



УДК 621.791.927.5:620.178

DOI 10.17073/0368-0797-2024-4-433-439



Оригинальная статья
Original article

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ

Г. В. Шляхова[✉], В. И. Данилов

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/4)

✉ shgv@ispms.ru

Аннотация. Наплавка, как и сварка, связана с нагревом металлов в широком интервале температур и последующим охлаждением нагретых зон с разными скоростями. Это приводит к сложным структурным и фазовым изменениям, имеющим определяющее значение для эксплуатационных свойств соединения защищаемый материал – покрытие. Строение и свойства зоны сплавления этих двух материалов зависят от степени проплавления, характера возникающих промежуточных слоев и диффузии углерода в приграничных участках. При наплавке на низкоуглеродистую сталь, в зависимости от состава наплавляемого металла, в зоне сплавления могут получаться структуры с преобладающим количеством мартенсита или аустенита в зависимости от содержания углерода. В работе исследовали структуру и механические свойства биметаллического соединения углеродистая сталь – нержавеющая сталь в зависимости от режимов электродуговой наплавки (под флюсом за один проход, в аргоне за один и два прохода). Установлено, что структурно-фазовый состав наплавленного металла – аустенит, мелкодисперсные карбиды и игольчатая составляющая. Структура наплавленного в аргоне за один проход слоя является более однородной и не содержит макродефектов. Микротвердость плавно увеличивается по глубине наплавленного слоя. В результате наплавки в аргоне за два прохода соединение имеет однородную микроструктуру, но в слое образуется большое количество микродефектов, которые в дальнейшем могут привести к образованию трещины вблизи границы сплавления. При наплавке под флюсом скорость нагрева и удельное тепловложение недостаточны, поэтому наплавочная ванна плохо перемешивается, что приводит к неоптимальной структуре и формированию термических напряжений на границе сплавления и к формированию неоднородного по структуре и микротвердости покрытия.

Ключевые слова: электродуговая наплавка, проволока, структура, микротвердость, дефекты, мартенсит, видманштетт, скан-изображения

Благодарности: Работа выполнена в соответствии с государственным заданием Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, тема номер FWRW-2021-0011.

Для цитирования: Шляхова Г.В., Данилов В.И. Исследование влияния электродуговой наплавки на структуру и свойства покрытий. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(4):433–439. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-433-439>

EFFECT OF ELECTRIC ARC SURFACING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF COATINGS

G. V. Shlyakhova[✉], V. I. Danilov

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

✉ shgv@ispms.ru

Abstract. Surfacing, like welding, is associated with heating metals in a wide range of temperatures and subsequent cooling of heated zones at different rates. This leads to complex structural and phase changes that are crucial for operational properties of the “protected material – coating” joint. The structure and properties of the alloyage zone of these two materials depend on the degree of penetration, nature of the intermediate layers that arise, and carbon diffusion in the boundary areas. When surfacing on low-carbon steel, depending on the composition of the deposited metal, the structures with a predominant amount of martensite or austenite can be obtained in the alloyage zone, depending on carbon content. The structure and mechanical properties of the bimetallic joint between carbon steel and stainless steel were studied depending on the modes of electric arc surfacing (submerged arc surfacing in one pass, in argon for one and two passes). It was established that the structural and phase composition of the deposited metal is austenite, finely dispersed carbides and a needle component. The structure of the layer deposited in argon in one pass is more homogeneous and does not contain defects. The microhardness increases smoothly along the depth of the deposited layer. As a result of surfacing in argon in two passes, the joint has a homogeneous microstructure, but a large number of microdefects are formed in the layer, which can further lead to the formation of a crack near the alloyage boundary. In submerged surfacing, the heating rate and specific heat input are insufficient, therefore, the surfacing bath is

poorly mixed, which leads to a suboptimal structure and the formation of thermal stresses at the alloy boundary and to the formation of a coating that is heterogeneous in structure and microhardness.

Keywords: electric arc welding, wire, structure, microhardness, defects, martensite, widmanstatten structure, scanned images

Acknowledgements: The work was performed in accordance with the state assignment of the Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Science, subject no. FWRW-2021-0011.

For citation: Shlyakhova G.V., Danilov V.I. Effect of electric arc surfacing on the structure and properties of coatings. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(4):433–439. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-433-439>

ВВЕДЕНИЕ

Во многих отраслях промышленности (химическая, атомная, авиационно-космическая и др.) конструктивная прочность контролируется стойкостью материалов к агрессивным средам. Технически эта задача полностью решается использованием коррозионностойких материалов [1 – 3]. Однако из экономических соображений такое решение может быть нерациональным, например, при перекачке охладителей второго контура на атомных станциях. Если для изготовления трубопроводов обязательно необходима коррозионностойкая сталь, то для запорной арматуры и ряда деталей насосов можно применять качественные углеродистые стали [4], нанося на соприкасающиеся с хладагентом поверхности антикоррозионные покрытия [5 – 7]. Наиболее широко распространенным и эффективным методом нанесения таких покрытий является электродуговая наплавка [8 – 12].

В настоящее время научные основы электродуговой наплавки хорошо известны, существуют многочисленные модификации данного метода. Электродуговая наплавка легко механизмуется и поэтому обеспечивает высокую производительность труда. Она позволяет с достаточной равномерностью нанести на поверхность слоя металла с нужными физико-механическими свойствами и выполнить тем самым поставленную технологическую задачу [13; 14]. В настоящем исследовании было необходимо обеспечить защиту запорной арматуры из малоуглеродистой стали от агрессивной жидкости. Затруднения возникли, когда пришлось переходить от ранее используемых наплавочных материалов к другим.

Наплавка, как и сварка, связана с нагревом металлов в широком интервале температур и последующим охлаждением нагретых зон с разными скоростями. Это приводит к сложным структурным и фазовым изменениям, которые имеют определяющее значение для эксплуатационных свойств соединения защищаемый материал – покрытие [15]. Покрытие образуется при кристаллизации жидкого электродного и оплавленного основного металла, приобретая литое строение. Большое значение для свойств и работоспособности покрытия имеет характер участка сплавления наплавленного слоя с основой, особенно, если они различны по составу и структурному классу сталей. Участок сплавления определяет надежность связи наплавленного металла

с основным [14 – 16]. Основным металлом является низкоуглеродистая сталь, а наплавленным – нержавеющая сталь. Строение и свойства участка сплавления этих двух материалов будут зависеть от степени проплавления, характера возникающих промежуточных слоев и диффузии углерода в приграничных участках [17; 18]. При наплавке на низкоуглеродистую сталь, в зависимости от состава наплавленного металла, в зоне сплавления могут получаться структуры с преобладающим количеством мартенсита или аустенита в зависимости от содержания углерода. Наплавленный металл в зависимости от содержания хрома и никеля может иметь аустенитную или аустенитно-ферритную структуру. При недостаточном содержании никеля и хрома металл наплавки может иметь вторичную аустенитно-мартенситную структуру [4; 8; 19]. На свойства металла наплавки и на образующуюся структуру наплавленного слоя большое влияние оказывает перемешивание основного и электродного металлов. Обычно стремятся к небольшому перемешиванию наплавленного металла с основным. При наплавке нержавеющих сталей на нелегированную сталь часто образуется резко выраженная переходная зона между наплавленным и основными металлами достаточной большой ширины [20; 21].

В настоящей работе изучалось влияние различных способов электродуговой наплавки на структуру и механические свойства биметаллического соединения углеродистая сталь – нержавеющая сталь.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТА

В работе исследовали структуру и свойства наплавленных покрытий, полученных механизированной наплавкой плавящимися электродами из нержавеющей проволоки системы легирования Fe–C–Cr–Ni–Si–Mn сплошного сечения диаметром 1,8 мм с разным количеством наплавленных слоев по следующим вариантам: наплавка под флюсом, один проход; наплавка в аргоне, один проход; наплавка в аргоне, два прохода. Химический состав проволоки системы Fe–C–Cr–Ni–Si–Mn следующий, мас. %: $\leq 0,12$ C; $\sim 15,0$ Cr; $\sim 0,8$ Mn; $\sim 4,5$ Si; $\sim 8,5$ Ni; $< 0,04$ S; $< 0,04$ P; остальное – железо.

Наплавку осуществляли на образцы качественной углеродистой стали 20 размерами $50 \times 15 \times 10$ мм.

Для исследования микроструктуры были изготовлены поперечные шлифы на каждом образце после каждого режима. При изготовлении шлифов исполь-

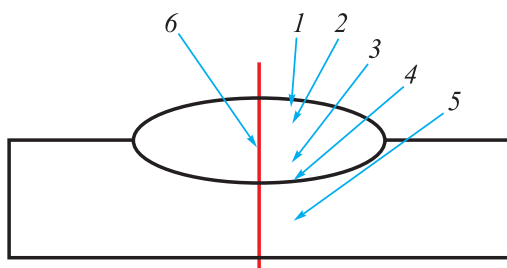


Рис. 1. Схема характерных участков соединения для проведения металлографических исследований:

1 – наплавленный валик; 2 – верхняя часть наплавленного металла; 3 – нижняя часть наплавленного металла; 4 – зона сплавления валика и основного металла; 5 – основной металл; 6 – линия измерения микротвердости

Fig. 1. Diagram of typical connection zones for metallographic studies:

1 – deposited roller; 2 – the upper part of deposited metal; 3 – the lower part of deposited metal; 4 – alloyage zone of roller and base metal; 5 – base metal; 6 – microhardness measuring line

зовали механическую шлифовку, механическую полировку на алмазном синтетическом материале с переходом от крупного алмазного порошка к мелкому и химическое травление [8; 10; 22]. Исследования структуры и измерение микротвердости соединения покрытия – основной металл полированных образцов выполняли в соответствии со схемой, представленной на рис. 1.

Структурные исследования проводили методами оптической (ОМ) и атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопах Neophot-21 и Solver PH47-PRO [22]. Измерения микротвердости проводили на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,1 Н.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Визуальный осмотр непротравленных шлифов, выполненных по трем вариантам, показал, что макродефекты в виде пор и трещин в наплавленных слоях не обнаружены. Однако полученные на атомно-силовом микроскопе (АСМ) скан-изображения поверхности протравленных шлифов показали, что при всех режимах наплавки преимущественно по границе сплавления нержавеющая сталь – сталь 20 присутствуют редкие одиночные микродефекты в виде пор сферической формы (рис. 2). Построенные методом секущих профилограммы позволили определить их морфологию и размеры. Максимальные размеры микрополости в продольном и поперечном измерении составили 10 и 15 мкм. Однако заметим, что из-за малости своих размеров они не относятся к дефектам наплавки.

Структура основного металла (область 5) во всех случаях соответствует структуре низкоуглеродистой стали 20 (рис. 3), она представлена полиэдрическими зернами феррита и перлита, средний размер зерна составил примерно 52 мкм, что соответствует 5 ÷ 6 номеру зерна. Микротвердость составила $HV_{0,1} = 1320$ МПа.

Наплавленный металл, сформированный во всех трех вариантах наплавки, условно можно разделить на четыре области. Толщина областей меняется в зависимости от режима наплавки. Точка 4 соответствует границе сплавления (темная прослойка (рис. 4)) и зоны

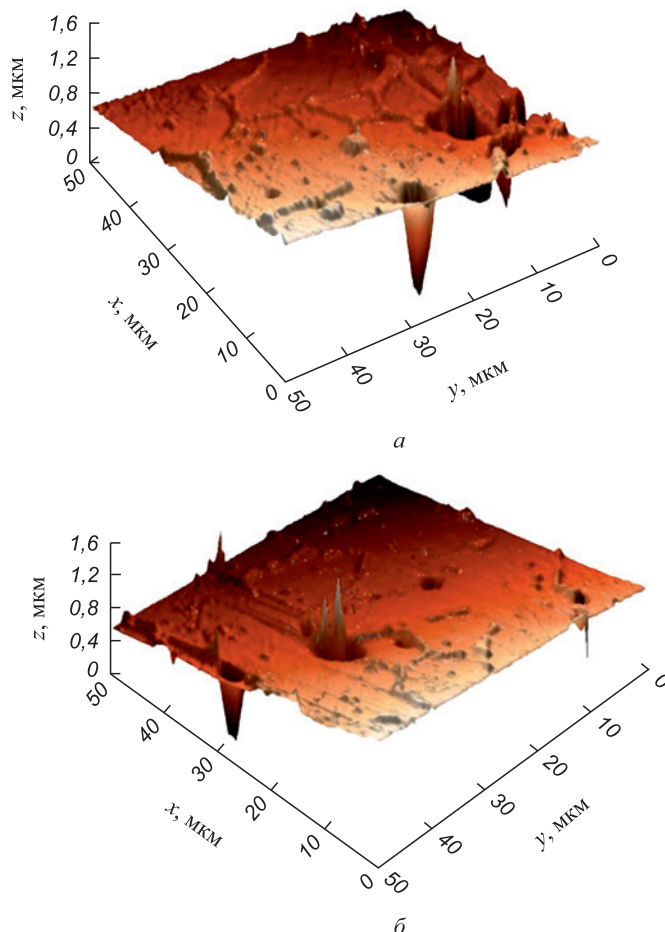


Рис. 2. Топография дефектов вблизи границы сплавления (АСМ) (3D изображения)

Fig. 2. Topography of defects near the alloyage boundary (AFM) (3D images)

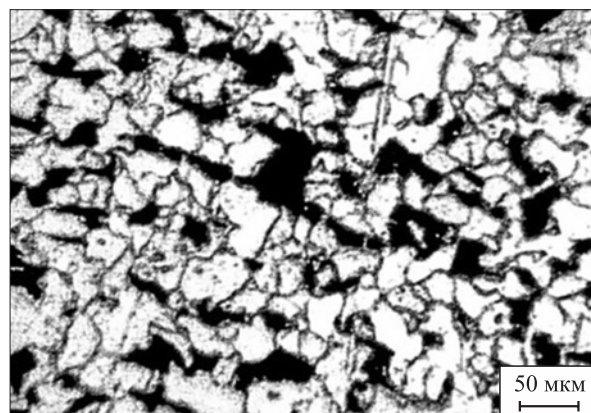


Рис. 3. Структура стали 20

Fig. 3. Structure of 20 steel

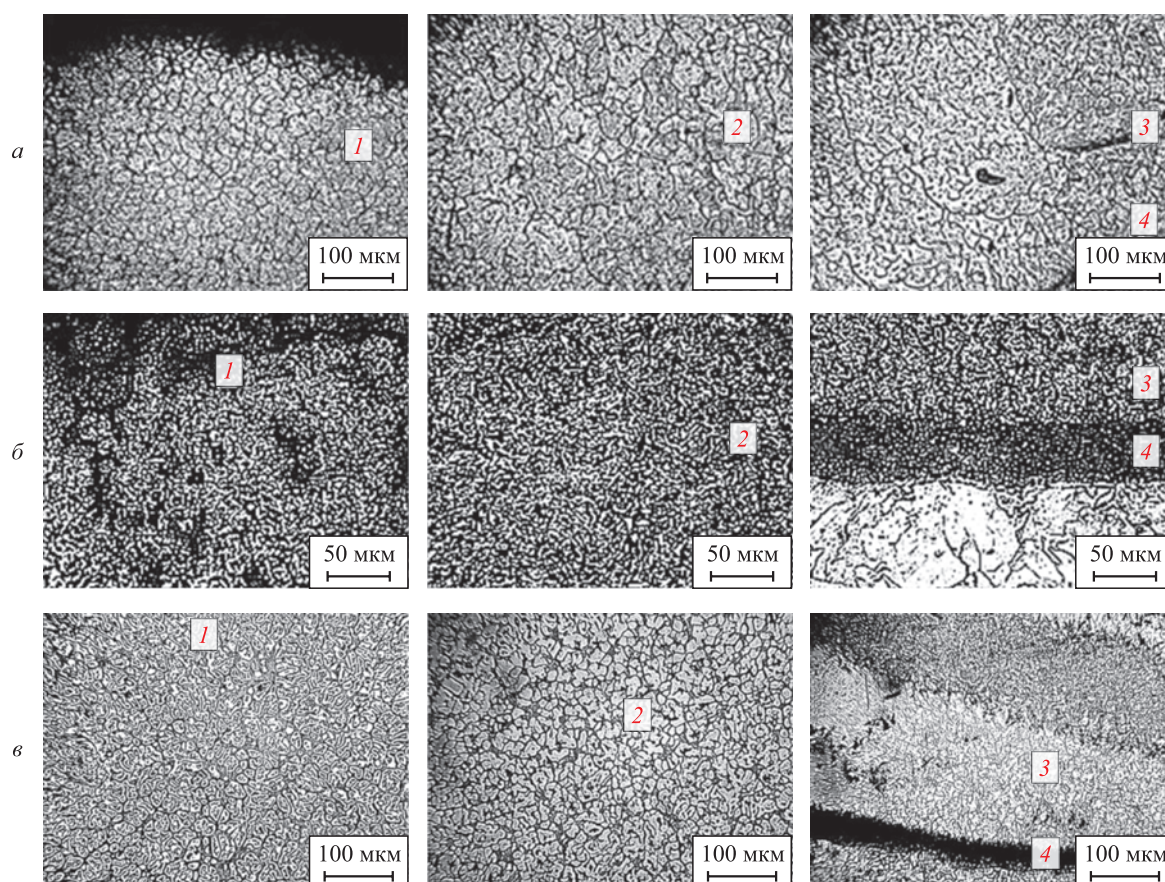


Рис. 4. Структура наплавленного слоя (см. рис. 1), выполненного по варианту 1 – 3 (а – в):

1 – наплавленный валик; 2 – верхняя часть наплавленного металла; 3 – нижняя часть наплавленного металла; 4 – зона сплавления валика и основного металла

Fig. 4. Structure of deposited layer (Fig. 1), made according to option 1 – 3 (a – v):

1 – deposited roller; 2 – the upper part of deposited metal; 3 – the lower part of deposited metal; 4 – alloyage zone of roller and base metal

термического влияния (ЗТВ). В ЗТВ наблюдается видманштеттова структура, которая прилегает к границе сплавления. Непосредственно у линии сплавления выявлен обезуглероженный слой с наиболее низкой твердостью ($HV_{0,1} = 1000$ МПа), толщина которого составила, соответственно, у образца по выполненному варианту 1 примерно 100 мкм и по варианту 2 – максимум до 120 мкм. В образце, наплавленном по режиму 3, обезуглероженный слой не выявлен, местами встречаются небольшие очень редкие участки глубиной максимум до 15 мкм.

В наплавке, выполненной по варианту 1, фазовый состав представлен в основном аустенитом с разной морфологией и разным размером структурных элементов (рис. 4, а). Протяженность характерных участков соединения (ΔL) и определенные в них значения микротвердости указаны в таблице (отсчет от верхней (свободной) поверхности наплавки, см. схему рис. 1). В области 3 зерна аустенита содержат игольчатую составляющую, которую невозможно точно идентифицировать. Вероятнее всего, это мартенситные иглы, что подтверждается высокими значениями микротвердости (рис. 5):

Значения микротвердости в наплавленном слое

Values of microhardness in deposited layer

Область	$HV_{0,1}$, МПа	ΔL , мкм	$HV_{0,1}$, МПа	ΔL , мкм	$HV_{0,1}$, МПа	ΔL , мкм
	Вариант 1		Вариант 2		Вариант 3	
1	3300	1680	2060	1000	2800	4200
2	3550	1400	2500	3500	3000	3900
3	5100	2100	3100	1050	3500	2100
4	6500	8	4200	60	4600	50

микротвердость области 3 почти в два раза выше, чем областей 1 и 2, и достигает $HV_{0,1} \approx 6500$ МПа. Вблизи границы раздела выявлены единичные микрополости.

Микроструктура наплавленного металла в соединении, полученном по варианту 2, более однородная, чем у образца, полученного по варианту 1 (рис. 4, б). Микротвердость достаточно плавно меняется по глубине и максимального значения достигает только у границы сплавления (рис. 5, таблица). Зона сплавления (сильно травящаяся область 4) имеет толщину ≈ 60 мкм и твердость в 1,5 раза выше, чем в среднем по наплавленному металлу, однако существенно ниже, чем в образце, наплавленному по режиму 1 (6500 МПа). Фазовый состав наплавленного металла: аустенит, мелкодисперсные карбиды. Вблизи границы сплавления появляется игольчатая составляющая. В целом соединение, полученное по варианту 2, является наиболее совершенным. В нем отсутствуют дефекты типа микротрещин в наплавленном металле и по границе сплавления.

Структура наплавленного металла, выполненная по варианту 3, более однородная, чем образца, полученного по варианту 1, и близка к структуре наплавки образца по варианту 2 несмотря на то, что здесь применена наплавка в два прохода (рис. 4, в). Микротвердость в основной части наплавки (более 80 %) существенно не меняется по глубине. На оставшихся 20 % толщины наплавки она возрастает примерно на 15 % и достигает максимума в приграничной области (см. таблицу). Сама граница (сильно травящаяся область) имеет толщину около 50 мкм и твердость в 1,5 выше, чем в среднем по наплавленному металлу (рис. 5). В целом соединение 3 имеет неплохую однородную микроструктуру, но в наплавленном металле вблизи границы образовалось наибольшее количество микрополостей.

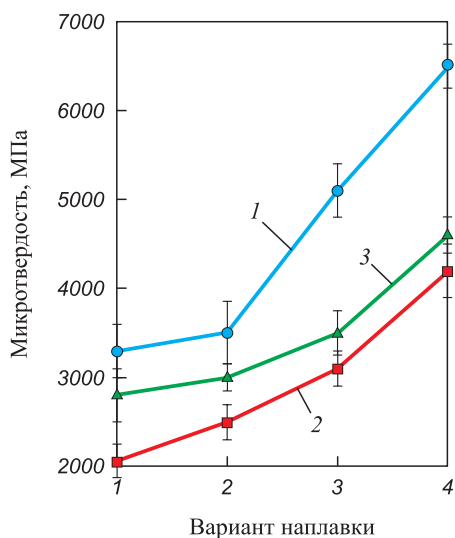


Рис. 5. Зависимость микротвердости наплавленного слоя от способа наплавки

Fig. 5. Dependence of microhardness of deposited layer on surfacing method

Наплавка под флюсом (вариант 1) приводит к формированию неоднородного по структуре и по микротвердости покрытия. Вблизи линии сплавления с основным металлом в покрытии обнаруживаются единичные микрополости. В этой части покрытия наблюдается повышенное содержание закалочной (игольчатой) структуры.

На основе макро- и микроструктурного анализа наплавленных слоев установлено, что наиболее совершенным по структуре является образец, выполненный по варианту 2 – при наплавке в аргоне за один проход. Структура наплавленного металла – аустенит, мелкодисперсные карбиды и игольчатая составляющая вблизи границы сплавления. Микротвердость наплавленного слоя плавно меняется по глубине и достигает максимальных значений только на границе сплавления. Микродефекты отсутствуют.

Анализ структурно-фазового состава металла, наплавленного по варианту 3 – при наплавке в аргоне за два прохода, показал, что соединение имеет хорошую однородную микроструктуру, однако в слое, наплавленном в первом проходе вблизи границы сплавления выявлено наибольшее количество микрополостей. Здесь же обнаружено повышенное содержание игольчатой составляющей и, как следствие, повышенная микротвердость.

Выводы

Установлено, что при наплавке происходит диффузия углерода в наплавляемый металл, которая приводит к формированию карбидов и возникновению закалочных структур в наплавленном металле (игольчатая структура). В зоне термического влияния образуется видманштеттова структура с тонкими иглами, отходящими от ферритных пластин. Структура основного металла феррито-перлитная.

При наплавке под флюсом скорость нагрева и удельное тепловложение недостаточные, поэтому наплавочная ванна плохо перемешивается, что приводит к неоптимальной структуре и формированию термических напряжений на границе сплавления. Аналогичная ситуация складывается при наплавке в два прохода, когда нижний слой не полностью проплавляется.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Сидоров В.П., Мельзитдинова А.В. Методика определения требований к точности параметров сварки. *Сварка и диагностика*. 2014;(3):10–13.
Sidorov V.P., Mel'zitdinova A.V. The methodology for determining the requirements for the accuracy of welding parameters. *Svarka i diagnostika*. 2014;(3):10–13. (In Russ.).
2. Борисова А.Л., Миц И.В., Кайда Т.В., Дзыкович И.Я., Коржик В.Н. Структура и свойства электродуговых покрытий на основе ферробора, полученных из порошковых проволок. *Автоматическая сварка*. 1991;(9(462)):66–68.

- Borisova A.L., Mits I.V., Kaida T.V., Dzykovich I.Ya., Korzhik V.N. Structure and properties of ferroboration-based electric arc coatings obtained from powder wires. *Avtomaticheskaya svarka*. 1991;(9(462)):66–68. (In Russ.).
3. Скобло Т.С., Тихонов А.В., Рыбалко И.Н. Новый способ восстановления деталей. *Автомобильный транспорт*. 2012;(31):124–128.
Skoblo T.S., Tikhonov A.V., Rybalko I.N. New method for parts restoration. *Avtomobil'nyi transport*. 2012;(31):124–128. (In Russ.).
4. Ивашко В.С., Кураш В.В., Кудина А.В. Формирование качественных износостойких металлопокрытий способом электродуговой наплавки в ультразвуковом поле с введением в расплав твердосплавной порошковой присадки. *Теория и практика машиностроения*. 2003;(2):77–81.
Ivashko V.S., Kurash V.V., Kudina A.V. Formation of high-quality wear-resistant metal coatings by electric arc surfacing in an ultrasonic field with introduction of a carbide powder additive into the melt. *Teoriya i praktika mashinostroeniya*. 2003;(2):77–81. (In Russ.).
5. Козырев Н.А., Кибко Н.В., Уманский А.А., Титов Д.А., Соколов П.Д. Повышение качества наплавленного слоя прокатных валков за счет оптимизации состава порошковых проволок. *Сварочное производство*. 2017;(7):29–34.
Kozyrev N.A., Kibko N.V., Umanskii A.A., Titov D.A., Sokolov P.D. Improving the quality of deposited layer of rolling rolls by optimizing the composition of powder wires. *Svarochnoe proizvodstvo*. 2017;(7):29–34. (In Russ.).
6. Кузнецов М.А., Зернин Е.А., Колмогоров Д.Е., Шляхова Г.В., Данилов В.И. Строение, морфология и дисперсность металла, наплавленного дуговой сваркой плавящимся электродом в аргоне в присутствии наноструктурированных модификаторов. *Сварка и диагностика*. 2012;(6):8–10.
Kuznetsov M.A., Zernin E.A., Kolmogorov D.E., Shlyakhova G.V., Danilov V.I. Structure, morphology and dispersion of metal deposited by arc welding with a melting electrode in argon in the presence of nanostructured modifiers. *Svarka i diagnostika*. 2012;(6):8–10. (In Russ.).
7. Ильяшенко Д.П., Чинахов Д.А., Данилов В.И., Шляхова Г.В., Готовщечик Ю.М. Physical nature of the processes in forming structures, phase and chemical compositions of medium-carbon steel welds. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2015;91:012006.
<http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/91/1/012006>
8. Кузнецов М.А., Зернин Е.А., Карцев Д.С., Шляхова Г.В., Данилов В.И. Микроструктура сварных соединений, полученных с применением оксигидроксида алюминия. *Сварка и диагностика*. 2016;(4):24–26.
Kuznetsov M.A., Zernin E.A., Kartsev D.S., Shlyakhova G.V., Danilov V.I. Microstructure of welded joints obtained using aluminum oxyhydroxide. *Svarka i diagnostika*. 2016;(4):24–26. (In Russ.).
9. Гусев А.И., Кибко Н.В., Попова М.В., Козырев Н.А., Осетковский И.В. Наплавка порошковыми проволоками систем C – Si – Mn – Mo – V – B и C – Si – Mn – Cr – Mo – V деталей горнорудного оборудования. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017;60(4):318–323.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-4-318-323>
- Gusev A.I., Kibko N.V., Popova M.V., Kozyrev N.A., Osetkovskii I.V. Surfacing of details of mining equipment by powder wires of C – Si – Mn – Mo – V – B and C – Si – Mn – Cr – Mo – V systems. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017;60(4):318–323. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-4-318-323>
10. Гусев А.И., Усольцев А.А., Козырев Н.А., Кибко Н.В., Башенко Л.П. Разработка порошковой проволоки для наплавки деталей, работающих в условиях износа. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(11):898–906.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-11-898-906>
Gusev A.I., Usol'tsev A.A., Kozyrev N.A., Kibko N.V., Bashchenko L.P. Development of flux-cored wire for surfacing of parts operating under conditions of wear. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(11):898–906. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-11-898-906>
11. Świerczyńska A., Varbai B., Pandey Ch., Fydrych D. Exploring the trends in flux-cored arc welding: scientometric analysis approach. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2024;130:87–110.
<https://doi.org/10.1007/s00170-023-12682-6>
12. Гусев А.И., Козырев Н.А., Усольцев А.А., Крюков Р.Е., Михно А.Р. Development of a flux-cored wire for surfacing mining equipment operating in the conditions of shock-abrasive wear. *IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science*. 2018;206:012034.
<https://doi.org/10.1088/1755-1315/206/1/012034>
13. Pańcikiewicz K. Preliminary process and microstructure examination of flux-cored wire arc additive manufactured 18Ni–12Co–4Mo–Ti maraging steel. *Materials*. 2021;14(21):6725. <https://doi.org/10.3390/ma14216725>
14. Moreno J.S., Conde F.F., Correa C.A., Barbosa L.H., da Silva E.P., Avila J., Pinto H.C. Pulsed FCAW of martensitic stainless clads onto mild steel: microstructure, hardness, and residual stresses. *Materials*. 2022;15(8):2715.
<https://doi.org/10.3390/ma15082715>
15. Parshin S., Levchenko A., Wang P., Maistro A. Mathematical analysis of the influence of the flux-cored wire chemical composition on the electrical parameters and quality in the underwater wet cutting. *Advances in Materials Science*. 2021;21(1):77–89. <https://doi.org/10.2478/adms-2021-0006>
16. Чейлях Я.А., Чигарев В.В. Структура и свойства наплавленной износостойкой Fe–Cr–Mn стали с регулируемым содержанием метастабильного аустенита. *Автоматическая сварка*. 2011;(8):20–24.
Cheilyakh Ya.A., Chigarev V.V. Structure and properties of deposited wear-resistant Fe–Cr–Mn steel with a controlled content of metastable austenite. *Avtomaticheskaya svarka*. 2011;(8):20–24. (In Russ.).
17. Mutaşcu D., Karancı O., Mitelea I., Crăciunescu C.M., Buzdugan D., Uțu I.D. Pulsed TIG cladding of a highly carbon-, chromium-, molybdenum-, niobium-, tungsten- and vanadium-alloyed flux-cored wire electrode on duplex stainless steel X2CrNiMoN 22-5-3. *Materials*. 2023;16(13):4557.
<https://doi.org/10.3390/ma16134557>
18. Metlitskii V.A. Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron. *Welding International*. 2008;22(11):796–800. <http://dx.doi.org/10.1080/09507110802593646>
19. Kejžar R., Grum J. Hardfacing of wear-resistant deposits by MAG welding with a flux-cored wire having graphite in its filling. *Welding International*. 2005;20(6):961–976.
<http://dx.doi.org/10.1081/AMP-200060424>

20. Deng X.T., Fu T.L., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Epsilon carbide precipitation and wear behaviour of low alloy wear resistant steels. *Materials Science and Technology*. 2016;32(4):320–327.
<http://dx.doi.org/10.1080/02670836.2015.1137410>
21. Filippov M.A., Shumyakov V.I., Balin S.A., Zhilin A.S., Lehchilo V.V., Rimer G.A. Structure and wear resistance of deposited alloys based on metastable chromium – carbon austenite. *Welding International*. 2015;29(10):819–822.
<https://doi.org/10.1080/09507116.2014.986891>
22. Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Бочкарёва А.В., Ли Ю.В., Зуев Л.Б. Исследование структуры биметалла конструкционная углеродистая сталь – нержавеющая сталь. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(4):300–305. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-300-305>
Shlyakhova G.V., Barannikova S.A., Li Yu.V., Bochkareva A.V., Zuev L.B. Study of the structure of bimetal construction carbon steel – stainless steel. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(4):300–305. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-300-305>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Галина Витальевна Шляхова, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0001-9578-2989

E-mail: shgv@ispms.ru

Владимир Иванович Данилов, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН

ORCID: 0000-0002-5741-7574

E-mail: dvi@ispms.ru

Galina V. Shlyakhova, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-9578-2989

E-mail: shgv@ispms.ru

Vladimir I. Danilov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-5741-7574

E-mail: dvi@ispms.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Г. В. Шляхова – подготовка образцов, проведение исследований, анализ результатов, написание текста статьи.

В. И. Данилов – формулирование концепции работы, обсуждение результатов, подготовка плана статьи.

G. V. Shlyakhova – preparing the samples, conducting the research, analyzing the results, writing the text.

V. I. Danilov – formulating the article concept, discussing the results, preparing an outline for the article.

Поступила в редакцию 27.02.2024

После доработки 15.03.2024

Принята к публикации 25.03.2024

Received 27.02.2024

Revised 15.03.2024

Accepted 25.03.2024