

Секция 1: Инновационные технологии получения
и контроля неразъемных соединений в машиностроении

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 12X18H10T в виде пластин толщиной 5 мм, сваренные плавящимся электродом в среде аргона сварочной проволокой марки 12X18H9T 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: алюминевая марки «AM», 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 вытравливались 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 вытравливаются. 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.

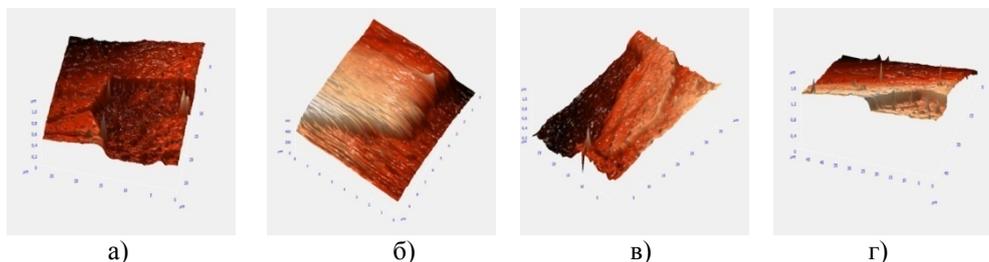


Рис. 1 Микроструктура образцов: а – образец №1; б – образец №2;
в – образец №3; г – образец №4

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.