

©Дерябкина Е.С., Жежер М.Н.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СКЛОННОСТЬ К МКК СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОНИКЕЛЕВОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ С АЗОТОМ

1. Актуальность

Применение аустенитных хромоникелевых сталей, легированных азотом, непрерывно увеличивается. В четырехкомпонентной системе железо-хром-никель - углерод добавка азота существенно расширяет аустенитную область и повышает термодинамическую устойчивость аустенита[1]. При определенных условиях азот измельчает первичную структуру аустенитного металла. Атомы азота внедряются в гранцентрированную решетку аустенита, вызывая ее искажение, возрастающее почти линейно с увеличением количества азота, что повышает пределы текучести и прочности металла [2]. Иногда повышение прочности свойств сопровождается некоторым снижением пластичности и ударной вязкости. Особое значение для обеспечения высоких и стабильных механических свойств имеет легирование азотом аустенитного металла большой толщины, в котором, как правило, проявляется неравномерная и небольшая степень деформирования по сечению.

2. Постановка задачи и цели исследования

Небольшое количество публикаций о влиянии азота и углерода на склонность межкристаллитной коррозии (МКК) относятся к стали 08X18АН5, а по сварным соединениям отсутствуют. Знание же минимального времени выдержки в зоне критических температур, приводящего к разрушению по границам зерен различных участков сварных соединений, имеет большое

значение для решения вопроса о допустимой температуре и продолжительности технологических нагревов стали при сварке.

3. Основной материал

Исследования выполнялись на образцах стали 08X18АН5 толщиной 10 мм, выполненные автоматической сваркой под флюсом АН-18 опытными сварочными проволоками с различным содержанием марганца и азота (табл. 1). Марганец в количестве 1-3 % в металл шва вводится с целью замены никеля и предотвращения появления горячих трещин.

Таблица 1 – Химический состав металла шва на стали 08X18АН5

| Обозн. пробы | Результаты анализа, % | | | | | | | |
|--------------|-----------------------|-------|------|------|-------|------|-------|-------|
| | C | N | Si | Mn | Cr | Ni | S | P |
| 1 | 0,052 | 0,065 | 0,11 | 1,16 | 15,75 | 6,41 | 0,021 | 0,028 |
| 2 | 0,048 | 0,096 | 0,16 | 2,51 | 17,0 | 6,3 | 0,02 | 0,025 |
| 3 | 0,045 | 0,095 | 0,17 | 2,93 | 17,11 | 6,3 | 0,018 | 0,025 |
| 4 | 0,051 | 0,08 | 0,05 | 1,54 | 16,6 | 6,3 | 0,017 | 0,025 |
| 5 | 0,053 | 0,09 | 0,1 | 2,47 | 16,8 | 6,2 | 0,018 | 0,025 |
| 6 | 0,06 | 0,11 | 0,06 | 1,07 | 16,0 | 6,5 | 0,02 | 0,03 |
| 7 | 0,051 | 0,13 | 0,08 | 2,07 | 16,7 | 6,25 | 0,019 | 0,022 |
| 8 | 0,055 | 0,12 | 0,17 | 2,58 | 16,8 | 6,3 | 0,016 | 0,028 |
| 9 | 0,045 | 0,12 | 0,11 | 1,61 | 16,6 | 6,3 | 0,018 | 0,029 |
| 10 | 0,052 | 0,1 | 0,19 | 2,49 | 17,0 | 6,28 | 0,018 | 0,025 |
| 11 | 0,043 | 0,1 | 0,06 | 1,18 | 16,25 | 6,39 | 0,018 | 0,028 |

Результаты испытаний на склонность к межкристаллитной коррозии показали, что в исходной состоянии сварные соединения стали 08X18АН5, выполненные опытными проволоками, отличающиеся, в основном, содержанием азота и марганца, стойки против межкристаллитной коррозии при испытании в стандартном растворе по методу АМ ГОСТ 6032-76. Отпуск при температуре 500 °С в течении 300 мин. не вызывает склонности к МКК металла швов, выполненных 3-ей и 5-ой проволоками. Менее интенсивной коррозии в этих условиях подвержен металл 2-го, 8-го и 10-го швов (глубина до 0,1 мм).

Глубина проникновения МКК в металле остальных швов весьма значительна и составляет 3-5 мм.

Сопоставляя результаты визуального осмотра образцов после изгиба с результатами химического состава металла шва, можно отметить, что при данном режиме отпуска не склонен к межкристаллитной коррозии металл шва, содержащий до 0,1 % N и 2,5-2,9 % Mn. Склонен к межкристаллитной коррозии металл шва, содержащий 0,065-0,1 % N; 1,07-1,54 % Mn и 0,13 % N; 2,07-2,58 % Mn. Содержание углерода до 0,05 %. Выдержка в течении 900 и 1500 мин. при этой температуре вызывает склонность всех исследуемых образцов к МКК. Отпуск при температуре 600 °С способствует возникновению склонности к МКК. Исключение составляют шов, выполненный 2-ой проволокой при выдержке 60 мин., и швы, выполненные проволоками 5, 6, 7 и 8 при выдержке 1500 мин. Повышение температуры отпуска до 700 °С приводит к существенному сужению интервала возникновения межкристаллитной коррозии. При выдержке 60 мин. склонен к межкристаллитной коррозии металл швов, выполненных проволоками 6 и 9, а при выдержке 300 мин. – проволоками 6, 10 и 11.

Изменение микроструктуры металла шва в зависимости от режима отпуска изучали на образцах, выполненных проволоками 1 и 7, отличающихся содержанием марганца и азота.

В состоянии после сварки микроструктура металла швов мелкодендритная, аустенитная. Границы дендритов свободны от выделений. В металле шва 1-го образца металлических включений больше, чем в 7-ом, и они мельче.

В процессе отпуска при температуре 400 °С заметного выделения карбидов не происходит, а имеет место незначительное укрупнение имевшихся. Следует отметить, что карбиды расположены, в основном, по телу зерна.

Результаты визуального осмотра загнутых образцов и металлографических исследований совпадают, металл шва не подвержен межкристаллитной коррозии при испытании по методу АМ. Повышение

температуры отпуска до 500 °С несколько оживляет диффузионные процессы. Уже пятчасовая выдержка приводит к образованию по границам зерен отдельных участков из тесно расположенных карбидов. После загиба образцов на поверхности наплавленного металла наблюдается сетка трещин глубиной до 1 мм на образце 1 и до 4 мм на образце 7. Дальнейшее увеличение времени выдержки при температуре 500 °С способствует выделению карбидов в виде сплошных цепочек по границам кристаллитов. Характер и интенсивность разрушения швов после испытаний показаны на рис.4.52-4.53.

Увеличение времени выдержки до 15 и 25 часов обуславливает выделение карбидов в виде сплошных цепочек по границам зерен. Наличие сплошной сетки из мелких и укрупненных карбидов по границам зерен в зависимости от времени выдержки при температуре отпуска 600 °С способствует интенсивной межкристаллитной коррозии в зоне сплавления сварных соединений. Повышение температуры отпуска до 700 °С приводит к существенному сужению интервала возникновения межкристаллитной коррозии по зоне сплавления у образцов 1, 2, 3, 4, 5, 6, 9, 10 и 11 и исчезновению МКК для сварных соединений, выполненных проволоками 3, 7 и 8.

Металлографическое исследование зоны сплавления образца 1, подвергнутого отпуску при температуре 700 °С, выдержка 60 мин., показало, что большая часть зерен усеяна мелкими разрозненными карбидами. Межкристаллитная коррозия при этом отсутствует. 300-минутная выдержка при этой температуре приводит к непрерывным карбидным выделениям по границам отдельных зерен и, как результат, к склонности к МКК. С увеличением времени выдержки непрерывность карбидов по границам зерен нарушается. Карбиды в большей части разобщены, и сварные соединения по зоне сплавления при данном режиме отпуска не склонны к межкристаллитной коррозии.

У сварного соединения, выполненного проволокой 7 при температуре отпуска 700 °С, независимо от продолжительности выдержки по границам

зерен наблюдается прерывистая цепочка карбидов. Межкристаллитная коррозия отсутствует. После отпуска при температуре 800 °С в течении 600 мин. большая часть границ усеяна не связанными между собой массивными карбидами.

Исследованию подвергали и металл околошовной зоны на различном расстоянии от зоны сплавления. С целью выявления различия в склонности к межкристаллитной коррозии различных участков сварного соединения диаграмму Ролландсона для зоны термического влияния совместили с диаграммой Ролландсона для металла шва. Установлено, что наиболее узкая область склонности к МКК характерна для 7-го и 8-го образцов сварных соединений.

Металлографически изучали склонность к межкристаллитной коррозии участка зоны термического влияния на различном удалении от зоны сплавления, выполненного проволокой 1, подвергнутого отпуску по различным режимам.

В состоянии после сварки выделившаяся избыточная фаза расположена отдельными участками в зоне термического влияния на расстоянии 8-10 мм от зоны сплавления и, как показали испытания, не снижает стойкости сварных соединений против межкристаллитной коррозии при испытании по методу АМ.

Отпуск сварного соединения при температуре 400 °С в течении 1500 мин не значительно изменяет микроструктуру зоны термического влияния. Границы зерен несколько утолщаются.

Отпуск при температуре 500 °С в течении 300 мин. приводит к сдвигу участка зоны с выделившейся избыточной фазой на расстоянии около 2 мм от зоны сплавления и дополнительному выделению карбидов по границам зерен и двойников. Причем более интенсивное на расстоянии 2-4 мм от зоны сплавления. На расстоянии до 6 мм от зоны сплавления значительно утолщаются выделения в виде игл по границам двойников.

После 15-и 25-часовой выдержки при температуре 500 °С наблюдается исчезновение ранее выделившаяся избыточной фазы. Непрерывность цепочки карбидов сохраняется, имеются выпавшие зерна по всей толщине образца.

Исследования микроструктуры сварного соединения после отпуска при 600 °С в течении 60 мин. показало, что по границам зерен по всей длине образца имеются участки сплошных выделений мелких карбидов. Глубина межкристаллитной коррозии до 2 мм.

Избыточная фаза по границам зерен при данном режиме отпуска наблюдается на расстоянии 6 мм, и ее количество увеличивается при удалении до 8 мм от линии сплавления.

Увеличение продолжительности отпуска приводит к увеличению границ зерен с выделившимися карбидами. После испытания в таких образцах имело место выпадение зерен на всю толщину образца.

После 25-часового отпуска наблюдается почти непрерывная сетка карбидов, значительное растравливание границ зерен, выпавшие зерна по всей длине образца. Металлографически отмечено увеличение содержание ферритной составляющей, вытянутой в направлении проката в околосшовной зоне. В микроструктуре участков зоны термического влияния на различном удалении от зоны сплавления сварного соединения, подвергнутого отпуску при 700 °С в течении 60 мин., карбиды расположены разрозненно по границам зерен и двойников. Избыточная фаза по границам зерен в виде игл наблюдается на расстоянии 4-8 мм от зоны сплавления. Межкристаллитная коррозия отсутствует.

После 5-часовой выдержки травимость границ несколько возрастает, имеются выпавшие зерна по всей толщине образца. На расстоянии 4-8 мм от зоны сплавления имеются выделения в виде «налета». Микротвердость зерна 487 кг/мм², выделений – 430 кг/мм².

Дальнейшее увеличение продолжительности отпуска при температуре 700 °С вызывает дополнительное выделение карбидов по границам двойников. Сплошность цепочки карбидов по границам зерен, в основном, сохраняется, но

несколько меняется их размер, что ведет к уменьшению глубины межкристаллитной коррозии до 0,1 мм.

При продолжительности отпуска 1200 мин. в структуре зоны термического влияния имеются скоагулированные разобщенные карбиды по границам. На расстоянии 10-14 мм от зоны сплавления выделения иглообразного вида.

Интенсивные утолщения границ зерен наблюдается на расстоянии 8-12 мм от зоны сплавления, как в исходном состоянии после сварки.

Как показывают исследования, при данном режиме отпуска зона термического влияния не склонна к межкристаллитной коррозии.

Выводы

На основании проведенных исследований установлено, что стойкость сварных соединений стали 08X18АН5 против межкристаллитной коррозии в исходном состоянии после сварки обуславливается стойкостью металла шва после провоцирующего нагрева при температуре 650⁰С в течении часа – стойкостью металла шва и металла околошовной зоны.

Для металла швов различного состава определены температурно-временные области склонности к межкристаллитной коррозии. Установлено, что металл шва, содержащий < 0,05 % С, ~2% Мп, 17-18 % Сr 6-7 % Ni в 0,12-0,15 % N, имеет наименьшую область склонности к МКК в диапазоне технологических нагревов при сварке. Внедрение низконикелевой аустенитной стали 08X18АН5 взамен стали типа 18-10 в химическом машиностроении обеспечивает значительную экономию дефицитного никеля и снижение себестоимости изготовления оборудования.

Список использованных источников:

1. Сварка в химическом машиностроении. ОН 26-01-71-82. – М., 1982. – С. 43.

2. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей/ Н.И. Каховский. – К. : Техника, 1975. – С. 169.

3. Житников Н. П. Влияние азота на структуру аустенитного металла шва / Н. П. Житников, И. А. Закс // Сварочное производство. – 1971. – №8. – С. 27–33.

Дерябкина Е.С., Жежер М.Н. «Влияние термической обработки на склонность к МКК сварных соединений низконикелевой коррозионностойкой стали с азотом».

Приведены результаты исследований по влиянию на МКК температуры нагрева и времени выдержки при отпуске, имитирующем термический цикл автоматической сварки под флюсом сварных соединений с различным содержанием азота и марганца в металле шва. Установлена температурно-временная область и состав металла шва, обеспечивающих стойкость против МКК сварных соединений.

Ключевые слова: отпуск, межкристаллитная коррозия, температурно-временная область.

Дерябкина Е.С., Жежер М.М. «Вплив термічної обробки на схильність до МКК зварних з'єднань низьколегованої корозієстійкої сталі з азотом».

Наведено результати досліджень щодо впливу на МКК температури нагріву і часу витримки при відгартуванні, що імітує термічний цикл автоматичного зварювання під флюсом зварних з'єднань з різним вмістом азоту та марганцю в металі шва. Встановлено температурно-часову область і склад металу шва, що забезпечують стійкість проти МКК зварних з'єднань.

Ключові слова: відгартування, межкристалітна корозія, температурно-часова область.

Deryabkin E.S., Zhezher M.N. “Impact of the thermal treatment to hang to ICC of welded joints of low-alloyed corrosion-resistant steel with nitrogen”.

The results of studies on the effect on the ICC heating temperature and exposure time for vacation, simulating the thermal cycle of automatic submerged arc welding of welded joints with different nitrogen-containing and manganese in the weld metal. The temperature-time region and the composition of the weld metal, providing resistance to the ICC of welded joints.

Key words: holiday, intergranular corrosion, the temperature-time region.

Стаття надійшла до редакції 26 квітня 2012 р.