

К ВОПРОСУ О ДЕФОРМАЦИОННОМ УПРОЧНЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ВЗРЫВОМ

Используя схему всестороннего неравномерного сжатия за счет энергии взрыва трубных образцов, получены эффекты упрочнения сталей: бейнитной 38ХНЗМФА, аустенитной 10Х12Г14Н4ЮМ, мартенситно-старееющей Н18К9М5ТЮ.

Одновременно с повышением прочностных свойств у сталей сохраняются высокие ударная вязкость и пластичность. Так, для стали 38ХНЗМФА после упрочнения $\sigma = 1800$ МПа, $\delta = 8-10$ %, $\psi = 30-35$ %, КСУ = 0,5 – 0,6 МДж/м²; для стали Н18К9М5ТЮ $\sigma = 2000$ МПа, $\delta = 5-7$ %, $\psi = 50-53$ %, КСУ = 0,6–0,8 МДж/м²; для стали 10Х12Г14Н4ЮМ $\sigma = 1200$ МПа, $\delta = 70$ %, $\psi = 30$ %, КСУ = 1,4 МДж/м². Исследования тонкой структуры материала и микрорентгеноспектральный анализ показали, что в процессе деформационного упрочнения сталей взрывом наблюдается растворение упрочняющих карбидов, диффузионный перенос элементов в твердом растворе с образованием пересыщенных твердых растворов по плоскостям с высокой плотностью дефектов, что приводит к возникновению двойникового мартенсита деформации α' и ϵ -фазы. Сложные карбиды типа (Fe, Cr, Mo, Mn)₂₃C₆ и интерметаллиды FeNi, Ti₉Al₂₃, Ni₃Al и другие, растворяясь полностью или частично в матрице в процессе высокоскоростной деформации предварительно нагретых образцов, в процессе охлаждения материала выпадают в виде мелкодисперсных карбидов и интерметаллидных частиц в пластинах мартенсита деформации (даже для стали 38ХНЗМФА, не содержащей интерметаллидные упрочняющие частицы в исходном состоянии). В мартенситно-старееющих сталях в процессе деформационного упрочнения также наблюдается растворение упрочняющих интерметаллидных частиц типа FeNi, Ti₉Al₂₃, Ni₃Al с кубической решеткой при образовании новых интерметаллидных соединений типа AlTi₂, Co₂Ti, Ni₃Ti, Ti₃Al с гексагональной плотноупакованной решеткой.

Предварительный нагрев заготовок перед упрочнением взрывом обеспечивает снижение уровня активационного барьера, что позволяет получить значительный эффект по перераспределению легирующих элементов и углерода в исследованных сталях.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

Г.Г.ГОРАНСКИЙ, канд.техн.наук (БПИ)

ОСОБЕННОСТИ КОНТАКТНОЙ КОРРОЗИИ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Коррозионная стойкость сварных конструкций, полученных с использованием биметаллических переходных элементов, в значительной степени определяется склонностью к коррозии компонентов биметалла в зоне контакта. В

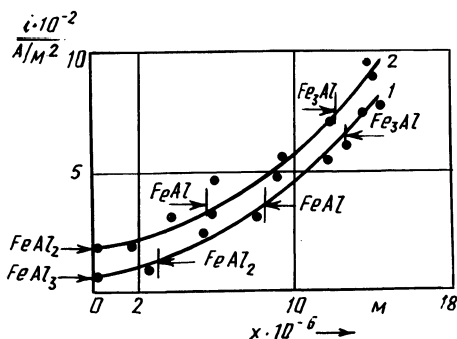


Рис. 1. Влияние состава и содержания интерметаллидов в зоне шва биметалла ВСтЗ-АДО на плотность тока контактной коррозии (стрелками указаны участки зарождения новых фаз):

1 — образцы после сварки взрывом; 2 — то же + отжиг при 350 °С (до отжига интерметаллидов нет)

этой связи исследовано влияние структуры шва слоистой композиции ВСтЗ-АДО, полученной сваркой взрывом, на интенсивность контактной коррозии в 0,1 %-ном растворе NaCl. Интенсивность процесса оценивали на основании коррозионных диаграмм и по плотности тока.

Установлено, что при контактной коррозии сталеалюминиевых композиций, сваренных взрывом, алюминий не является протектором стали, т. е. происходит частичное смещение анодной зоны в стальную составляющую. Как показали металлографические исследования переходной зоны образцов до и в процессе коррозии, степень смещения обусловлена степенью пластического деформирования контактных слоев стали. В частности, для композиции ВСтЗ-АДО $A = 0,028\epsilon^{0,8}$, где A — степень смещения анодной зоны в сталь, мм; ϵ — относительная пластическая деформация стали при сварке взрывом у поверхности контакта, %.

Интенсивность коррозии биметалла ВСтЗ-АДО в значительной мере определяется видом интерметаллидных включений, образующихся в зоне шва. Об этом свидетельствуют результаты измерения плотностей токов коррозии через зону соединения композиции (рис. 1).

Характер зависимостей (кривые 1, 2) говорит об активизации контактной коррозии при возрастании суммарного объема интерметаллидов в зоне соединения, а также по мере появления на границе контакта компонентов фаз следующего состава: $FeAl_3 \rightarrow FeAl_2 \rightarrow FeAl \rightarrow Fe_3Al$. Именно в такой последовательности происходит их массовое зарождение как при сварке взрывом, так и при последующем отжиге композиции ВСтЗ-АДО. Разность же потенциалов между соединениями типа Fe_nAl_m и чистым алюминием возрастает с увеличением содержания железа, т. е. в аналогичной последовательности. Этим и объясняется более интенсивная контактная коррозия в переходной зоне.

Полученные результаты позволили оптимизировать строение сварного шва биметалла ВСтЗ-АДО с повышенной коррозионной стойкостью в переходной зоне и скорректировать технологические режимы сварки взрывом.