloy AA7039 // *Materials and Design*. 43, 134–143 (2013).

10. Khafizov A.R., Nazarova M.N., Tsenev A.N., Tsenev N.K. On the role of construction and metallurgical defects in the destruction of main pipelines. *Science and technology of pipeline transportation of oil and petroleum products*. 7(3), 24–31 (2017). (In Russian) [Хафизов А.Р., Назарова М.Н., Ценев А.Н., Ценев Н.К. О роли строительных и металлургических дефектов в разрушении магистральных трубопроводов // *Наука и технологии трубопроводного транспорта нефти и нефтепродуктов*. 7(3), 24–31 (2017)].

11. Skornyakov A.A., Zaynullina L.I., Gabdullin N.K., Kharisov R.A. Investigation of crack formation in welded joints of various grades of steels. *Pipeline transport – 2025: Proceedings of the 20th International Scientific and Practical Conference*. Ufa: UPPC “USPTU Publishing House”, Ufa State Petroleum Technical University, 527–528 (2025). (In Russian) [Скорняков А.А., Зайнуллина Л.И., Габдуллин Н.К., Харисов Р.А. Исследование трещинообразования в сварных соединениях различных марок сталей. *Трубопроводный транспорт – 2025: Материалы XX Международной научно-практической конференции*.

Уфа: УНПЦ «Издательство УГНТУ», Уфимский государственный нефтяной технический университет, 527–528 (2025)].

12. Fetisova E.A., Lupachev A.G. Features of diffusion processes in welded joints made of dissimilar steels // *Bulletin of the Belarusian-Russian University*. 3(44), 79–87 (2014). (in Russian) [Фетисова А., Лупачев А.Г. Особенности диффузионных процессов в сварных соединениях из разнородных сталей // *Вестник Белорусско-Российского университета*. 3(44), 79–87 (2014)].

13. L.S. Livshits, A.N. Khakimov, *Metal science of welding and heat treatment of welded joints*. Moscow: Mashinostroenie, 1989. P. 336. (In Russian) [Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. *Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений*. М.: Машиностроение, 1989. 336 с.].

14. Sirohi S., Pandey Ch., Goyal A. A comparative study of two nuclear steel grades welded joints // *Archives of Metallurgy and Materials*. 65, 583–593 (2020).

15. Islam Sh.Sh.U., Khan N.Z., Siddiquee A.N. Review of heat treatment of welded sheet metals during past 15 years. Second Edition. *Comprehensive Materials Processing*. Elsevier, 2024. P. 41–56.

16. Molokov K.A., Novikov V.V., Dabalez M. Evaluation of the Occurrence of Initial Failures from Stress Concentrators in Welded Joints and Structural Elements // *Advanced Engineering Research*. 23(1), 41–54 (2023). (In Russian) [Молоков К.А., Новиков В.В., Дабалез М. Оценка появления начальных разрушений от концентраторов напряжений в сварных соединениях и элементах конструкций // *Advanced Engineering Research*. 23(1), 41–54 (2023)]. DOI: 10.23947/2687-1653-2023-23-1-41-54.