

14. Красношапка В.В., Кузнецов В.Д., Скачков И.О. Использование привода постоянного тока для импульсной подачи сварочной проволоки // Автоматическая сварка. – 1993. – №9. – С. 53-54.
15. Лебедев В.А. Особенности конструирования механизмов импульсной подачи электродной проволоки в сварочном оборудовании // Автоматическая сварка. – 2003. – №3. – С. 48-52.
16. Лебедев В.А., Мошкин В.Ф., Пичак В.Г. Новые механизмы для импульсной подачи электродной проволоки // Автоматическая сварка. – 1996. – №5. – С. 39-44.
17. Лебедев В.А., Максимов С.Ю., Пичак В.Г. и др. Новые механизмы подачи электродной и присадочной проволоки // Сварочное производство. – 2011. – № 5. – С. 35-39.
18. Лебедев В.А. Особенности управления процессом сварки плавящимся электродом с импульсной подачей электродной проволоки // Сварка и Диагностика. – 2014. – № 1. – С. 15-18.
19. Патон Б.Е., Лебедев В.А., Лендел И.В., Полосков С.И. использование механических импульсов для управления процессами автоматической и механизированной сварки плавящимся электродом // Сварка и Диагностика. – 2013. – № 6. – С. 16-20.
20. Бондаренко В.Л. Дуговая сварка с импульсной подачей электродной проволоки – процесс СМТ, предложенный фирмой «Фрониус» // Автоматическая сварка. – 2004. – № 12. – С. 55-58.
21. Лебедев А.В. Транзисторные источники питания для электродуговой сварки (обзор) // Автоматическая сварка. – 2012. – № 9. – С. 34-40.
22. Лебедев В.А. Классификация механизмов подачи электродной проволоки для сварочного оборудования // Сварочное производство. – 2010. – № 1. – С. 31-37.

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

М.А. Кузнецов, Е.А. Зернин, к.т.н., доц., Д.С. Карцев

Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского

Томского политехнического университета

652055, Кемеровская обл., г. Юрга, ул. Ленинградская, 26, тел. 8(38451)5-09-06

E-mail: kuznechik_85@mail.ru

В сварных соединениях высоколегированных, коррозионно-стойких сталей, вследствие высокой электрохимической гетерогенности, обусловленной неоднородностью химического состава металла шва, структуры, свойств и напряженного состояния происходят наиболее интенсивные коррозионные разрушения по сравнению с основным металлом. Основные трудности свариваемости данных сталей обусловлены многокомпонентностью их легирования и разнообразием условий эксплуатации сварных конструкций. Главной и общей особенностью сварки является склонность к образованию в металле шва и околошовной зоне горячих трещин, имеющих межкристаллитный характер [1]. Это и является основной причиной разрушения трубопроводов, аппаратуры химической, металлургической, энергетической, атомной промышленности, теплоносителей [2,3].

Коррозионному разрушению подвергается аустенитная фаза. Чем больше зерно феррита и чем меньше аустенитная фаза, тем интенсивнее развивается коррозионное разрушение в ОШЗ. Если конкретно брать стали аустенитного класса типа 12X18H10T, то в них происходит коррозионные разрушения по линии сплавления [4]. Данная сталь имеет не высокую стойкость против локального разрушения металла зоны термического влияния и против коррозионного износа по сравнению с другими сталями своего класса [5, 6, 7].

Подтверждено, что механизм охрупчивания металла зоны термического влияния связан с развитием процесса разупрочнения границ аустенитных зерен, способствующих формированию исходной поврежденности структуры в участке крупного зерна при дуговой сварке [8].

Для повышения стойкости сварных соединений к коррозионному износу, а также для восстановления работоспособности оборудования, работающего в коррозионно-активных средах необходим комплексный подход, включающий создание и освоение новых методов восстановления работоспособности оборудования. В процессе эксплуатации происходит активный коррозионный износ, протекающий особенно интенсивно в зонах сварных соединений [9].

Для повышения коррозионной стойкости сварных соединений применяют несколько способов.

Что бы сварные швы обладали высокой стойкостью против горячих трещин и межкристаллитной коррозии необходимо, что бы металл шва имел двухфазную аустенитно-ферритную структуру. Одним из первых способов борьбы с межкристаллитной коррозией было легирование металла шва

элементами-ферритизаторами, но как показали исследования данное легирование, не устраняет развитие коррозии, если металл подвергать длительному нагреву [10].

Стойкость к межкристаллитной коррозии после длительного нагрева можно сохранить, применив стабилизирующий отжиг [11] или например, легирование металла шва редкими, редкоземельными и щелочно-земельными элементами, никелем [12]. Еще один из способов борьбы с коррозией представлен в работе [13], заключается в лазерной обработке сварных швов. Так же в работе [1] представлены исследования по влиянию типа покрытия электрода на коррозионную стойкость металла шва, которые показали, что наплавленный металл, выполненный электродами с основным покрытием имеет более высокую стойкость.

В работе предлагается исследовать влияние наноструктурированных порошков-модификаторов на коррозионную стойкость сварных соединений из высоколегированной стали аустенитного класса. Наноструктурированные порошки-модификаторы подавали в сварочную ванну через защитный газ в помощи устройства [14].

Для экспериментальных исследований использовались образцы из стали 12Х18Н10Т в виде пластин толщиной 5 мм, сваренные плавящимся электродом в среде аргона сварочной проволокой марки 12Х18Н9Т согласно ГОСТ 14771-76. Образцы наплавлились по четырем различным вариантам: №1 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения; №2 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением наноразмерного порошка молибдена (Mo) в защитный газ; №3 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением нановолокон оксидгидроксида алюминия (AlOOH) в защитный газ; №4 – наплавка в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением наноразмерного порошка вольфрама (W) в защитный газ.

В данной работе для получения НП Al, W и Mo использовались следующие проволоки: алюминиевая марки «АМ», вольфрамовая марки «ВА», молибденовая «МА» Величина удельной поверхности НП W и Mo составила 2,6 м²/г, что соответствует среднеповерхностному диаметру частиц 122 нм. НП Al имел размеры первичных частиц от 10 нм, которые объединялись в агрегаты с размерами до 500 нм и в агломераты до 5 мкм – со слабой связью между агрегатами. Среднеповерхностный диаметр частиц НП Al составил 100 нм. НП Al был предварительно пассивирован на воздухе, при этом содержание металлического алюминия оставалось не менее 91 % масс. Затем НП Al подвергали термогидролизу с целью получения нановолокон оксидгидроксида Al (AlOOH). Методика получения нановолокон AlOOH, используемых в данной работе описана в [15].

Для проведения испытаний экспериментальных образцов на коррозионную стойкость применяли метод АМУФ ГОСТ 6032, в котором испытания образцов проводятся в растворе серной кислоты и серноокислой меди в присутствии металлической меди и фтористого натрия или фтористого калия. Реактив и режим воздействия был выбран из приложения Г ГОСТ 6032, согласно рекомендациям для данной марки стали. Продолжительность испытания составила 2 часа. После окончания испытаний проводилась аттестация на стойкость к межкристаллитной коррозии (МКК) металлографическим методом, для чего были приготовлены металлографические шлифы из контрольных образцов, не подвергавшихся испытанию, и образцов после испытания. Плоскость шлифа была перпендикулярна сварному шву и включала металл шва, зону термического влияния и основной металл. Микроструктура выявлялась травлением в рекомендованном ГОСТ 6032 электролите при времени воздействия до появления границ зерен. Для регистрации результатов металлографического исследования использовались микроскоп оптический НЕОРНОТ-21 и микроскоп конфокальный лазерный сканирующий LEXTOLS4000.

Анализ микроструктур показал, что у всех образцов выявляется зеренная аустенитная структура с примерно одинаковым размером зерна. Однако, при одном и том же времени воздействия наиболее интенсивно вытраивались границы зерен у образцов №1 и №3.

Для определения глубины разрушения границы зерна выборочно была исследована структура образца после коррозионных испытаний с помощью лазерно-конфокального микроскопа.

Оценка склонности к МКК производилась путем определения количества зерен с четко выявленными границами, ширина которых могла достигать 30 мкм. Проведенные исследования не обнаружили зерен с такой шириной границ. Самые тонкие границы зерен были у образца №4, в данном случае отмечена и наибольшая схожесть общего вида микроструктуры контрольного образца и образца после испытаний в агрессивной среде.

Границы зерен в зоне термического влияния не вытраиваются. Это значит, что при стандартном испытании на коррозионную стойкость проявлений межкристаллитной коррозии действительно нет ни у одного образца. Процесс травления происходил не по границам зерен, а по всей плоскости зерен. В зависимости от ориентации зерен их поверхность стравливалась сильнее или сла-

бее. Таким образом, между зернами образовывались ступеньки. Средняя высота этих ступенек на разных образцах различна: №1 – 200 нм, №2 – 275 нм, №3 – 320 нм, №4 – 250 нм. Микроструктура образцов представлена на рисунке 1.

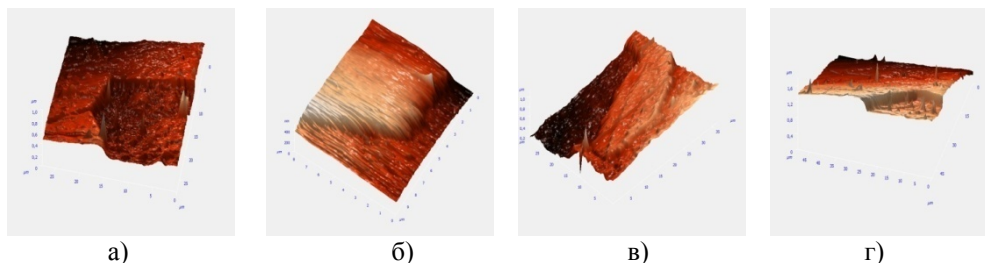


Рис. 1 Микроструктура образцов: а – образец №1; б – образец №2;
в – образец №3; г – образец №4

Выводы:

1. Природа нанопорошков влияет на коррозионную стойкость образцов сварных соединений. Самые коррозионностойкие образцы получены при использовании нанопорошков молибдена и вольфрама.

2. Самые тонкие границы зерен были обнаружены у образца, в который при сварке добавлялся нанопорошок вольфрама.

Литература.

1. Кривоносова Е.А., Синкина Е.А., Горчаков А.И. Влияние типа покрытия электрода на коррозионную стойкость металла шва стали 08X18H10T // Сварочное производство. - №4. – 2012. - С. 38-41.
2. Коломийцев Е.В. Коррозионно усталостная прочность тавровых соединений стали 12X18H10T и методы ее повышения // Автоматическая сварка. - №12. – 2012. - С. 41-43.
3. Махненко В.И., Махненко О.В., Козлитина С.С., Дзюбак Л.И. Сварные конструкции из аустенитной стали типа 10X18H10T в условиях радиационного распухания // Автоматическая сварка. - 2012. - №2. - С. 7-12.
4. Н.И. Каховского, К.А. Ющенко Влияние сварочного нагрева на микроструктуру и свойства сталей типа 21-3 и 21-5. // Автоматическая сварка, №10, 1963, с. 16-25.
5. Полетаев Ю.В., Зубченко А.С. Склонность к локальному разрушению сварных соединений хромомарганцевых и хромоникелевых аустенитных сталей. // Сварочное производство, №10, 1989, с.11-13.
6. Полетаев Ю.В., Пеньков В.Б., Феклистов С.И. Склонность аустенитных сталей к образованию горячих трещин при сварке и локальных разрушений при малоциклового ползучести. // Автоматическая сварка, №2, 1989, с. 8-14.
7. Полетаев Ю.В. Зубченко А.С. Структура и свойства сварных соединений хромо-марганцевистых сталей. // Сварочное производство, №7, 1987, с. 20-22.
8. Полетаев Ю.В. Влияние химической микро неоднородности на склонность к локальному разрушению металла ЗТВ сварных соединений. // Сварочное производство, №3, 2012, с. 10-13.
9. Сараев Ю.Н., Селиванов Ю.В. Оценка производительности и качества выполнения ремонтно-восстановительных работ оборудования из стали типа 12X18H10T // Сварочное производство. - №1. – 2011. - С. 17-22.
10. Н.И. Коперсак Влияние легирующих элементов на 475°-ную хрупкость аустенитно-ферритного наплавленного металла. // Автоматическая сварка №7, 1963, с. 16-20.
11. В.А. Нечаев, С.В. Юнкер Влияние состава стали 1X18H9T и ее сварных соединений на стойкость против межкристаллитной коррозии после нагрева 500°С. // Автоматическая сварка №7, 1963, с. 34-40.
12. А.Г. Александров Коррозионная стойкость сварных соединений хромоникелевых сталей в щелочных средах (обзор). // Сварочное производство, №5, 1990, с. 12-13.
13. А.Н. Сафонов Структура и коррозионная стойкость сварных соединений сталей аустенитного класса после лазерной обработки поверхности. // Сварочное производство, №7, 1998, с. 5-9.
14. 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. - С. 8-10.
15. Яворовский Н.А., Шиян Л.Н., Савельев Г.Г., Галанов А.И. Модифицирование полимерных мембран нановолокнами оксигидроксида алюминия. // Нанотехника. – 2008. – №3(15). – с.40-45.