

УДК 621.791.75

ОЦЕНКА СТОЙКОСТИ СВАРНЫХ ШВОВ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ К КОРРОЗИОННОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

© 2013 Е.А. Синкина, Е.А. Кривоносова

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Поступила в редакцию 28.10.2013

В работе представлены результаты испытаний коррозии под напряжением образцов стали 08X18N10T, сваренных электродами с основным и рутиловым типом покрытия. Установлено, что склонность к коррозионному растрескиванию зависит от химического состава электродного покрытия и металла шва.

Ключевые слова: *сварной шов, коррозионная стойкость под напряжением, покрытие электрода, межкристаллитная коррозия*

Металлу аустенитных сварных швов характерна ячеистая, дендритная или смешенная форма кристаллизации, что предопределяет образование крупных столбчатых кристаллов с обогащением междендритных участков примесями, образующими легкоплавкие фазы. Высокие скорости кристаллизации сварных швов при дуговой сварке обуславливают в них сравнительно слабо развитую зональную и значительную микрохимическую дендритную неоднородность в результате ликвации в первую очередь таких элементов, как P, S, C, Mo, Si, Ti и др. [1-3]. Основные трудности сварки рассматриваемых сталей и сплавов обусловлены многокомпонентностью их легирования и разнообразием условий эксплуатации сварных конструкций. Главной и общей особенностью сварки является склонность к образованию в шве и околошовной зоне горячих трещин, имеющих межкристаллитный характер. Они могут наблюдаться как в виде мельчайших микронадрывов, так и видимых трещин. Горячие трещины могут возникнуть и при термической обработке или работе конструкции при повышенных температурах. Образование горячих трещин связано с формированием при сварке крупнозернистой макроструктуры [4, 5]. Высоколегированные аустенитные стали и сплавы наиболее часто используют как коррозионно-стойкие. Основным требованием, которое предъявляется к сварным соединениям,

является стойкость к различным видам коррозии. Межкристаллитная коррозия (МКК) может развиваться как в металле шва, так и в основном металле у линии сплавления (ножевая коррозия) или на некотором удалении от шва. Механизм развития этих видов коррозии одинаков, однако причины возникновения названных видов МКК различны. МКК в металле шва возникает в результате выделения из аустенита под действием термического цикла сварки карбидов хрома, приводящих к обеднению хромом приграничных объемов зерен [6]. Основными причинами этого являются повышенное содержание в металле шва углерода и отсутствие или недостаточное содержание титана и ниобия. Стойкость шва против межкристаллитной коррозии уменьшается в результате длительного воздействия нагрева при неблагоприятном термическом цикле сварки или эксплуатации изделия. Возрастание протяженности границ зерен вследствие измельчения зерен увеличивает площадь поверхности, на которой выделяются карбиды. Выделяющиеся карбиды более дисперсны, и местное объединение объема зерна хромом происходит на меньшую глубину. Кроме того, процессы диффузии в феррите происходят значительно быстрее, что ускоряет выравнивание концентрации хрома в обедненных приграничных и центральных участках зерен [7].

Общая коррозия, т.е. растворение металла в коррозионной среде, может развиваться в металле шва, на различных участках или в околошовной зоне в целом и основном металле. В некоторых случаях наблюдается равномерная общая коррозия основного металла и сварного соединения. Имеется и еще один вид коррозионного разрушения – коррозионное растрескивание,

Синкина Елена Александровна, старший преподаватель кафедры «Сварочное производство и технология конструкционных материалов». E-mail: el-lisuss@mail.ru

Кривоносова Екатерина Александровна, доктор технических наук, профессор кафедры «Сварочное производство и технология конструкционных материалов». E-mail: katerinakkkk@mail.ru

возникающее под совместным действием растягивающих напряжений и агрессивной среды. Разрушение развивается как межкристаллитное, так и транскристаллитное. Снижение остаточных сварочных напряжений – одна из основных мер борьбы с этим видом коррозионного разрушения.

Актуальным и важным является исследование процессов модифицирования и структурообразования металла сварных швов высоколегированной стали типа 08X18H10T, полученных при ручной дуговой сварке плавящимися электродами с различным типом электродного покрытия – рутиловым (ОК61. 30) и основным (ЦЛ-11) и влияние этих процессов на стойкость против коррозионных разрушений высоколегированных хромоникелевых аустенитных сталей [8-10]. Изучение качества сварных швов и оценка коррозионной стойкости под напряжением в настоящее время является актуальной задачей, позволяющей повысить работоспособность сварных соединений, изготовленных из дорогостоящих хромоникелевых аустенитных сталей. Стали данного класса нашли широкое применение в различных отраслях машиностроения в качестве коррозионно-стойкого и жаростойкого конструкционного материала.

В проведенном исследовании использовались образцы из стали 08X18H10T (высоколегированная сталь аустенитного класса), сваренные электродами с различным типом покрытий. Коррозионно-стойкие стали аустенитного класса являются широко применяемым конструкционным материалом с высокой стойкостью к общей коррозии, однако при эксплуатации возможно повреждение и выход из строя оборудования, в результате того, что аустенитные хромоникелевые стали очень подвержены коррозионному растрескиванию в растворах хлоридов и щелочей. Разрушение в данном случае наступает без видимых следов коррозии. Скорость развития коррозионных трещин в зависимости от агрессивности среды, величины остаточных и рабочих напряжений может изменяться в широких пределах – от нескольких часов до нескольких лет. Разрушение характеризуется внезапностью. На сварных соединениях обнаруживаются многочисленные коррозионные трещины. Основные трудности сварки рассматриваемых сталей и сплавов обусловлены многокомпонентностью их легирования и разнообразием условий эксплуатации сварных конструкций. Главной и общей особенностью сварки является склонность к образованию в шве и околошовной зоне горячих трещин, имеющих межкристаллитный характер.

Для сварки образцов стали 08X18H10T использовались два типа электродов: рутиловые

(ОК 61. 30 / Э-02Х20Н10Г2 / ГОСТ 10052-75) и основные (ЦЛ-11 / ГОСТ 9466). Сравнительная оценка образцов проводилась на установке для испытаний коррозии под напряжением (метод испытания на коррозионное разрушение электрохимическим способом). Сущность метода заключается в том, что испытуемый образец помещают в коррозионно-активную среду и подвергают гальваностатической поляризации по схеме:

- анодно – в течение 30 мин для создания на поверхности концентраторов напряжений коррозионного происхождения;

- катодно – для формирования участков охрупчивания. При этом на образце были созданы растягивающие напряжения. Электрохимическая коррозия под напряжением проводилась в концентрированном кипящем растворе смеси солей $MgCl_2$, $NaCl$ и KCl в течение 600 ч. Агрессивность сред выбиралась так, чтобы быть не меньше той, в которой должны служить испытуемые материалы [11]. Испытания проводили на плоских образцах размером $112 \times 10 \times 2,1$ мм. Торцы образцов по стороне длиной 112 мм подвергают механической обработке. Параметр шероховатости торцов должен быть $R_a \leq 2,5$ мкм, наличие заусенцев не допускается [12]. Сварные соединения испытывали на образцах, приведенных на рис. 1.

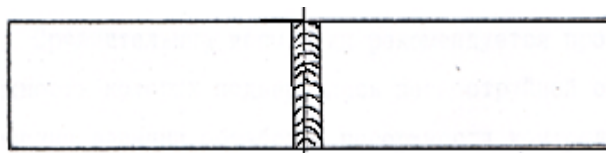


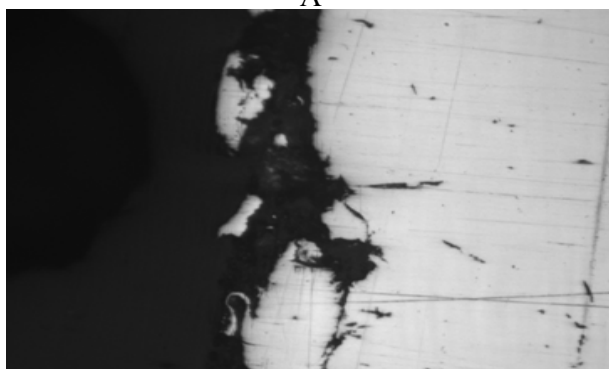
Рис. 1. Сварной образец для испытаний изгибом на коррозионное растрескивание с поперечным расположением шва

Если полуфабрикат имел толщину, превышающую толщину образцов, применяемых для испытаний, то необходимый размер получали механической обработкой. Сравнительные испытания проводили на образцах, поверхность которых подвергалась пескоструйной обработке. Далее поверхность, подвергающуюся растяжению, полировали для визуального наблюдения за трещиной. После подготовки поверхность образца, за исключением поляризуемой (площадью 4 см^2), покрывали по трафарету лаком. После испытаний образцы были разрезаны в поперечном направлении для оценки глубины и характера коррозионного разрушения. Анализируя образцы без травления при увеличении 100, было выявлено, что в сварных швах, выполненных ОК61.30, глубина коррозионного разрушения составляет 0,28-0,33мм, что в 2 раза превышает глубину коррозионного разрушения сварных

швов, выполненных ЦЛ-11 – 0,07-0,14 мм (рис. 2).



А



Б

Рис. 2. Глубина коррозионного разрушения сварных швов, выполненных электродами: А – ОК 61.30, Б – ЦЛ-11

По характеру разрушения сварных швов, выполненных ОК61.30, заметно, что трещина идет строго по границам зерна, то есть наблюдается межзеренное разрушение (сетки трещин) (рис. 3). Очагами коррозионного разрушения являются зоны неоднородности структуры шва. В неоднородных металлах коррозия носит местный характер, охватывая отдельные анодные участки их поверхности с низким значением электродного потенциала. Анодными участками могут быть границы зерен и фаз, в то время как сами зерна являются катодами. В этом случае развивается наиболее опасный вид коррозии – МКК. Она почти незаметна с поверхности и распространяется вглубь металла по границам зерен. Разность потенциалов отдельных составляющих микроструктуры способствует электрохимической коррозии.

МКК высокохромистой стали обусловлена выделением при повышенных температурах по границам зерен карбидов. Эти карбиды образуются вследствие диффузии углерода из всего объема зерна, а хрома – только с приграничных областей. Углерод перемещается по межузельному механизму диффузии (по механизму

внедрения), который по сравнению с перемещением атомов по механизму замещения характеризуется высокой подвижностью. Это приводит к снижению содержания хрома в приграничных областях ниже его критической концентрации 12-14% и скачкообразному падению электродного потенциала с +0,2 до -0,6 В.

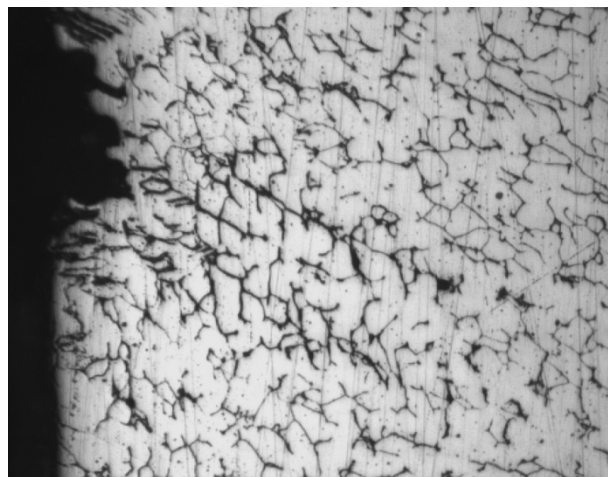


Рис. 3. Трещина в сварном шве, выполненном электродом ОК 61.30

Границы зерен становятся анодом по отношению к металлу внутри зерен. По характеру разрушения сварных швов, выполненных ЦЛ-11, заметно, что коррозия шва имеет двойной характер (рис. 4):

- сплошная поверхностная коррозия. Как видно, сплошная коррозия неравномерна, следовательно, скорость коррозии на отдельных участках поверхности неодинакова;
- напоминающая язвенную коррозию, которая, скорее всего, связана с дефектами на поверхности и в дальнейшем развивается под поверхностью на глубину 0,07-0,14мм (подповерхностное разрушение). Подповерхностная коррозия часто вызывает вспучивание и расслоение металла.

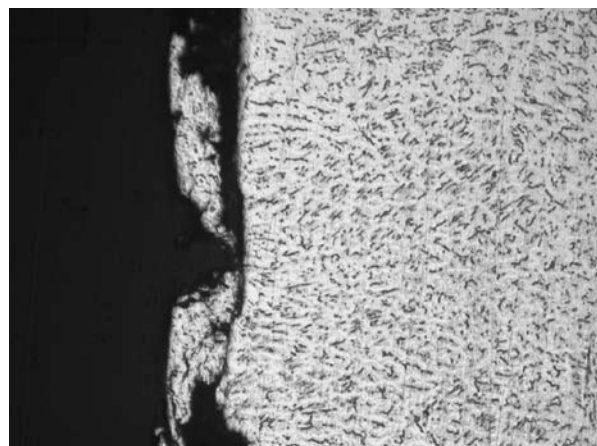


Рис. 4. Трещина в сварном шве, выполненном электродом ЦЛ-11

Критерием коррозионной стойкости является скорость коррозии ($V_{кор}$, мм/год). В результате оценки скорости коррозионных разрушений образцов, сваренных ОК61.30, определили, что данные швы имеют категорию стойкости металла – малостойкие. А сварные швы, выполненные ЦЛ-11 – стойкие. Скорость коррозионных разрушений образцов, сваренных ОК61.30 = 3,65 мм/год. Сварные швы, выполненные ЦЛ-11, имеют скорость коррозии, равную 0,9 мм/год. Для оценки скорости коррозии используются как качественные, так и количественные характеристики. Изменение внешнего вида поверхности металла, изменение его микроструктуры являются примерами качественной оценки скорости коррозии [13]. Для количественной оценки можно использовать: изменение какого-либо свой-

ства за определённое время коррозии (например, электросопротивления, отражательной способности материала, механических свойств).

По методике изменения электросопротивления для оценки склонности к коррозионным разрушениям определяют коэффициент коррозии:

$$K_R = \frac{[(R_1 - R_0)]}{R_0} \cdot 100\%$$

где R_0 – исходное сопротивление, R_1 – электросопротивление после испытаний на коррозию под напряжением.

При этом следует учитывать увеличение электросопротивления из-за уменьшения сечения образца вследствие общей коррозии.

$$K_R = \frac{[(R_1 - R_0)]}{R_0} \cdot 100\% = \frac{1,22 - 0,7}{0,7} \cdot 100\% = 74,28\%$$

- для ОК61.30

$$K_R = \frac{[(R_1 - R_0)]}{R_0} \cdot 100\% = \frac{1,1 - 0,76}{0,76} \cdot 100\% = 44,73\%$$

- для ЦЛ-11

В результате было установлено, что электросопротивление сварных швов, выполненных электродами ОК 61.30 увеличилось на 74%, что примерно, в 1,5 раза превышает электросопротивление сварных швов, выполненных электродами ЦЛ-11 – 45%. Время испытания для каждого образца было одинаковое. Электросопротивление увеличивалось за счет уменьшения сечения образца в результате общей коррозии. Следовательно, по данному методу можно оценивать склонность к коррозионным разрушениям.

Вывод: сварные швы, выполненные основным электродом ЦЛ-11, имеют большую стойкость против коррозионного разрушения и являются стойкими в агрессивной среде солей хлоридов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Кривоносова, Е.А. Влияние неметаллических включений на развитие деформации сварных швов / Е.А. Кривоносова, В.М. Язовских, Е.В. Вылежнева // Тяжелое машиностроение. 2003. № 12. С. 36-39.
2. Кривоносова, Е.А. Структурные особенности деформирования сварных швов высоколегированных сталей / Е.А. Кривоносова, О.А. Рудакова, Е.С. Саломатова, А.И. Горчаков // Сварка и диагностика. 2011. № 3. С.14-17.
3. Кривоносова, Е.А. Влияние структуры отдельных слоев сварных швов стали 10Г2ФБЮ на сопротивление усталостному

- разрушению / Е.А. Кривоносова, О.А. Рудакова // Сварочное производство. 2012. №11. С. 6-9.
4. Кривоносова, Е.А. Структурные аспекты усталостного разрушения металла сварных швов / Е.А. Кривоносова, В.М. Язовских, Н.Н. Вассерман // Тяжелое машиностроение. 2005. №9. С. 20-23.
5. Кривоносова, Е.А. Исследование взаимосвязи между структурным составом зоны термического влияния и коррозионной стойкостью стали ЭП-56 различных плавок / Е.А. Кривоносова, Е.А. Синкина, О.А. Рудакова // Вестник ПГТУ. Машиностроение и материаловедение. 2011. Том 12, №1. С. 32-41.
6. Кривоносова, Е.А. Влияние режима сварки на структуру и свойства зоны термического влияния сталей с карбонитридным упрочнением / Е.А. Кривоносова, В.М. Язовских, О.А. Рудакова, Г.В. Встовский // Тяжелое машиностроение. 2009. №7. С. 23-27.
7. Кривоносова, Е.А. Анализ критериев оценки усталостных свойств металла сварных швов (часть 1) / Е.А. Кривоносова, А.И. Горчаков // Тяжелое машиностроение. 2013. № 3. С. 29-33.
8. Синкина, Е.А. Влияние типа покрытия электрода на коррозионную стойкость металла шва стали 08Х18Н10Т / Е.А. Синкина, Е.А. Кривоносова // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – Пермь, 2011. Т. 13, №2. С. 79-84.

9. *Кривоносова, Е.А.* Влияние типа покрытия электродов на коррозионную стойкость металла шва стали 08X18H10T / *Е.А. Синкина, Е.А. Кривоносова* // Сварочное производство. 2012. №4. С. 38-41.
10. *Krivososova, E.A.* Effect of the type of electrode coating on the corrosion resistance of weld metal in 08Cr18Ni10Ti steel / *E.A. Krivososova, E.A. Sinkina, A.I. Gorchakov* // Welding International. 2013. Vol. 27, N. 6. P. 489-492.
11. *Александров, А.Г.* Коррозионная стойкость сварных швов аустенитно-ферритных сталей в щелочных средах // Сварочное производство. 1990. №8. С. 15-16.
12. ОСТ 92-4395-86. Стали. Методы ускоренных коррозионных испытаний. – М., 1986. 49 с.
13. *Бокштейн, Б.С.* Металловедение и термическая обработка стали. Справочник. Т. 1. – М., Metallurgy, 1988. 506 с.

ASSESSMENT THE DURABILITY OF JOINT WELDS OF HIGH-ALLOY STEEL TO THE CORROSION STRESS DESTRUCTION

© 2013 E.A. Sinkina, E.A. Krivososova

Perm National Research Polytechnical University

In work test data of stress corrosion of samples from steel 08X18H10T welded by electrodes with the basic and rutile type of covering are presented. It is established that tendency to corrosion cracking depends on chemical composition of electrode covering and seam metal.

Keywords: *joint weld, corrosion stress durability, electrode covering, intercrystalline corrosion*

*Elena Sinkina, Senior Teacher at the Department "Welding Production and Technology of Constructional Materials".
E-mail: ellisuss@mail.ru*

Ekaterina Krivososova, Doctor of Technical Sciences, Professor at the Department "Welding Production and Technology of Constructional Materials". E-mail: katerinakkkkk@mail.ru