



Научная статья

2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

2.6.17 – Материаловедение (технические науки)

УДК 67.014/017

doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2025.03.026

EDN: WJUHQX

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ МНОГОЦИКЛОВОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

Расул Ахмадович Мамадалиев

Тюменский индустриальный университет, г. Тюмень, Россия
mamadalievra@tyuiu.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0813-0961>

Аннотация. Целью данной работы является исследование влияния факторов при сварке, выполняемой последовательно несколькими электродами разных марок, на химический состав наплавленного металла. Исследование проводили на высоколегированной стали аустенитного класса марки 12X18H10T. В программе Ansys проведены теоретические расчёты тепловой мощности и температурных полей, а также замер температуры по местам наплавки и зоны термического влияния. На этапах наложения последующих слоёв температура корневого слоя не превышала 727–773 °С. В работе сканирующим электронным микроскопом JEOL JSM-6510A с аналитическим блоком исследованы химический состав и структура наплавленного металла послойно: количество хрома в среднем 18 %, никеля 9 %. Методом позлементного картирования выявлена химическая неоднородность в околошовной зоне размером 0,1 мм. На диаграмме Шеффлера выявлена аустенитно-ферритная структура наплавленного металла. Точки соотношения на диаграмме находятся в одном уровне аустенитно ферритной фазы, не превышающей 6 % в первом слое наплавленного металла и 9 % в последующих. Однако при определении процентного содержания ферритной фазы в образцах с применением ферритометра содержание ферритной фазы составляет от 0,43 до 3,5 % последовательно наложению слоёв. Испытания на стойкость к межкристаллитной коррозии проводились по методу «АМУ» в кипящем водном растворе сернокислой меди ($\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$) и серной кислоты (H_2SO_4) в присутствии металлической меди (стружка). Полученные результаты подтвердили устойчивость к межкристаллитной коррозии. Предложено продолжить оценку циклического температурного воздействия при последовательном наложении шва разными по химическому составу электродного металла.

Ключевые слова: 12X18H10T, ЦЛ-1, ЦТ-15, ОЗЛ-8, диаграмма Шеффлера, Cr, Nb, Ti, Cr_{экв}, Ni_{экв}.

Для цитирования: Мамадалиев Р. А. Оценка влияния многоциклового температурного воздействия на химические свойства металла сварного соединения // Ползуновский вестник. 2025. № 3, С. 154–158. doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2025.03.026. EDN: <https://elibrary.ru/WJUHQX>.

Original article

ASSESSMENT OF EFFECT OF MULTI-CYCLE TEMPERATURE EXPOSURE ON CHEMICAL PROPERTIES OF METAL WELDED JOINT

Rasul A. Mamadaliev

Industrial University of Tyumen, Tyumen, Russia
mamadalievra@tyuiu.ru, <https://orcid.org/0000-0003-0813-0961>

Abstract. The purpose of this work is to study the influence of welding factors performed sequentially by several electrodes of different grades on the chemical composition of the deposited metal. The study was carried out on high-alloy austenitic grade steel 12X18H10T. In the Ansys program, theoretical calculations of thermal power and temperature fields were carried out, as well as temperature measurements at the surfacing sites and the zone of thermal influence. At the stages of applying subsequent layers, the temperature of the root layer did not exceed 727–773 °C. Using a JEOL JSM-6510A scanning electron microscope with an analytical unit, the chemical composition and structure of the deposited metal were studied in layers: the amount of chromium averaged 18%, nickel 9%. The chemical heterogeneity in a 0.1 mm circumflex zone was revealed by the method of element-by-element mapping. The austenitic-ferritic structure of the deposited metal is revealed in the Scheffler diagram. The ratio points in the diagram are at the same level of the austenitic ferritic phase, which does not exceed 6% in the first layer of the deposited metal and 9% in the subsequent ones. However, when determining the percentage of the ferrite phase in samples using a ferritometer, the content of the ferrite phase ranges from 0.43 to 3.5% after layering. Tests for resistance to intercrystalline corrosion were carried out using the "AMU" method in a boiling aqueous solution of copper sulfate ($\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$) and sulfuric acid (H_2SO_4) in the presence of metallic copper (chips). The obtained results confirmed the resistance to intercrystalline corrosion. It is proposed to continue the assessment of cyclic temperature effects during sequential suturing of electrode metals with different chemical compositions.

Keywords: 12X18H10T, CL-1, CT-15, OZL-8, Scheffler diagram, Cr, Nb, Ti, Cr_{eq}, Ni_{eq}.

© Мамадалиев Р. А., 2025

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ МНОГОЦИКЛОВОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

For citation: Mamadaliev, R.A. (2025). Assessment of effect of multi-cycle temperature exposure on chemical properties of metal welded joint. Polzunovskiy vestnik, (3), 154-158. (In Russ). doi: 10/25712/ASTU.2072-8921.2025.03.026. EDN: <https://elibrary.ru/WJUHQX>.

ВВЕДЕНИЕ

Стали аустенитного класса 10-й группы кислотостойкой марки типа 18–10 (хромоникелевые стали) применяются для изготовления, хранения и передачи сред в пищевой промышленности, тяжёлом машиностроении, изделиях медицинского назначения и т.д. Одной из основных особенностей этих сталей является устойчивость к коррозии, определяемая наличием в стали хрома [1, 2].

Принимая во внимание, что при сборке конструкций из аустенитной стали основным критерием является контроль температуры зоны термического влияния и наплавляемого металла, металл шва может стать хрупким по причине частого воздействия температуры на наплавленный металл при наложении последующих слоев. Однако перекристаллизация в твёрдом состоянии влияет на размеры зерна и формирует мелкозернистую структуру [3]. Результат неправильного подбора температурного режима может приводить к возникновению критических дефектов визуального характера, например, «горячих трещин», проявляющих себя во время остывания металла, или появлением со временем «холодных трещин» уже на остывшем соединении. Коррозия, как один из факторов разрушения, может проявиться в любое время в зависимости от условий эксплуатации и работы конструкции под воздействием температуры и внутренних напряжений в металле. Особо опасной и непредсказуемой является межкристаллитная коррозия [4, 5, 6]. Химический состав и влияние на свойства наплавленного металла всегда были актуальными по причине совершенствования оборудования и нового подхода к поставленным задачам. Также исследование авторов приходят к одному мнению, что химический состав наплавленного металла напрямую зависит от температуры наплавляемого металла [7, 8, 9, 10].

Целью данной работы является исследование влияния факторов при сварке, выполняемой последовательно несколькими электродами разных марок, на химический состав наплавленного металла.

Для достижения цели необходимо решить следующие задачи:

- рассчитать температуру при цикловом воздействии на каждый слой наплавленного металла;
- провести анализ химического состава полученного соединения;
- определить структуру наплавленного металла по диаграмме Шеффлера;
- провести испытание на МКК полученных образцов.

МЕТОДЫ

Исследование проводили на высоколегированной стали аустенитного класса марки 12Х18Н10Т. Для соединения образцов использовали три типа электрода с основным покрытием. Химический состав стали образцов и наплавленного металла от производителя, содержание ферритной фазы стали и наплавленного металла, расчёт степени аустенитности представлены в таблице 1.

Эффективную тепловую мощность источника нагрева определяли по параметрам дуги: [11, 12, 13, 14]

$$Q_3 = \eta UI, \quad (1)$$

где Q_3 – эффективная тепловая мощность дуги, Вт;

η – эффективный КПД сварочной дуги (для ручной дуговой $\eta = 0,7$);

U – напряжение дуги, В;

I – сварочный ток, А.

На основе полученных результатов по тепловой мощности проводили расчёт температурных полей в программе Ansys. Моделирование соединения проводилось по слоям. Шаг одного сегмента приравнивается к 2,3 секундам и характеризуется образованием металла соединения и мгновенным вводом тепловой мощности Q . Модель собрана сегментами из корневого (Q_k), заполняющего (Q_3) и облицовочного (Q_o) швов.

Схема подготовки образцов для исследования и зоны проведения анализа приведены на рисунке 1.

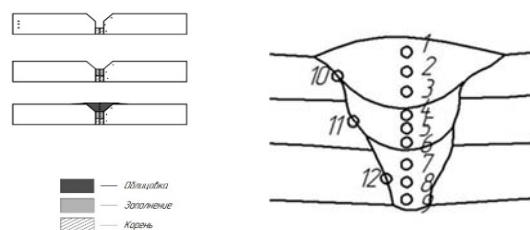


Рисунок 1 – Схема вырезки образцов, наложения шва, а также зоны проведения анализа

Figure 1 – Schematic of sample cutout, seam overlap, and analysis area

Для подтверждения полученных результатов проводили металлографический анализ микроструктуры сканирующим электронным микроскопом JEOL JSM-6510A, оснащённым рентгеновским энергодисперсионным спектрометром (EDS).

Испытание на стойкость к межкристаллитной коррозии проводилось по ГОСТ 6032-2017 по методу «АМУ». Сущность метода заключается в выдержке образцов в кипящем водном растворе сернокислой меди ($\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$) и серной кислоты (H_2SO_4) в присутствии металлической меди (стружка). В качестве стружки был использован медный провод типа ПЭЛ диаметром 0,7 мм с предварительно смытым лаком. Отрезки медного провода до испытаний были освещены в 20 % водном растворе HNO_3 .

РЕЗУЛЬТАТЫ

На рисунке 2 представлены результаты расчёта тепловой мощности при наложении слоёв: вертикальная шкала – температура в металле шва и зоне термического влияния (ЗТВ); горизонтальная шкала – время сварки всей пластины. Имитация остывания на графике учитывает время на смену электрода и зачистку от шлака наплавленного металла.

Точки для замера расчётной температуры расположены на модели по слоям наложения металла и параллельно в ЗТВ. K – первый слой, K_3 – в ЗТВ первого слоя, 3 – второй слой, 3_3 – в ЗТВ второго слоя, O – третий слой, O_3 – в ЗТВ третьего слоя. Расчётная тепловая мощность была распределена по слоям Q_o – облицовочный шов 1627 Вт, Q_3 – заполняющий шов 1627, Q_k – корневой шов 1233 Вт.

Первый слой является корневым швом – темпе-

ратура ЗТВ при наплавки не превышала 1100 °С. При этом температура во время наплавки второго слоя находилась в интервале 744–773 °С. Температура точки в ЗТВ корня шва 676–702 °С. При сварке облицовочного шва температура первого слоя и ЗТВ не превышала 727 °С. Во время остывания металл достигал расчётной температуры 210 °С на слоях и 162 °С – в ЗТВ.

Заполнение шва вторым слоем начиналось при температуре 200 °С в точке З₃ и резко повышалось до 1265 °С. Параллельно в точке О₃ температура возрастала до 982 °С, и по мере приближения источника тепла увеличивалась до 1379 °С.

Облицовочный шов заполнялся третьим слоем, и температура ЗТВ и наплавленных ниже слоёв находилась в области 800 °С. Прилегающая точка замера в ЗТВ облицовочного шва не превысила 1500 °С.

Облицовочный шов примечателен тем, что влияет на окончательное формирование структуры металла и по мере его остывания формируются связи, составляющие основу металла и в ЗТВ. Особенно это

заметно при соединении высоколегированных сталей, так как химический состав при остывании может повлиять на структуру, механические характеристики и его устойчивость к межкристаллитной коррозии.

По диаграмме Шеффлера можно приближённо определить структуру наплавленного металла по эквивалентам хрома и никеля. Для качественной оценки влияния легирующих элементов определяли степень аустенитности: отношение эквивалентов Cr и Ni не должно быть меньше 1.5, так как может приводить к образованию кристаллизационных трещин. Данное условие позволяет получить сведения о количественном составе фаз в литых коррозионноустойчивых сталях при комнатной температуре [15, 16]. Как показано в таблице 1, отношение при расчёте по химическому составу, представленному производителем, $Cr_{экв} / Ni_{экв}$ не ниже 1.5, что свидетельствует об отсутствии склонности наплавленного материала к горячим трещинам. Для электрода ЦЛ-11 при соотношении эквивалентов 2.3 может происходить затвердевание в виде однофазного феррита.

Таблица 1 – Процентное содержание элементов и ферритной фазы в электродах и основном металле
Table 1 – Percentage content of elements and ferrite phase in electrodes and base metal

Содержание элементов, %									% СФФ	Cr _{ЭКВ} / Ni _{ЭКВ}
C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	Ti	P	S		
Э08Х20Н9Г2Б (ЦЛ-11)										
0,07	0,8	1,16	20,37	8,5	1,28	–	0,019	0,0082	2-10	2,3
Э08Х19Н10Г2Б (ЦТ-15)										
0,11	0,92	1,74	19,6	9,38	1,25	–	0,017	0,015	2-5,5	1,9
Э07Х20Н9 (ОЗЛ-8)										
0,082	0,44	1,66	20,4	8,48	–	–	0,018	0,010	2-8	2
Сталь 12Х18Н10Т										
0,05	0,4	1,13	17,1	9,3	–	0,4	0,005	0,007	0,13	1,8

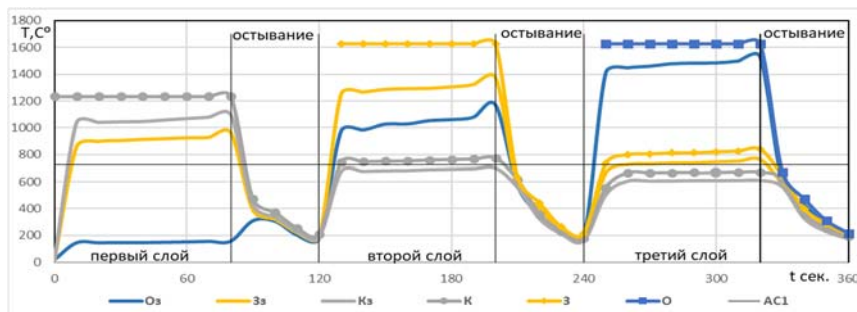


Рисунок 2 – Послойная расчётная температура в металле шва при сварке
Figure 2 – Layer-by-layer calculated temperature in the weld metal during welding

ОБСУЖДЕНИЕ

Подобранный материал соответствует по требованиям к содержанию ферритной фазы в сплаве (табл. 1), что не скажешь про наплавленный материал из электрода ОЗЛ-8 с вероятностью получения 8 % феррита. В изделиях, работающих при температурах до 400 °С, допускается содержание феррита до 20–25 %. Но при высоких температурах феррит не должен превышать 5 % [17].

Согласно руководящему документу [18], пункт 8.3, процент содержания ферритной фазы менее 2 % в сварных швах и антикоррозионной наплавке оборудования и трубопроводов не является браковочным признаком при отсутствии дефектов сварочного происхождения.

Химический состав комбинации наплавленного металла представлен в таблице 2. Степень аустенитности составляет $Cr_{экв} / Ni_{экв}$ от 1,5 до 1,8. Можно заметить отсутствие Nb в наплавленном металле в корневом слое. Несмотря на это, полученное сварное соединение имеет равный химический состав.

На рисунке 3 приведена структурная диаграмма Шеффлера и расчётные области структур основного и наплавленного металлов по слоям. Определена область нахождения точек в аустенитно-ферритной структуре.

Так как ниобий является элементом, отличающим наплаваемый материал по химическому составу, был дополнительно проведен расчёт эквивалентов с учётом образования карбида ниобия. Значение Q_0 – результат расчёта без учёта карбидов Nb, $*Q_0$ – результат расчёта с учётом карбида Nb.

Расположение характеристических точек облицовочного и заполняющего слоёв приходится на один уровень ферритной структуры, и только одна точка имеет расхождение с точкой, рассчитанной с учётом карбида Nb. Расчётные точки корня металла шва приближены к основному металлу, что может говорить о структуре, близкой к основному металлу, что, в свою очередь, можно объяснить преобладанием доли основного металла над наплавленным.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ МНОГОЦИКЛОВОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

Таблица 2 – Химический состав наплавленного металла по слоям

Table 2 – Chemical composition of the weld metal by layers

	Содержание элементов, %					
	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	Ti
Э08Х20Н9Г2Б (ЦЛ-11)						
Q ₀	0,7	1,2	18,1	9,3	0,9	0,18
Q ₃	0,6	1,3	17,9	9	0,9	0,14
Э08Х19Н10Г2Б (ЦТ-15)						
Q ₀	0,7	1,2	18,5	9,1	0,9	0,19
Q ₃	0,7	1,3	18,4	9,0	0,8	0,19
Э07Х20Н9 (ОЗЛ-8)						
Q _К	0,5	1,3	18,1	9	—	0,07
Q _К	0,5	1,1	18	8,8	—	0,21

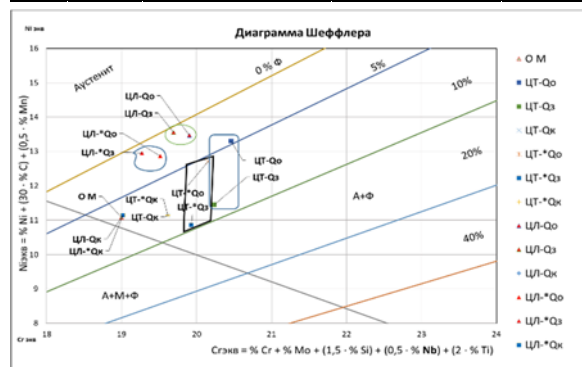


Рисунок 3 – Структурная диаграмма Шеффлера и расчётные области структур металла и наплавленного электрода по слоям
Figure 3 – Schaeffler structure diagram and calculated areas of metal and clad electrode structures by layers

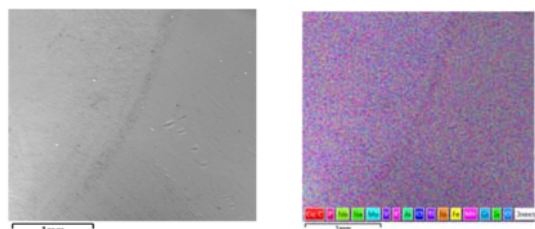


Рисунок 4 – Электронно-микроскопическая структура сплава, полученная методом поэлементного картирования

Figure 4 – Electron-microscopic structure of the alloy obtained by elemental mapping method

Учитывая применение разных по составу материалов электродов, химическая неоднородность имеет место быть. Таким образом, при рассмотрении карт распределения химических элементов (рис. 4) можно говорить о неоднородности в зоне сплавления и околошовной зоне (ОШС).

Ширина неоднородной зоны 0,1 мм. Её образование происходит при кристаллизации и охлаждении и сопровождается проявлением первичных границ. При дальнейших циклах нагрева и охлаждения могут формироваться вторичные границы. Ограничением величины зоны является наличие и растворимость элементов.

На рисунке 5 приведена карта распределения элементов области сплавления металла шва и основного. Темная линия на карте с элементом Cr является сегрегационным скоплением примесей, зависящим от температуры нагрева. Время нахождения данной области при высоких температурах ограничено скоростью движения и положением источника тепла, что приводит к перекристаллизации и проявлению мелкозернистой структуры.

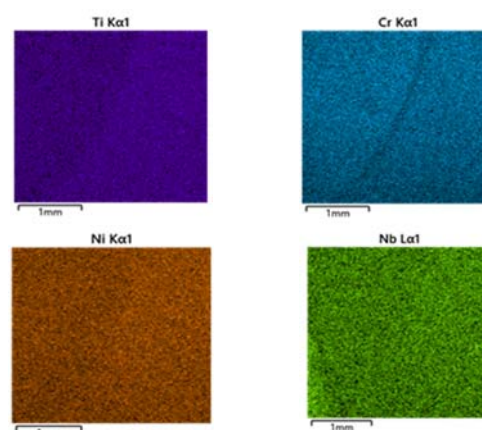


Рисунок 5 – Карты поэлементного распределения исследуемой области

Figure 5 – Elemental distribution maps of the study area

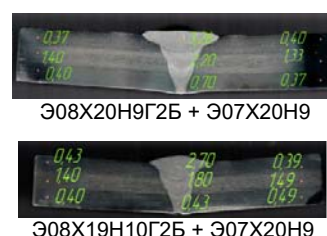


Рисунок 6 – Результаты определения процентного содержания ферритной фазы в образцах

Figure 6 – Results of determination of pro-percentage content of ferritic phase in samples

Однако, учитывая высокую скорость нагрева и охлаждения, можно предположить гомогенизацию по углероду, а также обогащению границ зерна элементами: серой, фосфором, хромом, молибденом, марганцем, никелем и вольфрамом, что может приводить к межкристаллитному разрушению в зоне сплавления. В работах авторов более подробно рассмотрено проявление карбидов [19, 20, 21, 22].

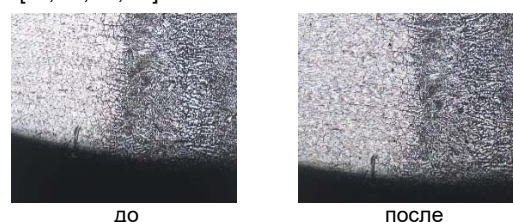


Рисунок 7 – Микроструктура испытания на МКК по методу АМУ, продолжительность кипячения – 8 часов
Figure 7 – Microstructure of IC test by the AMU method, boiling duration – 8 hours

На рисунке 6 приведены результаты определения процентного содержания ферритной фазы, которое осуществлялось с применением ферритометра МФ-51НЦ [23]. Ферритные волокна в виде вытянутых линий являются результатом проката. В процессе термомеханической обработки при кристаллизации образуется 2–3 % феррита, что не превышает 5 %. Однако в местах нахождения волокон феррита увеличивается выделение карбида хрома и сигма фазы, из которых последняя охрупчивает места нагрева.

На рисунке 7 приведены результаты испытания образцов на межкристаллитную коррозию по методу АМУ.

На поверхностях образцов, в зонах термического влияния (ЗТВ) и по линиям сплавления с двух сторон сварного соединения межзёренного растрескивания не выявлено, что является признаком стойкости против МКК [24].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. По результатам проделанной работы проанализирован химический состав и его структура после циклового воздействия температуры на наплавленный металл, полученный последовательно несколькими электродами разных марок.

2. По результатам замера химического состава наплавленного металла выявили соотношение точек на диаграмме Шеффлера. Точки находятся в одном уровне аустенитно-ферритной фазы, не превышающей 6 % в первом слое наплавленного металла и 9 % в последующих. Однако при определении процентного содержания ферритной фазы в образцах с применением ферритометра содержание ферритной фазы от 0,43 до 3,5 % последовательно наложению слоев.

3. Наплавленный металл после воздействия на шов и ЗТВ температуры прошёл испытание на МКК по методу АМУ в течение восьми часов кипения.

4. Рекомендуется продолжить исследование влияния многоциклового температурного воздействия на применение комбинации разных по химическому составу электродов в условиях взаимозаменяемости элементов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Медовар Б.И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. М. : Машиностроение, 1966. 430 с.
2. Пояркова Е.В. Влияние высокотемпературного нагрева на структуру поверхностных окислов нержавеющей стали / А.В. Яхин // Вестник Тамбовского университета. Серия : Естественные и технические науки. 2016. Т. 21, № 3. С. 1267–1270. DOI: 10.20310/1810-0198-2016-21-3-1267-1270.
3. Мусин Р.А. Металловедение сварки / Р.А. Мусин, Г.А. Береснев. Пермь : Пермский гос. техн. ун-т, 2000. 108 с.
4. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. М. : Машгиз, 1951 296 с.
5. Трякина Н.Ю., Пояркова Е.В., Грызунов В.И. Анализ деградации структуры и механических свойств хромоникелевой стали 12Х18Н10Т при длительной эксплуатации. Met Sci Heat Treat 51, 419–422 (2009). <https://doi.org/10.1007/s11041-010-9184-y>.
6. Malhotra D., Shahi A.S. Weld metal composition and aging influence on metallurgical, corrosion and fatigue crack growth behavior of austenitic stainless steel welds // Materials Research Express. 2019. Т. 6. № 10. С. 106555.
7. Петров В.П. Свариваемость сталей. Барнаул : Изд-во АлтГТУ, 2000. 66 с.
8. Кривоносова Е.А. К проблеме коррозионного разрушения сварных швов / Е.А. Кривоносова, С.Н. Акулова, А.В. Мышкина // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2017. Т. 19, № 3. С. 114–138. DOI: 10.15593/2223-9877/2017.3.07.
9. Липпольд Д. Металлургия сварки и свариваемость нержавеющей стали: [пер. с англ.] / под. ред. Н.А. Соснина, А.М. Левченко. СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2011. 467 с.
10. Паршуков Л.И. Исследование сварного шва из стали Х18Н10Т / Л.И. Паршуков // Современные технологии: тенденции и перспективы развития : сборник статей II Международной научно-практической конференции, Петрозаводск, 18 ноября 2021 г. Петрозаводск : Международный центр научного партнерства «Новая Наук», 2021. С. 125–128. EDN XCYZSE.
11. Кривоносова Е.А. Влияние типа покрытия электрода

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.*

Статья поступила в редакцию 18 декабря 2024; одобрена после рецензирования 24 июня 2025; принята к публикации 10 июля 2025.

The article was received by the editorial board on 18 Dec 2024; approved after editing on 24 June 2025; accepted for publication on 10 July 2025.

на коррозионную стойкость металла шва стали 08Х18Н10Т / Е.А. Кривоносова, Е.А. Синкина, А.И. Горчаков // Сварочное производство. 2012. № 4. С. 38–41. EDN OWRJEN.

12. Влияние режимов сварки на структуру и свойства металла шва стали 12Х18Н10Т в различных пространственных положениях / Р.А. Мамадалиев, П.В. Бахматов, Н.В. Мартюшев [и др.] // Металлург. 2021. № 11. С. 43–50.

13. Мамадалиев Р.А. Влияние режимов сварки и различных источников тока на формирование сварного шва стали 12Х18Н10Т / Мамадалиев Р.А., Кусков В.Н., Бахматов П.В., Ильященко Д.П. // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2018. Т. 20. № 4. С. 35–45.

14. Мамадалиев Р.А. Распределение легирующих элементов в многопроходных сварных швах хромоникелевой стали / Р.А. Мамадалиев, П.В. Бахматов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2023. № 5(815). С. 55–60.

15. Федосеева Е.М., Ольшанская Т.В., Душина А.Ю. Закономерности формирования структуры в механизмах кристаллизации аустенитных сталей (обзор) // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2023. Т. 25. № 1. С. 83–97. DOI: 10.15593/2224-9877/2023.1.09.

16. Зинченко С.А. Температура начала интенсивного роста объемной доли δ-феррита при отжиге аустенитной коррозионностойкой стали Св-07Х25Н13 / С.А. Зинченко, А.У. Ибрагимов // Современные материалы, техника и технологии. 2017. № 1(9). С. 100–107. EDN XXYTPF.

17. Акулов А.И., Алехин В.П., Ермаков С.И. Технология и оборудование сварки плавлением и термической резки. М. : Машиностроение, 2003. 560 с.

18. РД ЭО 1.1.2.19.0199-2010 РД ЭО 1.1.2.19.0199-2010 Определение содержания ферритной фазы в наплавленном металле сварочных и наплавочных материалов, основном металле, сварных швах аустенитных нержавеющей сталей и антикоррозионной наплавке оборудования и трубопроводов АС.

19. Кривоносова Екатерина Александровна Моделирование кинетики образования модифицирующих фаз при сварке и обработке высококонцентрированными источниками энергии // Известия ТулГУ. Технические науки. 2015. № 6–2.

20. Трякина Н.Ю., Пояркова Е.В., Грызунов В.И. Анализ деградации структуры и механических свойств хромоникелевой стали 12Х18Н10Т при длительной эксплуатации. Met Sci Heat Treat 51, 419–422 (2009). <https://doi.org/10.1007/s11041-010-9184-y>.

21. Кривоносова Е.А. К проблеме коррозионного разрушения сварных швов / Е.А. Кривоносова, С.Н. Акулова, А.В. Мышкина // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2017. Т. 19, № 3. С. 114–138. DOI: 10.15593/2223-9877/2017.3.07.

22. Рябошук С.В., Ковалев П.В. Анализ причин образования дефектов заготовок из стали 12Х18Н10Т и разработка и рекомендаций по их устранению // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2023. Т. 25, № 1. С. 6–15. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.1.6-15.

23. ГОСТ Р. 53686–2009. Сварка. Определение содержания ферритной фазы в металле сварного шва аустенитных и двухфазных ферритоаустенитных хромоникелевых коррозионностойких сталей. М. : Стандартинформ. 2011. Т. 25.

24. ГОСТ 6032-2017. Стали и сплавы коррозионностойкие. Методы испытаний на стойкость против межкристаллитной коррозии. М. : Стандартинформ, 2017. 36 с.

Информация об авторах

Р. А. Мамадалиев – старший преподаватель ТИУ.

Information about the authors

R.A. Mamadaliev - Senior Lecture of TIU.