

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

УДК 621.791.75

DOI: 10.34680/2076-8052.2024.3(137).466-477

Поступила в редакцию / Received 06.05.2024

ГРНТИ 45.45.29

Специальность ВАК 1.3.8

Принята к публикации / Accepted 27.08.2024

Научная статья

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ УГЛЕРОДИСТАЯ СТАЛЬ – АУСТЕНИТНАЯ НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ

Шляхова Г. В., Орлова Д. В., Немлиенко Т. С., Сороков Н. Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Томск, Россия)

Аннотация В работе исследовали структуру и механические свойства биметаллического соединения, полученного электродуговой наплавкой высоколегированной нержавеющей стали на углеродистую сталь. Проведённые исследования микроструктуры и измерения микротвердости показали, что со стороны углеродистой стали образуется обезуглероженный слой, со стороны нержавеющей стали высокопрочная белая мартенситная область, а непосредственно на границе сплавления наблюдается прослойка с большой долей карбидной составляющей. Последующий нагрев до 950 °С с выдержкой 1 час приводит к улучшению напряженно-деформированного состояния наплавленного металла, но в мартенситной области у границы сплавления наблюдается рост микротвердости. Для получения оптимальных характеристик необходимо снизить температуру отжига и увеличить его продолжительность.

Ключевые слова: *электродуговая наплавка, высоколегированная проволока, микроструктура, микротвердость, аустенит, карбиды, отжиг*

Для цитирования: Шляхова Г. В., Орлова Д. В., Немлиенко Т. С., Сороков Н. Н. Структура и свойства биметаллического соединения углеродистая сталь – аустенитная нержавеющая сталь, полученного электродуговой наплавкой // Вестник НовГУ. 2024. 3 (137). 466-477. DOI: 10.34680/2076-8052.2024.3(137).466-477

Research Article

STRUCTURE AND PROPERTIES OF A BIMETALLIC COMPOUND OF CARBON AND AUSTENITIC STAINLESS STEEL PRODUCED BY ELECTRIC ARC SURFACING

Shlyakhova G. V., Orlova D. V., Nemlienko T. S., Sorokov N. N.

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (Tomsk, Russia)

Abstract The structure and mechanical properties of a bimetallic joint obtained by electric arc surfacing of high-alloy stainless steel onto carbon steel were investigated. Metallographic studies and microhardness measurements have shown that a decarburized layer is formed on the carbon steel side, a high-strength white martensitic area on the stainless-steel side, and a layer with a large proportion of the carbide component is observed directly at the fusion boundary. Subsequent heating to 950°C with a holding time of 1 hour leads to an improvement in the stress-strain state of the deposited metal, but an increase in microhardness is observed in the martensitic region near the fusion boundary. To obtain optimal characteristics, it is necessary to reduce the annealing temperature and increase its duration.

Keywords: *electric arc surfacing, high-alloy wire, microstructure, microhardness, austenite, carbides, annealing*

For citation: Shlyakhova G. V., Orlova D. V., Nemlienko T. S., Sorokov N. N. Structure and properties of a bimetallic compound of carbon and austenitic stainless steel produced by electric arc surfacing // Vestnik NovSU. 2024. 3 (137). 466-477. DOI: 10.34680/2076-8052.2024.3(137).466-477

Введение

В настоящее время все больше внимания уделяется созданию двухслойных металлических структур из углеродистой стали с нанесенным защитным покрытием из нержавеющей стали. Такие материалы позволяют сочетать хорошую свариваемость, формуемость, пластичность и теплопроводность слоя углеродистой стали с высокой коррозионной стойкостью и стойкостью к истиранию слоя нержавеющей стали. Экономическая целесообразность ввиду экономии легирующих элементов (Cr, Ni) значительно расширяет область их потенциальных применений: сосуды под давлением, теплообменники, элементы энергетического и опреснительного оборудования, и т. д. Методы получения данных объектов достаточно широко представлены. Это – сварка взрывом, диффузионная сварка, вакуумная пайка, сварка в переходной жидкой фазе, горячее прессование, литье и прокатка [1-4].

Весьма перспективна в этом плане технология электродуговой наплавки с помощью сплошных или порошковых плавящихся электродов [1, 5, 6], которая позволяет наносить слои металла с нужными физико-механическими свойствами и геометрическими параметрами. Однако остаются проблемы, связанные с остаточными напряжениями, анизотропией и образованием пор. Как известно, при наплавке или сварке в результате действия источника тепла образуется ванна расплавленного металла, которая после затвердения (кристаллизации) образует металлическую связь с нерасплавленными зонами защищаемой поверхности [7-10]. При этом металл наплавки приобретает либо литую структуру (при однослойной наплавке), либо структуру литого металла, подвергшегося в отдельных зонах дополнительной термической обработке при последующих нагревах (при многопроходной наплавке). При наплавке коррозионностойких сталей на углеродистую сталь в зоне сплавления могут формироваться мартенситные или аустенитно-ферритные структуры в зависимости от содержания и диффузии углерода. При недостаточном содержании никеля и хрома металл наплавки может иметь вторичную аустенитно-мартенситную структуру [6]. Возможность существования таких структур с неизбежностью приводит к формированию сложного напряженного состояния в зоне контакта и вблизи нее. Кроме того, на напряженно деформированное состояние биметалла большое влияние оказывает объем перемешивания основного и присадочного металлов. Все эти факторы, в конечном счете, определяют эксплуатационные свойства покрытия.

Таким образом, для эффективного формирования защитных покрытий на углеродистых сталях требуется не только разработка технологических параметров процесса, но и тщательные исследования структуры и свойств получаемого

материала. В связи с этим, целью настоящей работы явилось исследование структуры и механических свойств соединения углеродистая сталь/нержавеющая высоколегированная сталь в исходном состоянии и после термической обработки.

Методы исследования

В данной работе биметаллические соединения получали электродуговой наплавкой в среде аргона в несколько проходов плавящимся порошковым электродам диаметром 1,5 мм состав которого представлен в таблице 1, на пластину углеродистой стали 20 состава, приведенного в таблице 2. Толщина пластины 8 мм, ширина наплавленного валика 20 мм, высота валика в среднем 10 мм. Для предотвращения растрескивания пластина подогревалась до ~ 300С.

Таблица 1. Химический состав порошковой проволоки, %

C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo	Ti	S	P
≤ 0,12	~18,0	~1,0	~5,0	~9,0	~1,0	~0,2	<0,04	<0,04

Таблица 2. Химический состав основного металла, %

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	As	Fe
0,17 – 0,24	0,17 – 0,37	0,35 – 0,65	до 0,3	до 0,04	до 0,035	до 0,25	до 0,3	до 0,08	~98

Из пластины вдоль оси наплавки электроискровым способом были вырезаны прямоугольные образцы размерами 40×15×3 мм для исследования микроструктуры и измерения микротвердости. Доля наплавленного и основного металла в образцах были сопоставимы. Часть образцов для гомогенизации наплавленного металла и улучшения напряженного состояния были отожжены при температуре 950 0С с выдержкой 1 ч и охлаждением с печью. Для исследования микроструктуры в образцах обоих типов были изготовлены шлифы. При приготовлении шлифов использовались механическая шлифовка, механическая полировка на алмазном синтетическом материале с переходом от крупного алмазного порошка к мелкому и химическое травление [11]. Исследование структуры наплавленного металла и индентирование полированных образцов выполнялись по схеме, представленной на рисунке 1. Макро и микроисследования проводились методом оптической микроскопии на микроскопе Neophot-21. Микроэлементный анализ наплавленного слоя проводили на растровом электронном микроскопе EVO 50 (Carl Zeiss, Германия) с приставкой Oxford Instruments для рентгеновского дисперсионного микроанализа (ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН). Значения твердости определяли на микротвердомере «ПМТ-3» при нагрузке 1 Н.



Рисунок 1. Схема проведения металлографических исследований: 1 – верхняя часть наплавленного металла; 2 – средняя часть наплавленного металла; 3 – нижняя часть наплавленного металла; 4 – зона сплавления валика и основного металла; 5 – основной металл; 6 – линия измерения микротвердости

Результаты исследования и их обсуждение

На рисунке 2 представлены результаты макроанализа биметалла. Видно, что вследствие разнородности химического состава, между наплавленным и основным металлом сформировался резкий переход. Толщина слоя наплавленного металла ~ 9 мм, а основного металла ~ 6 мм. Следует отметить, что и в наплавленном, и основном металле присутствуют редкие мелкие одиночные дефекты в виде пор сферической формы. Их максимальные размеры, измеренные методом секущих в поперечном и продольном сечении, составили соответственно: 25 мкм и 20 мкм.

Наплавленный металл в образцах в исходном состоянии имеет слоистое строение с хорошо различимыми границами (рисунок 2 а). После отжига границы между слоями становятся более размытой (рисунок 2 б). Условно весь наплавленный металл можно разделить на четыре разноструктурные области, ширина которых приведена в таблице 3.

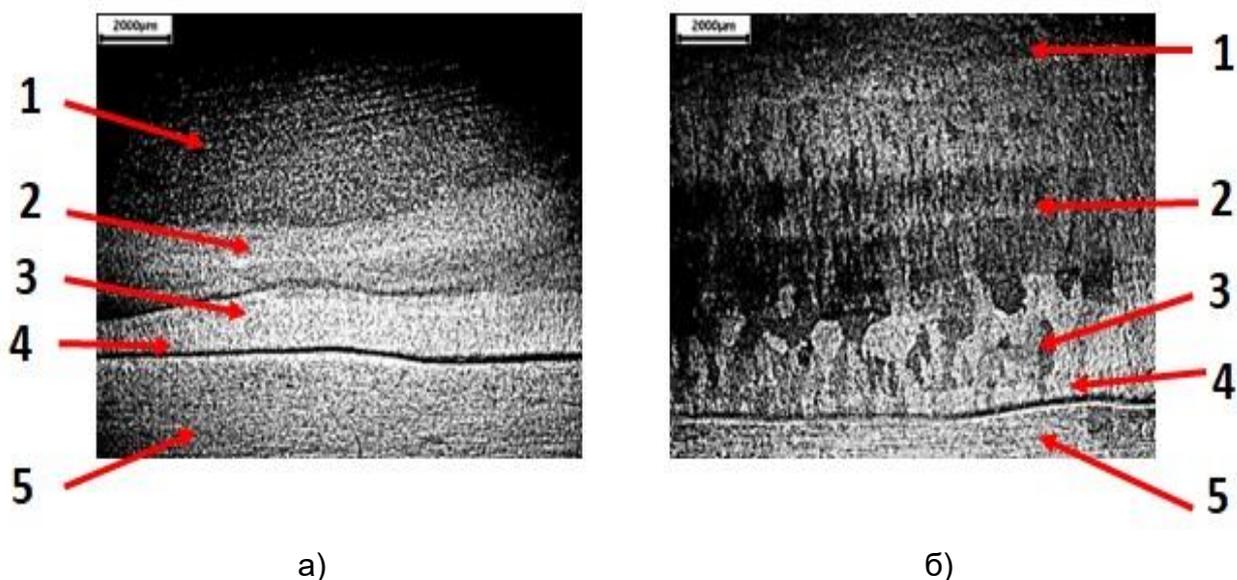


Рисунок 2. Исследование макроструктуры наплавленного металла (как показано на рисунке 1): а) – исходный образец; б) – после отжига при 950 °С с выдержкой 1 час

Таблица 3. Ширина структурных областей наплавленного металла

Состояние образца	Ширина структурных областей, мкм			
	1	2	3	4
Исходное	5050	1800	2050	30
После отжига	4800	2230	2300	40

В каждой из указанных областей производилось измерение микротвердости. Распределение микротвердости в образцах в исходном состоянии и после отжига приведено на рисунке 3. Видно, что в обоих состояниях значения микротвердости наплавленного металла практически в два раза выше, чем основного металла.

Микроструктура основного металла (область 5) в обоих состояниях соответствует структуре углеродистой стали и представлена полиэдрическими зернами феррита с небольшим количеством перлита (рисунок 4). В исходном состоянии средний размер зерна составил 21 ± 5 мкм, что соответствует 8-9 номеру зерна, а в образце после отжига средний размер зерна составил 52 ± 18 мкм, что соответствует 5 номеру зерна [11]. Микротвердость основного металла у образцов в исходном состоянии и после отжига составила, соответственно, 1750 и 1400 МПа (рисунок 3).

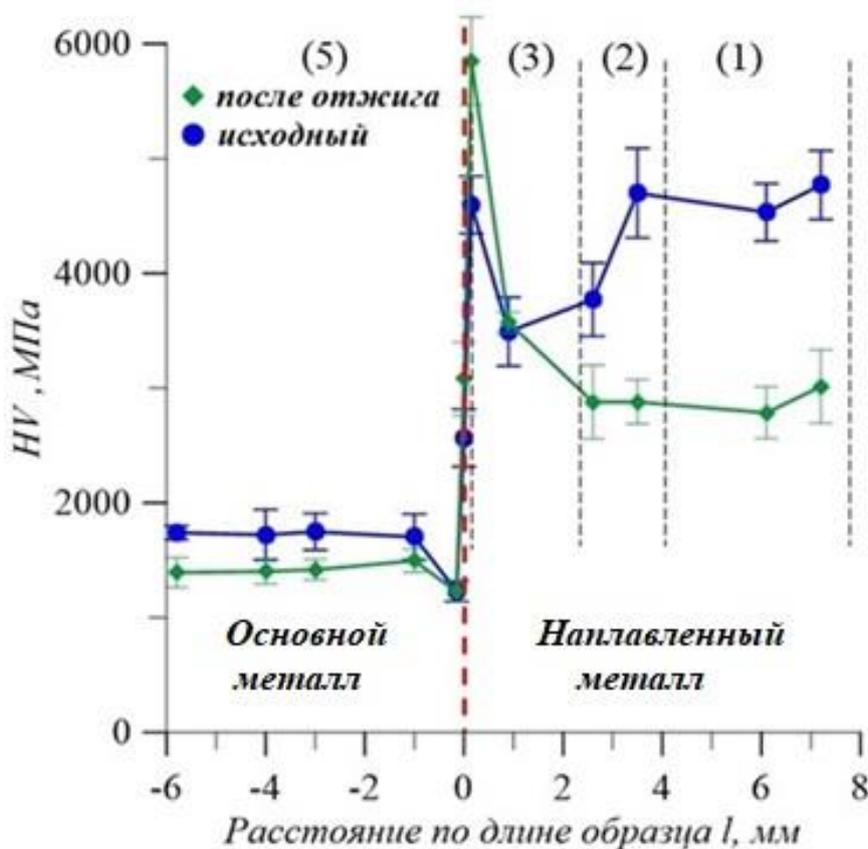


Рисунок 3. Распределение микротвердости; отсчет от границы сплавления

В основном металле у линии сплавления и в исходном образце, и после отжига образуется обезуглероживенная (ферритная) зона с пониженной твердостью $HV_{0,1}=1230$ МПа (рисунки 3 и 4). У образцов в исходном состоянии ширина этой зоны составила - 180 мкм (рисунок 4 а). После отжига ширина обезуглероживенной зоны уменьшилась до 120 мкм (рисунок 4 б).

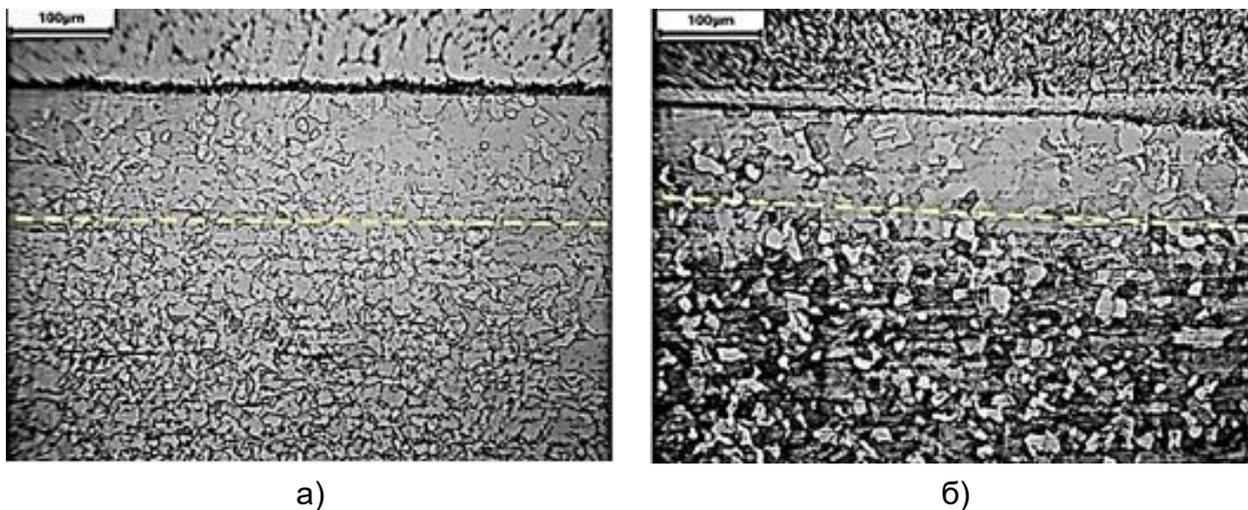


Рисунок 4. Структура основного металла: а) – исходный образец; б) – после отжига; пунктирной линией показана граница обезуглероживенной зоны

В наплавленном металле вблизи линии сплавления образовалась бесструктурная узкая зона. В таблице 3 она обозначена как область 4. Видно, что в исходном состоянии она имеет меньшую ширину (рисунок 5). Формирование таких областей «белых зон» характерно сварных соединений высоколегированных сталей с низколегированными. Авторы работ [12-13] утверждают, что такие зоны имеют мартенситную структуру, а потому они практически не травятся.

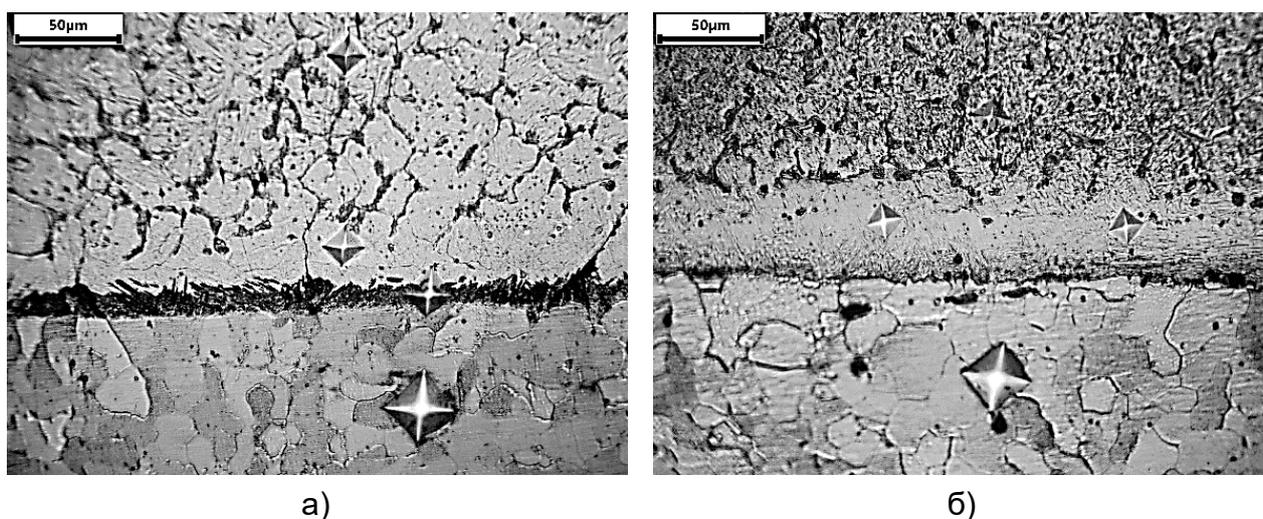


Рисунок 5. Структура биметалла вблизи зоны сплавления; а) – в исходном состоянии и б) после отжига

Данное предположение подтверждается результатами измерения микротвердости (рисунок 3). Здесь она достигает максимальных значений: 4770 МПа в исходном образце и 5850 МПа в отожженном. Вблизи линии сплавления (основной металл и наплавленный металл) происходит наибольшее диффузионное перераспределение углерода и легирующих элементов. Об этом свидетельствуют результаты элементного анализа (таблица 4). Изменения количественного содержания элементного состава по мере приближения к границе сплавления отмечено и у авторов в работах [12-14].

Таблица 4. Элементный состав наплавленного металла

Структурные области	Содержание легирующих элементов, % (вес.)			
	Si	Cr	Mn	Ni
1 и 2	5,4	15,28	1,31	10,31
3	3,32	7,63	1,59	3,57
4	1,81	5,19	1,49	1,84

В первой и второй структурных областях наплавленного металла содержание легирующих элементов фактически совпадает с химическим составом порошковой проволоки (таблица 1). Зато в третьей и особенно в четвертой областях содержание основных легирующих резко падает. Количество никеля уменьшается в 5 раз, кремния и хрома в 3 раза.

В исходном состоянии наплавленный металл имеет типичную литую аустенитную структуру, где размер и морфология структурных элементов существенно различны в указанных выше областях 1–4 (рисунок 6). В областях 1–3 строение дендритное с темными междендритными прослойками. Вблизи наружной поверхности наплавленного слоя (область 1) дендриты мелкие и разнонаправленные (рисунок 6). Междендритные прослойки по толщине соизмеримы с самими дендритами. При плавном переходе к области 2 размеры дендритов увеличиваются, а толщина междендритных прослоек уменьшается. В целом структура становится более однородной, соотношение дендритных прослоек и самих дендритов примерно одинаково 1:1. В области 3 толщина дендритных прослоек заметно уменьшается и соотношение дендритов к прослойкам становится $\approx 1:2$. Здесь наблюдаются столбчатые дендриты с поперечником до 20 мкм и тонкими ~ 2 мкм междендритными прослойками. На границе между областями 3 и 4 поперечные размеры дендритов увеличиваются 30 мкм, а междендритные прослойки переходят в межзеренные границы. Внутри дендритов появляется игольчатая составляющая. Такая структура плавно переходит в нетравящуюся область 4.

После отжига строение 1 и 2 областей существенно не изменилось, но поперечные размеры дендритов увеличились (рисунок 6). Ширина междендритных прослоек, наоборот, уменьшилась. Строение области 3 в отожженном образце

является переходным от дендритного к зеренному. Особенно это хорошо видно на переходе от области 3 к области 4. В зернах здесь отчетливо наблюдается игольчатая составляющая и мелкие карбидные включения.

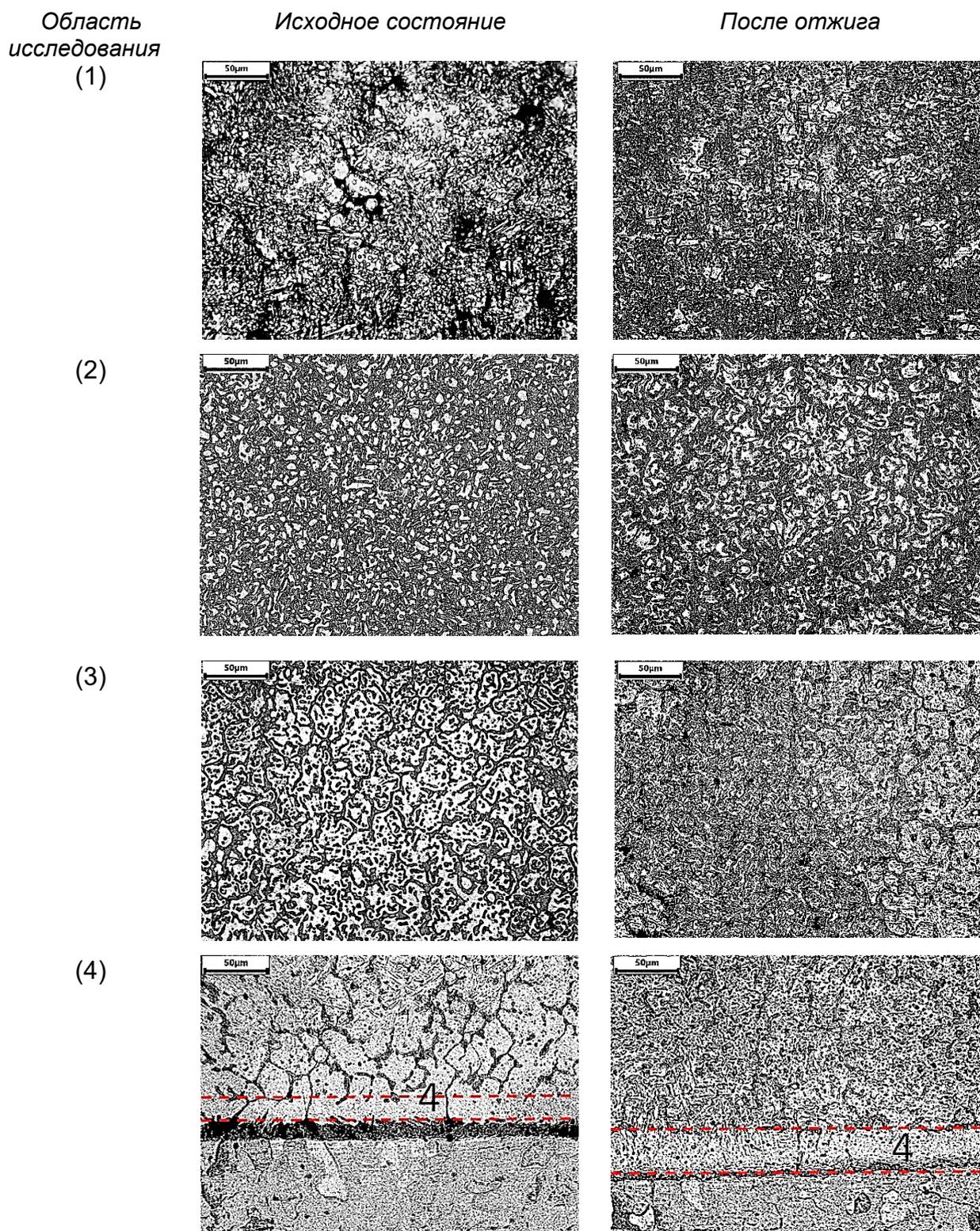


Рисунок 6. Структура зоны соединения (4) и наплавленного металла (1-3) в исходном состоянии и после нагрева до 950 °С с выдержкой 1 час

Изложенные результаты исследования микроструктуры и данные микротвердости позволяют предположить, что наблюдаемая в исходном состоянии высокая (нехарактерная для аустенита) микротвердость в областях 1 и 2 (рисунок 3) обусловлена повышенными внутренними напряжениями, которые обусловлены резко неоднородной дисперсной аустенитной структурой. Переход к области 3 сопровождается укрупнением структурных элементов повышением однородности структуры и снижением концентрации легирующих элементов. По-видимому, хром и особенно никель активно диффундируют в основной металл. Твердорастворное упрочнение аустенита уменьшается. Однако в области 3 диффузия углерода из основного металла и уход никеля (таблица 4) приводят к тому, что аустенитная фаза становится неустойчивой, образуется мартенсит и твердость опять возрастает. Однако к этой области со стороны основного металла прилегает обезуглероженный слой. Данный факт предполагает, что на границе сплавления образуется нежелательное напряженно деформированное состояние, которое из-за эксплуатационных нагрузок может привести к формированию трещин и отслаиванию покрытия. Ситуация может быть исправлена отжигом.

Действительно, проведенный в работе отжиг привел к более равновесному напряженно деформированному состоянию наплавленного металла в областях 1-3. Микроструктура в этих областях стала более равновесной. Но в области 4 напряженно деформированное состояние ухудшилось. Микротвердость здесь резко возросла. В то же время в зоне термического влияния основного металла она уменьшилась, а также увеличился размер зерна. По-видимому, температура отжига была неоправданно высокой, что привело, не только к росту зерна в основном металле, но и к интенсивной диффузии легирующих (в первую очередь хрома) в мартенситную область наплавленного металла, где образовались карбиды.

Выводы

1. Показано, что электродуговой наплавкой в среде аргона плавящимся порошковым электродом в несколько проходов может быть получено композиция из массивного (~ 9 мм) антикоррозионного слоя высоколегированной нержавеющей стали и низкоуглеродистой стали.

2. Металлографические исследования и измерения микротвердости показали, что антикоррозионный слой имеет литую структуру из аустенитных дендритов. Размеры дендритов увеличиваются по мере перехода от внешней поверхности к линии сплавления с основным металлом. Микротвердость в верхних областях наплавленного слоя достигает 5000 МПа, что нехарактерно для аустенитной стали и свидетельствует о высоких внутренних напряжениях.

3. На расстоянии ~ 1 мм от линии сплавления микротвердость слоя падает до минимального значения 3500 МПа, а затем вновь возрастает до 5000 МПа на расстоянии ~ 30 мкм. В области минимальных значений микротвердости дендритная

структура переходит в зёрненную. Непосредственно у линии сплавления наблюдается «белая» мартенситная область, что и объясняет высокую микротвердость.

4. В зоне термического влияния в основном металле обнаружена обезуглероженная зона шириной ~ 200 мкм, где микротвердость составляет 1200 МПа. Такое большое различие по микротвердости соседствующих зон основного и наплавленного металла предполагает наличие высоких внутренних напряжений на границе сплавления.

5. Для улучшения напряженно деформированного состояния полученной биметаллической композиции был проведен отжиг 960°C с выдержкой 1 час, охлаждение с печью, который привел к улучшению напряженно деформированного состояния наплавленного металла. Микротвердость его снизилась до 3000 МПа, а структура стала более равновесной. На границе сплавления ситуация, наоборот, ухудшилась. Микротвердость мартенситной области возросла до 5800 МПа, а ее ширина увеличилась до 40 мкм.

6. Для получения оптимальных характеристик необходимо снизить температуру отжига и увеличить его продолжительность.

Благодарности

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РФФИ № 24-29-00580, <https://rscf.ru/project/24-29-00580/>.

Список литературы

1. Бирюков В., Татаркин Д., Хриптович Е., Фишков А. Разработка технологий и оборудования для лазерного упрочнения и наплавки деталей станков и машин // Станкоинструмент. 2017. 009 (4). 42-47. DOI: 10.22184/24999407.2017.9.4.42.47
2. Bandyopadhyay A., Heer B. Additive manufacturing of multi-material structures // Materials Science and Engineering: R: Reports. 2018. 129. 1-16. DOI: 10.1016/j.mser.2018.04.001
3. Xi W., Song B., Zhao Y., Yu T., Wang J. Geometry and dilution rate analysis and prediction of laser cladding // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2019. 103. 4695-4702. DOI: 10.1007/s00170-019-03932-7
4. Сидоров В. П., Мельзитдинова А. В. Методика определения требований к точности параметров сварки // Сварка и диагностика. 2014. 3. 10-13.
5. 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. 66-68.
6. Скобло Т. С., Тихонов А. В., Рыбалко И. Н. Новый способ восстановления деталей // Автомобильный транспорт. 2012. 31. 124-128.
7. 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.
8. Кузнецов М. А., Зернин Е. А., Колмогоров Д. Е., Шляхова Г. В., Данилов В. И. Строение, морфология и дисперсность металла, наплавленной дуговой сваркой плавящимся электродом в аргоне в присутствии наноструктурированных модификаторов // Сварка и диагностика. 2012. 6. 8-10.

9. Wielage B., Pokhmurska H., Student M., Gvozdeckii V., Stupnyckij T., Pokhmurskii V. Iron-based coatings arc-sprayed with cored wires for applications at elevated temperatures // *Surface & Coatings Technology*. 2013. 220. 27-35. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.12.013
10. Бороненков В. Н., Коробов Ю. С. Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2012. 264 с.
11. ГОСТ Р ИСО 643-2011. Сталь. Металлографическое определение наблюдаемого размера зерна = Steels. Micrographic determination of the apparent grain size: национальный стандарт Российской Федерации / подготовлен техническим комитетом по стандартизации ТК 145 «Методы контроля металлопродукции». Издание официальное. Москва: Стандартинформ, 2014. 34 с.
12. Трудов А. Ф., Трыков Ю. П., Клочков С. В., Донцов Д. Ю., Войнов М. О. Влияние термообработки на структурно-механическую неоднородность сваренного взрывом биметалла ст3+12х18н10т // *Деформация и разрушение материалов*. 2009. 12. 41-44.
13. Shlyakhova G. V., Barannikova S. A., Bochkareva A. V., Li Y. V., Zuev L. B. Structure of a Carbon Steel–Stainless Steel Bimetal // *Steel in Translation*. 2018. 48 (4). 219-223. DOI: 10.3103/S0967091218040101
14. Гельман А. С., Чудновский А. Д., Цемахович Б. Д., Харина И. Л. Плакирование стали взрывом: структура и свойства биометалла / под редакцией А. С. Гельмана. Москва: Машиностроение, 1978. 191 с.

References

1. Biryukov V., Tatarkin D., Khriptovich Ye., Fishkov A. Razrabotka tekhnologiy i oborudovaniya dlya lazernogo uprochneniya i naplavki detaley stankov i mashin [Development of technologies and equipment for laser hardening and surfacing of machine and machine parts]. *Stankoinstrument*. 2017. 009 (4). 42-47. DOI: 10.22184/24999407.2017.9.4.42.47
2. Bandyopadhyay A., Heer B. Additive manufacturing of multi-material structures // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2018. 129. 1-16. DOI: 10.1016/j.mser.2018.04.001
3. Xi W., Song B., Zhao Y., Yu T., Wang J. Geometry and dilution rate analysis and prediction of laser cladding // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2019. 103. 4695-4702. DOI: 10.1007/s00170-019-03932-7
4. Sidorov V. P., Melzitdinova A. V. Metodika opredeleniya trebovaniy k tochnosti parametrov svarki [Methodology for determining requirements for the accuracy of welding parameters] // *Welding and diagnostics*. 2014. 3. 10-13.
5. Borisova A.L., Mits I.V., Kayda T.V., Dzykovich I. Ya., Korzhik V. N. Struktura i svoystva elektrodugovykh pokrytiy na osnove ferrobora, poluchennykh iz poroshkovykh provolok [Structure and properties of electric arc coatings based on ferroboron obtained from powder wires] // *The Paton Welding Journal*. 1991. 9 (462). 66-68.
6. Skoblo T.S., Tikhonov A.V., Rybalko I.N. Novyy sposob vosstanovleniya detaley [New method of parts restoration] // *Avtomobil'nyy transport*. 2012. 31. 124-128.
7. Kozyrev N. A., Kibko N. V., Umanskiy A. A., Titov D. A., Sokolov P. D. Povysheniye kachestva naplavlennogo sloya prokatnykh valkov za schet optimizatsii sostava poroshkovykh provolok [Improving the quality of the deposited layer of rolling rolls by optimizing the composition of powder wires] // *Welding Production*. 2017. 7. 29-34.
8. Kuznetsov M.A., Zernin Ye.A., Kolmogorov D.Ye., Shlyakhova G.V., Danilov V.I. Stroyeniye, morfologiya i dispersnost' metalla, naplavlennoy dugovoy svarkoy plavyashchimsya elektrodom v argone v prisutstvii nanostrukturirovannykh modifikatorov

[Structure, morphology and dispersion of metal deposited by arc welding with a consumable electrode in argon in the presence of nanostructured modifiers] // *Welding and diagnostics*. 2012. 6. 8-10.

9. Wielage B., Pokhmurska H., Student M., Gvozdeckii V., Stupnyckij T., Pokhmurskii V. Iron-based coatings arc-sprayed with cored wires for applications at elevated temperatures // *Surface & Coatings Technology*. 2013. 220. 27-35.

10. Boronenkov V.N., Korobov YU.S. Osnovy dugovoy metallizatsii. Fiziko-khimicheskiye zakonomernosti [Fundamentals of arc metallization. Physical and chemical laws]. Yekaterinburg: Izd-vo Ural. un-ta, 2012. 268 p.

11. GOST R ISO 643-2011. Stal'. Metallograficheskoye opredeleniye nablyudayemogo razmera zerna [Steels. Micrographic determination of the apparent grain size]. Moscow: Standartinform, 2014. 36 p.

12. Trudov A. F., Trykov Yu. P., Klochkov S. V., Dontsov D. Yu., Voynov M. O. Effect of heat treatment on structural and mechanical heterogeneity of explosion-welded bimetal st3+12x18n10t [Effect of heat treatment on structural and mechanical heterogeneity of explosion-welded bimetal st3+12x18n10t] // *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2009. 12. 41-44.

13. Shlyakhova G. V., Barannikova S. A., Bochkareva A. V., Li Y. V., Zuev L. B. Structure of a Carbon Steel–Stainless Steel Bimetal // *Steel in Translation*. 2018. 48 (4). 219-223. DOI: 10.3103/S0967091218040101

14. Gelman A. S., Chudnovsky A. D., Tsemakhovich B. D., Kharina I. L. Plakirovaniye stali vzryvom: struktura i svoystva biometalla [Explosion cladding of steel: structure and properties of biometal] / edited by A. S. Gelman. Moscow: Mashinostroenie, 1978. 191 p.

Информация об авторах

Шляхова Галина Витальевна – кандидат технических наук, научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Томск, Россия), ORCID: 0000-0001-9578-2989, shgv@ispms.ru

Орлова Дина Владимировна – кандидат физико-математических наук, научный сотрудник, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Томск, Россия). ORCID: 0000-0003-0068-2542, dvo@ispms.ru

Немлиенко Тимур Сергеевич – студент, инженер-исследователь, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Томск, Россия), ORCID: 0009-0005-2203-7351, tsn4@tpu.ru

Сороков Николай Николаевич – студент, лаборант-исследователь, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Томск, Россия), ORCID: 0009-0009-9901-9089, sorokov105@gmail.com