

ISSN 1999-4125 (Print)

ISSN 2949-0642 (Online)

**СВАРКА, РОДСТВЕННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ТЕХНОЛОГИИ
WELDING, RELATED PROCESSES AND TECHNOLOGIES**

Научная статья

УДК 621.785.616

DOI: 10.26730/1999-4125-2026-3-15-24

**ВЛИЯНИЕ СПОСОБА СВАРКИ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ
АУСТЕНИТНОГО КЛАССА 12X18H10T НА СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ**

Пархоменко Владимир Александрович ¹, Смирнов Александр Николаевич ¹,
Данилов Владимир Иванович ², Абабков Николай Викторович ¹,
Пимонов Максим Владимирович ¹, Князьков Константин Викторович ¹

¹ Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

* для корреспонденции: n.ababkov@rambler.ru

**Информация о статье**

Поступила:

16 марта 2026 г.

Одобрена после

рецензирования:

15 июня 2026 г.

Принята к публикации:

01 июля 2026 г.

Ключевые слова:

ручная дуговая сварка,
лазерная сварка, структурное
состояние,
коррозионностойкая сталь,
аустенитный класс,
механизированная сварка

Аннотация.

В настоящей работе представлены результаты исследований сварных соединений из заготовок стали 12X18H10T в зоне линии сплавления как со стороны основного металла (ЗТВ), так и со стороны металла шва (наплавленный металл) после ручной дуговой сварки (РДС) по стандартной технологии, после механизированной сварки в среде аргона и после лазерной сварки. В реальных условиях эксплуатации большая часть сварных соединений, выполненных из коррозионностойких сталей аустенитного класса, работает в агрессивных средах и при повышенных нагрузках, что может привести к накоплению повреждаемости и к упругопластической деформации. Кроме того, сварные соединения технических устройств опасных производственных объектов (ТУОПО) после монтажа (ремонта), согласно директивным документам Ростехнадзора, перед пуском в эксплуатацию обязаны подвергаться гидравлическим испытаниям повышенным давлением или нагрузками, превышающими расчетные до 25%. Коррозионностойкие стали хорошо поддаются сварке, но для отдельных марок требуется разработка специальных технологий. В результате термического цикла сварки в зоне термического влияния (ЗТВ) происходят сложные физико-химические процессы, связанные с фазовыми превращениями и локальной перестройкой структуры металла. Часто эти процессы приводят к нежелательным результатам, таким как рост зерна, сегрегация легирующих элементов, образование интерметаллидов и, как следствие, снижение эксплуатационных характеристик. По результатам исследований образцов сварных соединений, произведенных разными способами, можно сделать заключение, что наиболее совершенные соединения получаются при использовании как ручной дуговой, так и механизированной аргонодуговой сварки плавящимся электродом. Перспективы получения удовлетворительных эксплуатационных характеристик сварных соединений с применением лазера есть, но нужно подбирать режим сварки.

Для цитирования: Пархоменко В.А., Смирнов А.Н., Данилов В.И., Абабков Н.В., Пимонов М.В., Князьков К.В. Влияние способа сварки коррозионностойкой стали аустенитного класса 12X18H10T на структурное состояние // Вестник Кузбасского государственного технического университета. 2026. № 3 (175). С. 15-24. DOI: 10.26730/1999-4125-2026-3-15-24, EDN: IBZETB

Благодарность:

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2026-0006

Введение

Коррозионностойкие стали – это важнейший класс технических материалов, которые нашли широкое применение в химической, авиационной, автомобильной и пищевой промышленности, в тепловой и атомной энергетике и во многих других производствах. Важнейшей особенностью этих сталей является способность сопротивляться коррозионным разрушениям. В этих сталях содержание хрома не должно быть ниже 10,5% [1]. Именно при таком содержании хрома на поверхности металла образуются пассивные пленки оксидов, предотвращающие окисление, коррозию и разрушение металла. Нержавеющие стали имеют хорошую стойкость к окислению не только при комнатных, но и при высоких температурах, и поэтому их часто относят к жаростойким сталям. Температура начала окисления зависит от содержания хрома [2]. Так, например, стали с содержанием хрома от 25 до 30% способны надежно работать до температур свыше 1000°C. Еще одно достоинство этих сталей заключается в их способности к сопротивлению науглероживанию при высоких температурах (стали с содержанием хрома 16% и никеля до 35%) [3].

Коррозионностойкие стали хорошо поддаются сварке, но для отдельных марок требуется разработка специальных технологий [21]. В результате термического цикла сварки в зоне термического влияния (ЗТВ) происходят сложные физико-химические процессы, связанные с фазовыми превращениями и локальной перестройкой структуры металла. Часто эти процессы приводят к нежелательным результатам, таким как рост зерна, сегрегация легирующих элементов, образование интерметаллидов и, как следствие, снижение эксплуатационных характеристик [4–7].

В реальных условиях эксплуатации большая часть сварных соединений, выполненных из коррозионностойких сталей аустенитного класса, работает в агрессивных средах и при повышенных нагрузках, что может привести к

накоплению повреждаемости и к упругопластической деформации [8–11]. Кроме того, сварные соединения технических устройств опасных производственных объектов (ТУОПО) после монтажа (ремонта), согласно директивным документам Ростехнадзора, перед пуском в эксплуатацию обязаны подвергаться гидравлическим испытаниям повышенным давлением или нагрузками, превышающими расчетные до 25% [10, 11].

Таким образом, цель настоящей работы заключалась в сравнении результатов исследований сварных соединений из заготовок стали 12X18H10T в зоне линии сплавления как со стороны основного металла (ЗТВ), так и со стороны металла шва (наплавленный металл) после ручной дуговой сварки (РДС) по стандартной технологии, после механизированной сварки в среде аргона и после лазерной сварки.

Материалы и методики эксперимента

Для проведения экспериментальных исследований были получены плоские образцы типа «двойная лопатка» с размерами рабочей части 3×7×55 мм. Материал образцов – сталь марки 12X18H10T. В середине рабочей части образца перпендикулярно к оси растяжения располагался сварной шов (Рис. 1).

В первом образце сварной шов выполнен встык с разделкой кромок ручной дуговой сваркой, сила тока 80 А. Во втором образце сварной шов также выполнен встык с разделкой кромок механизированной дуговой сваркой в аргоне, сила тока 140 А, напряжение дуги 16 В. Сварные швы в образцах три и четыре были выполнены лазерной сваркой с мощностью источника 700 Вт и с мощностью 500 Вт.

Металлографические исследования были выполнены на шлифах, параллельных оси образца. Избирательное травление шлифов проводилось смесью концентрированных азотной и соляной кислот в соотношении по объему 1:3 («царская водка») [12–14]. Аттестация микроструктуры осуществлялась с помощью оптического микроскопа Neophot-21 с

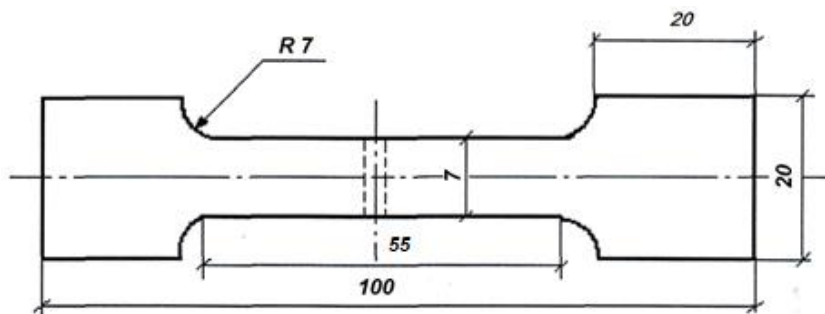


Рис. 1. Размеры и форма образца; толщина 3 мм, штриховыми линиями отмечена зона сварного шва
Fig. 1. Dimensions and shape of the sample; thickness 3 mm, the weld zone is marked with dashed lines

цифровой технической видеокамерой UCMOS03100KPA.

Исследования текстуры проводились с помощью методики дифракции обратно

рассеянных электронов (EBSD) с использованием сканирующего электронного микроскопа Thermo Fisher Scientific Apreo S LoVac с аналитическим EDS+EBSD комплексом.

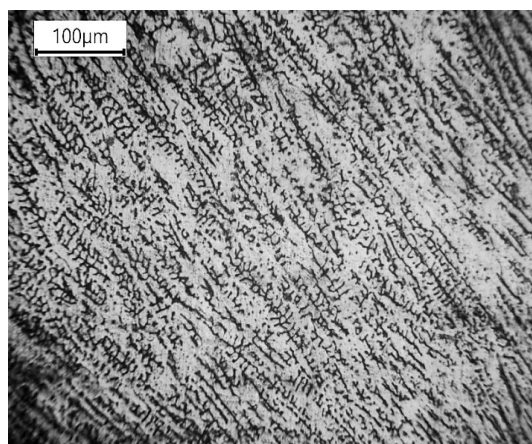


Рис. 2. Макроструктура сварного соединения, выполненного РДС:

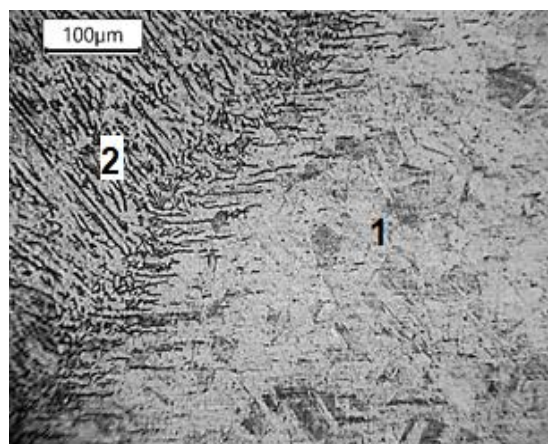
1, 2 – основной металл, 3 – наплавленный валик, 4 – корень шва

Fig. 2. Macrostructure of a welded joint made by MMA:

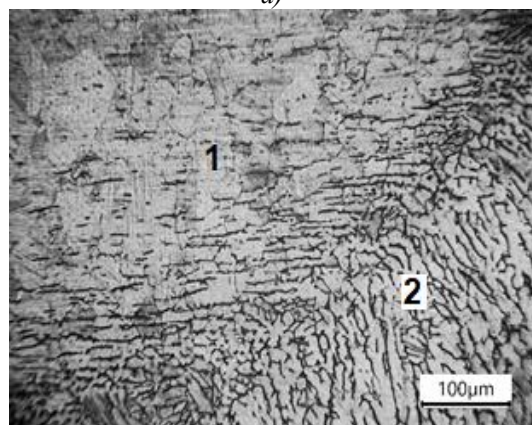
1, 2 – base metal, 3 – deposited bead, 4 – weld root



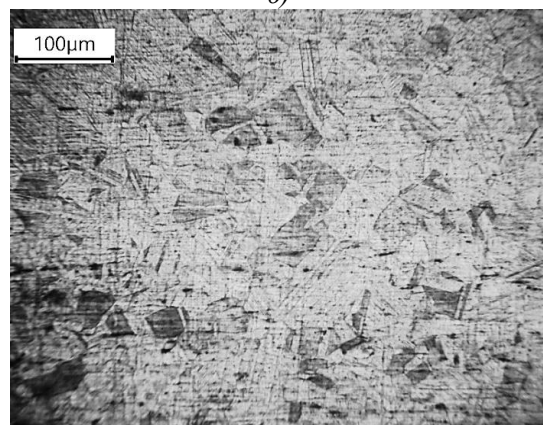
а)



б)



в)



г)

Рис. 3. Микроструктура основных зон сварного соединения:

а – металл шва, б и в – зона термического влияния, г – основной металл

Fig. 3. Microstructure of the main zones of a welded joint:

а – weld metal, б and в – heat-affected zone, г – base metal

Микротвердость зоны сварного шва и основного металла исследовалась на микротвердомере ПМТ-3 (нагрузка на индентор 1 Н) [15].

Результаты исследования и их обсуждение

Сварные швы, выполненные ручной дуговой сваркой

На Рис. 2 представлена макроструктура сварного соединения, выполненного ручной

дуговой сваркой (РДС). Видно, что структуры наплавленного и основного металлов заметно отличаются.

Профиль наплавленного металла представляет собой неправильный четырехугольник со стороной ≈ 8 мм. Зона термического влияния (ЗТВ) слабо выражена и по ширине ≤ 1 мм. Непровары, неметаллические

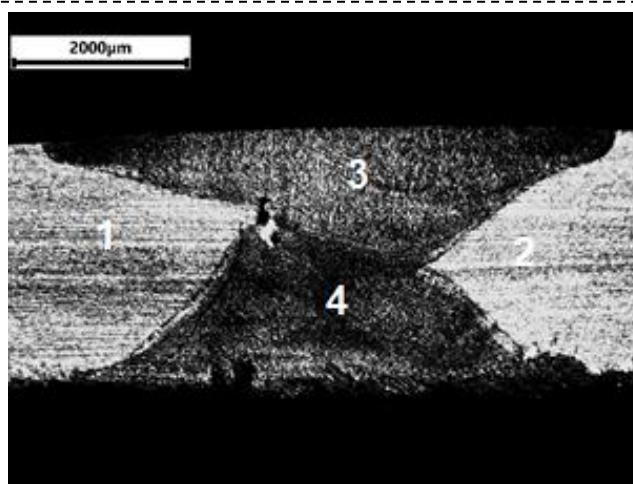
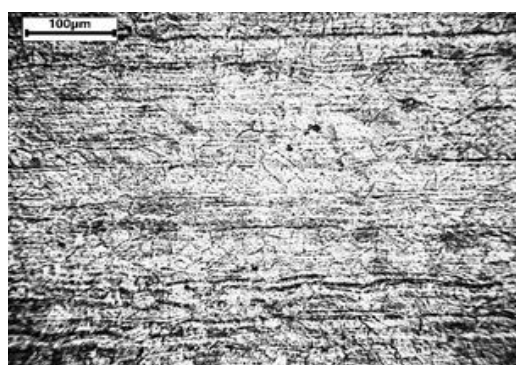


Рис. 4. Макроструктура сварного соединения, выполненного механизированной дуговой сваркой:

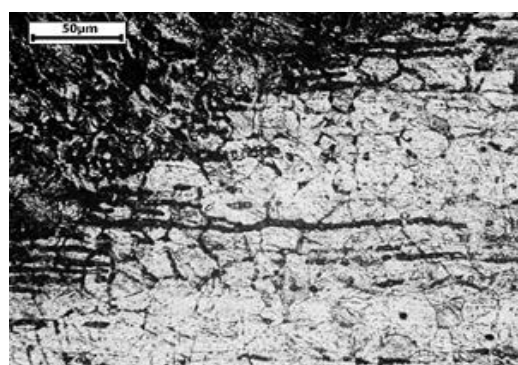
1, 2 – основной металл, 3 – корень шва, 4 – наплавленный валик

Fig. 4. Macrostructure of a weld joint produced by mechanized arc welding:

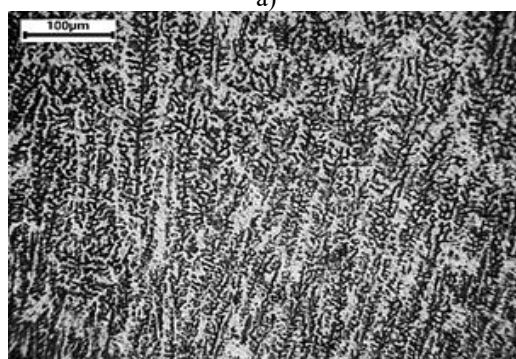
1, 2 – base metal, 3 – weld root, 4 – weld bead



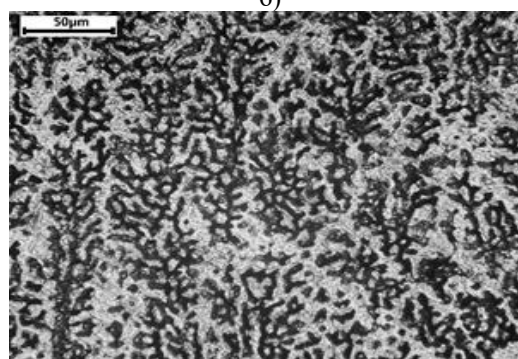
а)



б)



в)



г)

Рис. 5. Микроструктура основных зон сварного соединения:

а, б – основной металл, в, г – металл шва

Fig. 5. Microstructure of the main zones of a welded joint:

а, б – base metal, в, г – weld metal

включения и поры отсутствуют.

Микроструктура металла шва показана на Рис. 3, а. Видно, что она имеет дендритное строение. Толщина дендритов 7–15 мкм, а длина соизмерима с размером наплавленного металла. Дендриты преимущественно ориентированы в направлении границы зоны сплавления.

Микроструктура основного металла на удалении 6–15 мм от зоны термического влияния представлена равноосными слабо сдвоенными аустенитными зернами, средний размер которых 42 ± 8 мкм (Рис. 2, з). В зоне термического влияния (Рис. 3, б и в) происходит переход от

зеренной структуры основного металла (1) к дендритной структуре наплавленного металла (2). Вблизи границы сплавления в зернах аустенита образовалась вторичная пластинчатая фаза – δ -феррит. Ширина ЗТВ не превышает 900 мкм.

Сварные швы, выполненные механизированной дуговой сваркой в аргоне

На Рис. 4 представлена макроструктура сварного соединения, выполненного механизированной дуговой сваркой. Как и в случае с РДС, структуры наплавленного и основного металлов существенно различны.

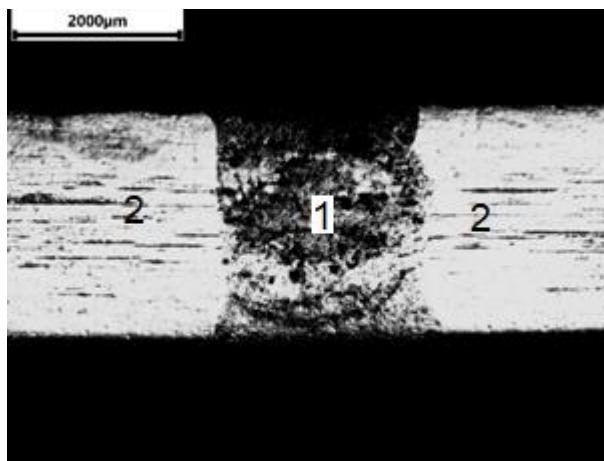


Рис. 6. Макроструктура сварного соединения, выполненного способом лазерной сварки; мощность излучения 700 Вт: 1 – шов, 2 – основной металл

Fig. 6. Macrostructure of a laser-welded joint; 700 W laser power: 1 – weld, 2 – base metal

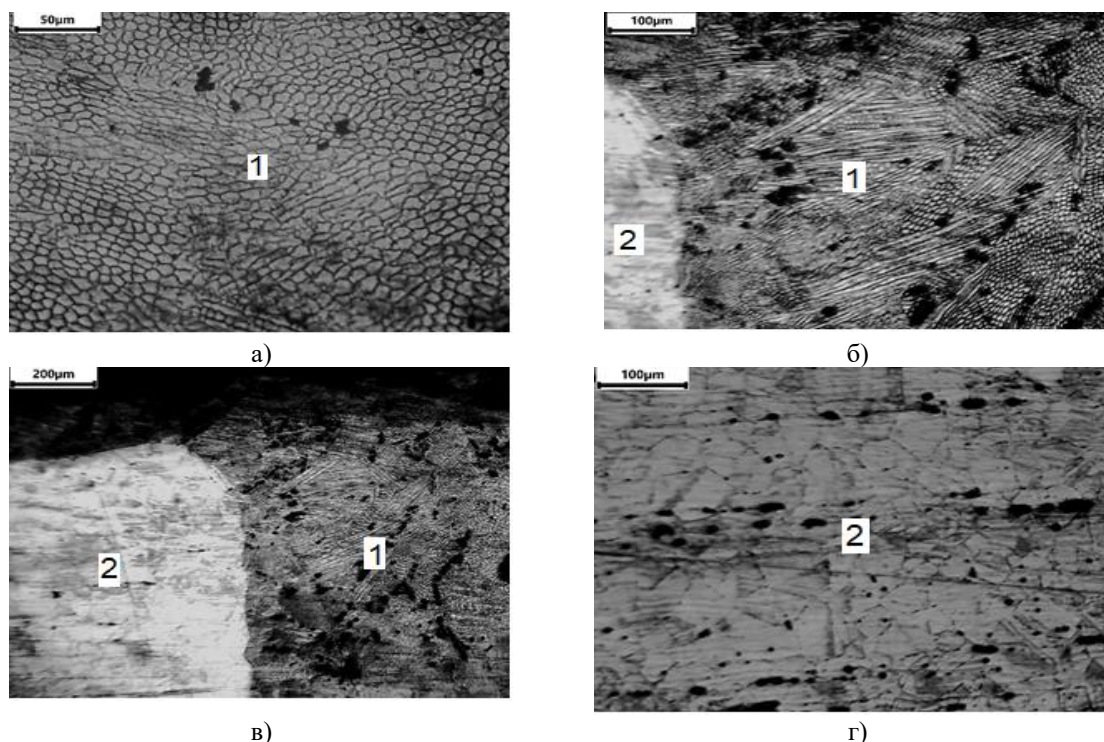


Рис. 7. Микроструктура сварного соединения, выполненного лазерной сваркой; а – металл шва; б и в – металл шва и граница сплавления, г – основной металл

Fig. 7. Microstructure of a welded joint produced by laser welding; а – weld metal; б and в – weld metal and fusion boundary, г – base metal

Наплавленный металл травится сильнее. Структурные элементы в нем имеют вытянутую морфологию. В основном металле просматривается зеренная структура. Зона термического влияния не выделяется, граница сплавления резкая. Вблизи границы сплавления в некоторых случаях видны крупные (> 200 мкм) поры.

Микроструктура основного металла на удалении 5–10 мм от границы сплавления представлена равноосными с четкими границами аустенитными зернами, средний размер которых 37 ± 8 мкм (Рис. 5, а). На расстоянии ≤ 200 мкм от линии сплавления размеры аустенитных зерен могут достигать 70 мкм, а между ними часто наблюдается темная фаза (δ -феррит) с морфологией, близкой к игольчатой (Рис. 5, б).

Металл шва (наплавленный металл) имеет четкое дендритное строение. Дендриты в отличие от сварного соединения, полученного РДС, сильно разветвленные. Междендритные промежутки заполнены слабо травящейся фазой аустенита [16–20].

Сварные швы, выполненные лазерной сваркой

Макроструктурные исследования образцов, изготовленных способом лазерной сварки, показали, что область переплавленного металла (непосредственно шов) имеет четкие границы и ширину ≈ 1 мм (Рис. 6). Зона термического влияния не выявляется. Переплавленный металл сильно травится и имеет грубо пластинчатое строение. Изменение мощности лазерного излучения от 500 Вт до 700 Вт существенного влияния на структуру не оказало.

Микроструктура сварного соединения, выполненного способом лазерной сварки, представлена на Рис. 7. Видно, что непосредственно в металле шва формируется структура двух типов: ячеистая (Рис. 7, а) и пластинчатая (Рис. 7, б и в). Это обусловлено, по-видимому, высокими скоростями нагрева и охлаждения. Граница сплавления резкая без переходного слоя. Основной металл представлен полиэдрическими зернами аустенита, средний размер которых составляет $54,75 \pm 19,71$ мкм.

Выводы:

По результатам структурных исследований образцов сварных соединений, полученных разными способами сварки, установлено следующее:

- микроструктура образцов после ручной дуговой сварки отвечает техническим требованиям. Зона термического влияния резко не выделяется;
- микроструктура образцов после механизированной сварки в среде аргона отвечает техническим требованиям. Зона термического влияния резко не выделяется;
- для образцов после лазерной сварки имеются особенности, заключающиеся в

наличии границы сплавления резкая без переходного слоя. Размер зерна в основном металле и у границы сплавления, и на периферии практически одинаков.

По результатам исследований образцов сварных соединений, произведенных разными способами сварки, можно сделать вывод, что наиболее совершенные соединения получаются при использовании как ручной дуговой, так и механизированной аргонодуговой сварки плавящимся электродом. Перспективы получения удовлетворительных эксплуатационных характеристик сварных соединений с применением лазера есть, но нужно подбирать режим сварки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Стали и сплавы. Марочник: под ред. Сорокина В. Г., Гервасьева М. А. М. : «Интермет Инжиниринг», 2001.
2. Gnyusov S. F., Klimenov V. A., Alkhimov Y.V. [et al.] Formation of the structure of titanium and stainless steel in laser welding // *Welding International*. 2013. Vol. 27. № 4. Pp. 295–299.
3. Попова Н. А., Смирнов А. Н., Никоненко Е. Л. [и др.] Влияние деформации на структурно-фазовое состояние зоны термического влияния в сварном шве стали 12X18H10T // *Известия вузов. Физика*. 2019. Т. 62. № 9(741). С. 48–56.
4. Rafaja D., Krbetschek C., Ullrich C., Martin S. Stacking fault energy in austenitic steels determined by using in situ X-ray diffraction during bending // *J. Appl. Cryst.* 2014. Vol. 47. Pp. 936–947.
5. Смирнов А. Н., Попова Н. А., Абабков Н. В. [и др.] Влияние длительных температурно-силовых воздействий на структурно-фазовое состояние сварного шва в стали 12X18H10T // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2018. Т. 15. № 3. С. 434–441.
6. Ullrich C., Eckner R., Krüger L. [et al.] Interplay of microstructure defects in austenitic steel with medium stacking fault energy // *Materials Science & Engineering A*. 2016. Vol. 649. Pp. 390–399.
7. Cai Z. H., Ding H., Tang Z. Y., Misra R. D. K. Significance of control of austenite stability and transformation mechanisms in medium-manganese transformation-induced plasticity steel // *Materials Science & Engineering A*. 2016. Vol. 676. Pp. 289–293.
8. Конева Н., Киселева С., Попова Н. Эволюция структуры и внутренние поля напряжений. Аустенитная сталь. Германия, LAP LAMBER Academic Publishing, 2017. 148 с.
9. Попова Н. А., Никоненко Е. Л., Порфирьев М. А., Крюков Р. Е. Внутренние напряжения и их источники в сталях с ОЦК-кристаллической решеткой // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2024. Т.

67. № 2. С. 167–175.

10. Смирнов А. Н., Князьков А. Ф., Князьков В. Л. [и др.] Структурно-фазовое состояние, контроль и испытания сварных соединений аустенитных нержавеющей сталей. Кемерово : Сибирская издательская группа, 2021. 248 с.

11. Попова Н. А. Громов В. Е., Никоненко Е. Л. [и др.] Механизмы упрочнения в металлах и сплавах : Учебно-методическое пособие для широкого круга специалистов. Новокузнецк : Полиграфист, 2024. 133 с.

12. Klopotov A., Popova N., Kurgan K. [et al.] Effect of Deformation-Induced Martensitic Transformations in a SMAW Butt Joint of the 304 Stainless Steel on its Strain Field Distributions // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. 2022. Vol. 53. № 3. P. 942–961.

13. Polekhina N., Osipova V., Spiridonova K. [et al.] Thermal stability of microstructure and mechanical properties of high-chromium ferritic-martensitic steel at 450 and 540°C // Materials Characterization. 2025. Vol. 224. Art. 115004.

14. Litovchenko I. Yu., Akkuzin S. A., Polekhina N. A. [et al.] Phase transformation during in situ heating of low-activation austenitic steel // Russian Physics Journal. 2024. Vol. 67. № 10. Pp. 1627–1633.

15. Moallemi M., Kermanpur A., Najafizadeh A. [et al.] Deformation-induced martensitic transformation in a 201 austenitic steel: The synergy of stacking fault

energy and chemical driving force // Mat. Sci. & Eng. A. 2016. Vol. 653. Pp. 147–152.

16. Eskandari M., Zarei-Hanzaki A., Mohtadi-Bonab M.A. [et al.] Grain-orientation-dependent of γ - α' transformation and twinning in a super-high-strength, high ductility austenitic Mn-steel // Mat. Sci. & Eng. A. 2016. Vol. 674. Pp. 514–528.

17. Okayasu M., Tomida S. Phase transformation system of austenitic stainless steels obtained by permanent compressive strain // Mat. Sci. & Eng. A. 2017. Vol. 684. Pp. 712–725.

18. Литовченко И. Ю., Аккузин С. А., Полехина Н. А. [и др.] // Фазовые превращения в малоактивируемой хромомарганцевой аустенитной стали в условиях длительного старения // Металловедение и термическая обработка металлов. 2025. № 2(836). С. 23–33.

19. Чернов В. М., Леонтьева-Смирнова М. В., Можанов Е. М. [и др.] Термическая стабильность микроструктуры 12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей в процессе длительного старения при высоких температурах // Журнал технической физики. 2016. Т. 86. № 2. С. 53–58.

20. Сагарадзе В. В., Уваров А. И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург : РИО УрО РАН, 2013. 720 с.

21. Липпольд Д., Котеки Д. Металлургия сварки и свариваемость нержавеющей сталей: [пер. с англ.] Под ред. Соснина Н. А., Левченко А. М. СПб. : Изд-во Политехн. Ун-та, 2011. 467 с.

© 2026 Авторы. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Об авторах:

Пархоменко Владимир Александрович, аспирант гр. МТа-221 кафедры технологии машиностроения ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева», г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, e-mail: parhomenko@icasi.ru

Смирнов Александр Николаевич, д.т.н., профессор кафедры технологии машиностроения, Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева, г. Кемерово, e-mail: office@kcsk.group, ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-0342-3055>

Данилов Владимир Иванович, д.ф.-м.н., главный научный сотрудник Лаборатории физики прочности ИФПМ СО РАН, г. Томск, e-mail: dvi@ispms.tsc.ru, ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5741-7574>

Абабков Николай Викторович, заведующий кафедрой технологии машиностроения ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева», г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, к.т.н., доцент, e-mail: n.ababkov@rambler.ru, ORCID: 0000-0003-0794-8040

Пимонов Максим Владимирович, доцент кафедры технологии машиностроения ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева», г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, к.т.н., e-mail: pimonovmv@kuzstu.ru, ORCID: 0000-0001-9509-4692

Князьков Константин Викторович, доцент кафедры технологии машиностроения ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический университет имени Т. Ф. Горбачева», г. Кемерово, ул. Весенняя, 28, к.т.н., e-mail: koss233@gmail.com, ORCID <https://orcid.org/0000-0001-7008-4244>

Заявленный вклад авторов:

Пархоменко Владимир Александрович – предоставление экспериментальных образцов, выводы, написание текста.

Смирнов Александр Николаевич – научный менеджмент, постановка исследовательской задачи, выводы,

написание текста.

Данилов Владимир Иванович – сбор и анализ данных, экспериментальные исследования, выводы, написание текста.

Абабков Николай Викторович – обзор соответствующей литературы, обработка результатов, написание текста.

Пимонов Максим Владимирович – обзор соответствующей литературы, концептуализация исследования, сбор и анализ данных, выводы, написание текста.

Князьков Константин Викторович – обзор соответствующей литературы, концептуализация исследования, сбор и анализ данных, выводы, написание текста.

Все авторы прочитали и одобрили окончательный вариант рукописи.

Original article

INFLUENCE OF THE WELDING METHOD OF CORROSION-RESISTANT AUSTENITIC 0.12C-18Cr-10Ni-Ti STEEL ON THE STRUCTURAL STATE

Vladimir A. Parhomenko¹, Nikolay V. Ababkov¹, Vladimir I. Danilov², Aleksandr N. Smirnov¹, Maxim V. Pimonov¹, Konstantin V. Knyaz'kov¹

¹ T. F. Gorbachev Kuzbass State Technical University

² Institute of Strength Physics and Materials Science of the SB RAS

* for correspondence: n.ababkov@rambler.ru



Article info

Received:

16 March 2026

Accepted for publication:

15 June 2026

Accepted:

01 July 2026

Keywords: manual arc welding, laser welding, structural condition, corrosion-resistant steel, austenitic grade, mechanized welding

Abstract.

This paper presents the results of a study of welded joints made from 0.12C-18Cr-10Ni-Ti steel blanks in the fusion line zone on both the base metal side and the weld metal side (deposited metal) after manual arc welding (MMA) using standard technology, after semiautomatic argon welding, and after laser welding. Under real-world operating conditions, most welded joints made from corrosion-resistant austenitic steels operate in aggressive environments and under increased loads, which can lead to damage accumulation and elastic-plastic deformation. Furthermore, welded joints of technical devices of hazardous industrial facilities (TDHF) after installation (repair), according to Rostekhnadzor guidelines, must undergo hydraulic testing with elevated pressure or loads exceeding the design load by up to 25% before being put into operation. Corrosion-resistant steels are readily weldable, but specific grades require the development of specialized technologies. The thermal cycle of welding results in complex physical and chemical processes associated with phase transformations and localized structural changes in the metal's heat-affected zone (HAZ). These processes often lead to undesirable effects, such as grain growth, alloying element segregation, intermetallic formation, and, consequently, reduced performance. Based on studies of welded joint samples produced by various methods, it can be concluded that the most advanced joints are produced using both manual arc welding and semiautomatic argon-arc welding with a consumable electrode. Laser welding offers potential for achieving satisfactory performance characteristics in welded joints, but careful selection of the welding mode is necessary.

For citation: Parhomenko V.A., Ababkov N.V., Danilov V.I., Smirnov A.N., Pimonov M.V., Knyaz'kov K.V. Influence of the welding method of corrosion-resistant austenitic 0.12C-18Cr-10Ni-Ti steel on the structural state *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*=Bulletin of the Kuzbass State Technical University. 2026; 3(175):15-24. (In Russ., abstract in Eng.). DOI: 10.26730/1999-4125-2026-3-15-24, EDN: IBZETB

REFERENCES

1. Steels and alloys. Brand book: edited by Sorokin V.G., Gervasyev M.A. Moscow: "Internet Engineering"; 2001.
2. Gnyusov S.F., Klimenov V.A., Alkhimov Y.V. et al. Formation of the structure of titanium and stainless steel in laser welding. *Welding International*. 2013; 27(4):295-299.
3. Popova N.A., Smirnov A.N., Nikonenko E.L. [et al.] The influence of deformation on the structural-phase state of the heat-affected zone in the weld of 12Kh18N10T steel. *Bulletin of universities. Physics*. 2019; 62(9 (741):48-56.
4. Rafaja D., Krbetschek C., Ullrich C., Martin S. Stacking fault energy in austenitic steels determined using in situ X-ray diffraction during bending. *J. Appl. Cryst.* 2014; 47:936-947.
5. Smirnov A.N., Popova N.A., Ababkov N.V. [et al.] The influence of long-term temperature and force effects on the structural and phase state of a weld in 12Kh18N10T steel. *Fundamental Problems of Modern Materials Science*. 2018; 15(3):434-441.
6. Ullrich C., Eckner R., Krüger L. et al. Interplay of microstructure defects in austenitic steel with medium stacking fault energy. *Materials Science & Engineering A*. 2016; 649:390-399.
7. Cai Z.H., Ding H., Tang Z.Y., Misra R.D.K. Significance of control of austenite stability and transformation mechanisms in medium-manganese transformation-induced plasticity steel. *Materials Science & Engineering A*. 2016; 676:289-293.
8. Koneva N., Kiseleva S., Popova N. Structure evolution and internal stress fields. Austenitic steel. Germany, LAP LAMBER Academic Publishing. 2017. 148 p.
9. Popova N.A., Nikonenko E.L., Porfiryev M.A., Kryukov R.E. Internal stresses and their sources in steels with a bcc crystal lattice. *News of higher educational institutions. Ferrous metallurgy*. 2024; 67(2):167-175.
10. Smirnov A.N., Knyazkov A.F., Knyazkov V.L. [et al.] Structural and phase state, control and testing of welded joints of austenitic stainless steels. Kemerovo: Siberian Publishing Group; 2021. 248 p.
11. Popova N.A., Gromov V.E., Nikonenko E.L. [et al.] Hardening Mechanisms in Metals and Alloys: A Textbook for a Wide Range of Specialists. Novokuznetsk: Polygraphist; 2024. 133 p.
12. Klopotov A., Popova N., Kurgan K. [et al.] Effect of Deformation-Induced Martensitic Transformations in a SMAW Butt Joint of the 304 Stainless Steel on its Strain Field Distributions. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2022; 53(3):942-961.
13. Polekhina N., Osipova V., Spiridonova K. [et al.] Thermal stability of microstructure and mechanical properties of high-chromium ferritic-martensitic steel at 450 and 540°C. *Materials Characterization*. 2025; 224:115004.
14. Litovchenko I.Yu., Akkuzin S.A., Polekhina N.A. [et al.] Phase transformation during in situ heating of low-activation austenitic steel. *Russian Physics Journal*. 2024; 67(10):1627-1633.
15. Moallemi M., Kermanpur A., Najazadeh A. [et al.] Deformation-induced martensitic transformation in a 201 austenitic steel: The synergy of stacking fault energy and chemical driving force. *Mat. Sci. & Eng. A*. 2016; 653:147-152.
16. Eskandari M., Zarei-Hanzaki A., Mohtadi-Bonab M.A. [et al.] Grain-orientation-dependent of γ - ϵ - α' transformation and twinning in a super-high-strength, high ductility austenitic Mn-steel. *Mat. Sci. & Eng. A*. 2016; 674:514-528.
17. Okayasu M., Tomida S. Phase transformation system of austenitic stainless steels obtained by permanent compressive strain. *Mat. Sci. & Eng. A*. 2017; 684:712-725.
18. Litovchenko I.Yu., Akkuzin S.A., Polekhina N.A. [et al.] Phase transformations in low-activation chromium-manganese austenitic steel under long-term aging conditions. *Metallurgy and heat treatment of metals*. 2025; 2(836):23-33.
19. Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V., Mozhanov E.M. [et al.] Thermal stability of the microstructure of 12% chromium ferritic-martensitic steels during long-term aging at high temperatures. *Journal of Technical Physics*. 2016; 86(2):53-58.
20. Sagaradze V.V., Uvarov A.I. Hardening and Properties of Austenitic Steels. Ekaterinburg: RIO URO RAS; 2013. 720 p.
21. Lippold D., Koteki D. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels: [translated from English]. Edited by Sosnin N.A., Levchenko A.M. St. Petersburg: Publishing House of the Polytechnic University; 2011. 467 p.

© 2026 The Authors. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).

The authors declare no conflict of interest.

About the authors:

Vladimir A. Parkhomenko, postgraduate student, group MTa-221, Department of Mechanical Engineering Technology, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Kemerovo, Vesennaya St., 28, e-mail: parhomenko@icasi.ru

Aleksandr N. Smirnov, Doctor of Engineering, Professor, Department of Mechanical Engineering Technology, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Kemerovo, e-mail: office@kcsk.group, ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-0342-3055>

Vladimir I. Danilov, Doctor of Physics and Mathematics, Chief Researcher of the Laboratory of Strength Physics of the Institute of Physics of Physics SB RAS, Tomsk, e-mail: dvi@ispms.tsc.ru, ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5741-7574>

Nikolay V. Ababkov, Head of the Department of Mechanical Engineering Technology, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Kemerovo, Vesennaya St., 28, PhD in Engineering (Cand. of Sc.), Associate Professor, e-mail: n.ababkov@rambler.ru, ORCID: <http://orcid.org/0000-0003-0794-8040>

Maxim V. Pimonov, Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering Technology, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Kemerovo, Vesennaya St., 28, PhD in Engineering (Cand. of Sc.), e-mail: pimonovmv@kuzstu.ru, ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9509-4692>

Konstantin V. Knyaz'kov, Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering Technology, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University, Kemerovo, Vesennaya St., 28, PhD in Engineering (Cand. of Sc.), e-mail: koss233@gmail.com, ORCID <https://orcid.org/0000-0001-7008-4244>

Contribution of the authors:

Vladimir A. Parkhomenko – provision of experimental samples, conclusions, and writing.

Aleksandr N. Smirnov – scientific management, formulation of the research problem, conclusions, and writing.

Vladimir I. Danilov – data collection and analysis, experimental studies, conclusions, and writing.

Nikolay V. Ababkov – review of relevant literature, processing of results, and writing.

Maxim V. Pimonov – review of relevant literature, conceptualization of the study, collection and analysis of data, conclusions, writing the text.

Konstantin V. Knyaz'kov – review of relevant literature, conceptualization of the study, collection and analysis of data, conclusions, writing the text.

All authors have read and approved the final manuscript.

