

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В ЗОНЕ СПЛАВЛЕНИЯ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ С АУСТЕНИТНЫМ АЗОТСОДЕРЖАЩИМ МЕТАЛЛОМ ШВА*

В. П. ЕЛАГИН, В. Н. ЛИПОДАЕВ, Г. Н. ГОРДАНЬ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены особенности развития при высокотемпературном нагреве структурной неоднородности в нестабильной зоне сплавления аустенитного шва с перлитной сталью. Показано, что одним из факторов влияния высокого содержания никеля в шве и низкой погонной энергии сварки на снижение ширины ферритной прослойки является уменьшение перегрева и деградации карбидов в металле ЗТВ. Однако эти изменения не предотвращают пленочные выделения карбидов и охрупчивание металла между зоной сплавления и ЗТВ. Легирование аустенитного металла шва азотом, образование более стабильных, чем карбиды, нитридных частиц и измельчение зерен способствуют повышению стабильности структуры, торможению развития карбидных реакций и более равномерному распределению карбидов в зоне сплавления с перлитной сталью, что повышает свойства сварных соединений разнородных сталей. Библ. 14, рис. 7.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварные соединения разнородных сталей, зона сплавления, структурная неоднородность, диффузия углерода, аустенитный шов, никель, азот, обезуглероженная зона, науглероженная зона, зона термического влияния

При изготовлении и ремонте нефтехимического, нефтеперерабатывающего, энергетического и др. технологического оборудования применяются сварные соединения из разнородных аустенитных и перлитных сталей, которые эксплуатируются при высоких (выше 350 °С) температурах. К соединениям из разнородных сталей относят и соединения теплоустойчивых легированных сталей с аустенитным швом, выполняемым при невозможности проведения послесварочной термообработки. Сварка таких сталей осуществляется с применением аустенитных материалов с высоким (более 13 %) содержанием никеля. При этом предусматривается соблюдение соответствия содержания никеля в металле шва уровню легирования перлитной стали и температуре эксплуатации. Несоблюдение этого условия приводит к развитию структурной неоднородности в зоне сплавления перлитной стали и аустенитного шва вследствие диффузионного перераспределения углерода. Такая зона сплавления считается нестабильной [1].

Характерными признаками структурной неоднородности в нестабильной зоне сплавления является наличие прослоек — науглероженной с высокой твердостью в переходном слое аустенитного шва и ферритной с низкой твердостью в зоне термического влияния (ЗТВ) перлитной стали. Диффузии углерода способствует градиент его термо-

динамического потенциала между аустенитным швом и перлитной сталью [1–3]. В аустенитном шве он имеет более низкие значения вследствие наличия сильных карбидообразующих элементов, таких как хром, молибден, ванадий и т.п., которые связывают углерод в карбиды. В перлитной стали более высокое значение потенциала вызвано наличием нестабильных карбидов и свободного углерода в твердом растворе.

Перемещение углерода в нестабильной зоне сплавления осуществляется по механизму как атомной, так и реактивной диффузии [2]. При атомной диффузии свободный углерод перемещается в твердом растворе металла в направлении к более сильному карбидообразующему элементу. Реактивная диффузия происходит в результате карбидных реакций, которые протекают с диссоциацией менее стабильных карбидов, диффузией углерода к зоне сплавления и образованием более легированных карбидов. Распаду карбидов в ЗТВ способствует снижение содержания углерода в твердом растворе и высокая температура сварочного нагрева при сварке [4] или при эксплуатации [3]. О характере влияния погонной энергии сварки на ширину ферритной прослойки единого мнения нет. В работе [1] показано, что снижение погонной энергии сварки способствует ее увеличению, а в работе [5], наоборот, ее снижению при уменьшении плотности мощности лазерной обработки.

Применение высоконикелевых сварочных материалов является наиболее эффективным способом снижения структурной неоднородности [1–3].

* По материалам доклада, представленного на Международной конференции «Дуговая сварка. Материалы и качество», 31 мая – 3 июня 2016 г., г. Волгоград.

© В. П. Елагин, В. Н. Липодаев, Г. Н. Гордань, 2016

Влияние никеля объясняют повышением термодинамической активности и снижением растворимости углерода в аустените [1].

Однако при нестабильной зоне сплавления высокое содержание никеля в шве, даже в количестве, характерном для никелевых сплавов, полностью не предотвращает диффузию углерода и образование структурной неоднородности. Это было установлено в зоне сплавления с низкоуглеродистой сталью [6], в которой углерод находится в составе нестабильного цементита или с теплоустойчивой легированной сталью со структурой мартенсита в металле ЗТВ [4]. Приведенный обзор свидетельствует о том, что к настоящему времени не полностью раскрыт механизм образования структурной неоднородности в нестабильной зоне сплавления разнородных сталей и влияние на нее никеля.

Известно положительное влияние легирования аустенитного шва азотом на снижение диффузии углерода в зоне сплавления его с перлитной сталью [7]. Азот, также, как и никель, способствует повышению термодинамической активности углерода [8]. При этом азот может входить в состав карбидов, изменяя их состав и стабильность, а также образовывать нитриды с такими элементами, как титан, ниобий, хром и др., которые являются более стабильными, чем карбиды [9, 10]. Это, видимо, будет оказывать влияние на реактивную диффузию углерода. Исследования влияния легирования азотом аустенитного шва на развитие обезуглероженной прослойки в перлитной стали ранее не проводились. Учитывая положительное влияние азота на свойства аустенитного металла шва [11] и сварных соединений разнородных сталей [12], такие исследования представляют научный и практический интерес.

Целью данной работы является сопоставление эффективности влияния легирования аустенитного шва азотом и никелем на развитие структурной неоднородности в нестабильной зоне сплавления с перлитной сталью.

Для проведения исследований наплавляли однослойные валики на пластину из стали 20 толщиной 22 мм механизированной сваркой в защитном газе аустенитными проволоками диаметром 1,2 мм с легированием типа 08X20H9Г7Т, 08X20H25M8Г8 и 08X25H40M7. Эти проволоки рекомендованы для сварки разнородных сталей в конструкциях, работающих при различных температурах [1]. В качестве защитного газа применяли аргон, CO_2 , N_2 и их смеси $\text{CO}_2 + (5...80) \%$ азота, что позволило получить в металле аустенитной наплавки содержание азота в количестве 0,04...0,06 мас. % и 0,12...0,39 мас. % соответственно. Наплавку выполняли с погонной энергией 4,1 и 7,9 кДж/см при следующих параметрах режима: $I_{\text{CB}} = 240...260 \text{ А}$, $U_{\text{д}} = 24...26 \text{ В}$, $v_{\text{CB}} = 16$ и 25 м/ч. Для развития структурной неоднородности сварные соединения подвергали печному нагреву при температуре 550 °С длительностью 1000, 1500 и 3000 ч.

Выбор температуры нагрева, равной 550 °С и углеродистой стали 20 в качестве основного металла, не содержащего активных карбидообразующих элементов, позволил получить структурную и фазовую нестабильность, приведшую к развитию структурной и механической неоднородности в зоне сплавления. Для выявления структуры металла применяли металлографическое травление микрошлифов в 5%-м спиртовом растворе азотной кислоты. Твердость металла измеряли с помощью прибора ПМТ-3А при нагрузке 0,2 Н, а распределение углерода определяли с помощью микроанализатора SX-50 фирмы «Самеса».

Исследования показали, что после длительного нагрева в зоне термического влияния перлитной стали всех вариантов наплавки, образуется ферритная прослойка. Она представляет собой четко выраженную прослойку с ферритной структурой, размер зерен в которой увеличивается по мере приближения к зоне сплавления (рис. 1). Ширина прослойки становится больше при более длительном нагреве и снижается при уменьшении погонной энергии сварки и повышении содержания ни-

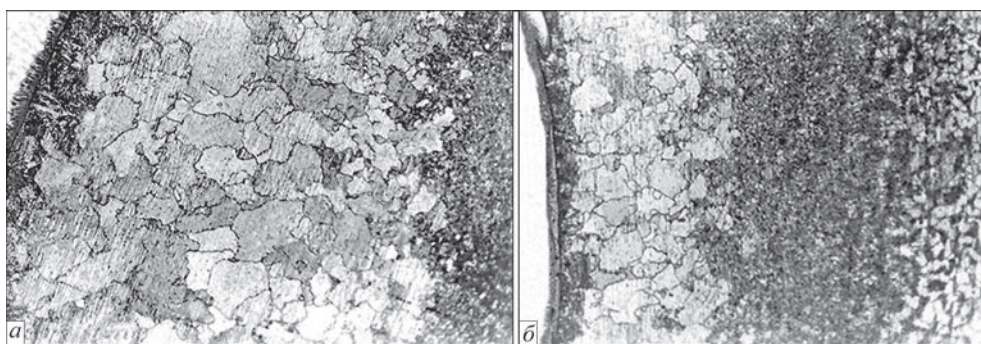


Рис. 1. Микроструктура ($\times 100$) металла ЗТВ с ферритной прослойкой стали 20 при однослойном наплавленном металле типа 08X25H40M7. Защитный газ — $\text{CO}_2 + 5 \%$ N_2 . Погонная энергия: а — 7,9; б — 4,1 кДж/см. Нагрев при 550 °С длительностью 3000 ч

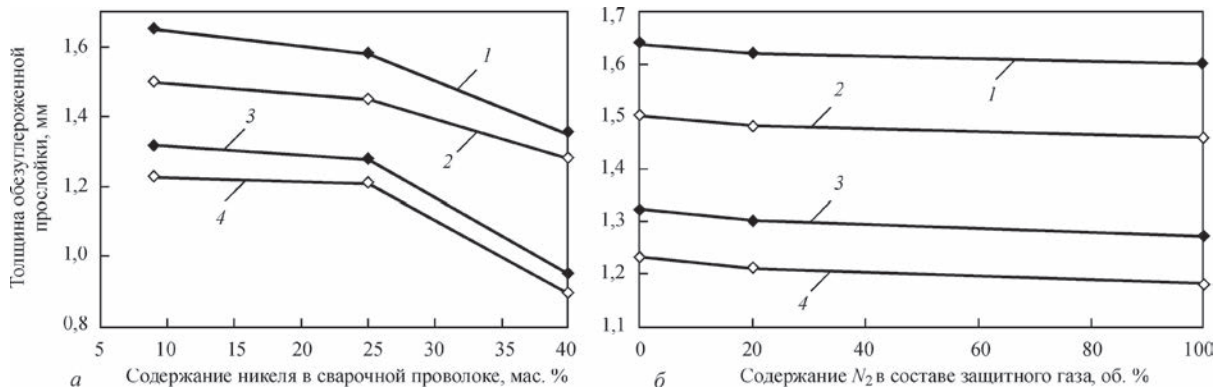


Рис. 2. Зависимость ширины ферритной прослойки в ЗТВ стали 20 с однослойной аустенитной наплавкой от содержания: *a* — никеля в сварочной проволоке; *б* — азота в защитном газе CO₂ + N₂. Погонная энергия наплавки: 1, 2 — 7,9; 3, 4 — 4,1 кДж/см. Нагрев при 550 °С длительностью: 1, 3 — 3000; 2, 4 — 1000 ч

кея в электроде и азота в составе защитного газа (рис. 2). Эффективность влияния этих показателей на ширину ферритной прослойки оценивали сопоставлением показателей точек кривых, приведенных на рис. 2.

Снижение погонной энергии сварки с 7,9 до 4,1 кДж/см при сварке проволокой с 9 и 25 мас. % никеля приводит к уменьшению ширины ферритной прослойки примерно на 18 и 20 % после нагрева длительностью 1000 и 3000 ч соответственно. При сварке проволокой с 40 мас. % никеля влияние погонной энергии становится более эффективным — ширина прослойки снижается примерно на 28 и 30 % после нагрева длительностью 1000 и 3000 ч соответственно.

При сварке с погонной энергией 7,9 кДж/см применение сварочных проволок с содержанием никеля 25 и 40 % снижает ширину обезуглероженной прослойки примерно на 3 и 15 % соответственно при длительности нагрева 1000 ч и примерно на 4 и 18 % соответственно при длительности нагрева 3000 ч. При снижении погонной энергии до 4,1 кДж/см влияние повышения содержания никеля до 25 и до 40 мас. % становится более эффективным — примерно 4 и 18 % соответственно при длительности нагрева 1000 ч и примерно 26 и 28 % соответственно при выдержке 3000 ч. Эти соотношения соблюдаются при любом составе защитного газа.

Легирование азотом уменьшает ширину ферритной прослойки примерно на 5 % при наплавке металла типа 08X20H9Г7Т и 08X20H25Г8М6 и на 3 % — металла типа 08X25H40М6 при любой погонной энергии сварки. Такое изменение обезуглероживания примерно одинаковое, как при массовой доле азота в шве 0,12 %, так и при 0,22 %, т. е. зависимости его ширины в соединениях стали 20 от количества азота в аустенитном металле в исследуемых пределах не обнаружено.

Таким образом, на снижение ширины ферритной прослойки уменьшение погонной энергии сварки оказывает более сильное влияние, чем по-

вышение содержания никеля до 40 мас. %. Влияние легирования металла шва азотом имеет такое же влияние на снижение ширины ферритной прослойки, как повышение содержания никеля до 25 %.

Ширина ферритной прослойки для всех исследуемых вариантов наплавки находится в пределах ЗТВ и пропорциональна ее ширине. Уменьшению ширины ЗТВ способствует не только снижение погонной энергии, но и повышение содержания никеля в сварочной проволоке. При увеличении массовой доли никеля с 9 до 25 % ширина ЗТВ уменьшается на 3...5 %, а до 40 % никеля — на 10...15 %. Наряду с этим изменяется и структура металла (рис. 3). Участок перегрева в околошовной зоне при сварке аустенитной проволокой с 9 % никеля имеет видманштеттовый феррит без карбидных выделений, который располагается внутри зерен аустенита (рис. 3, *a*). При сварке проволокой с 40 % никеля участок перегрева имеет структуру бейнита с участками перлита (рис. 3, *б*). Это свидетельствует о меньшей степени гомогенизации аустенита и наличии карбидов. Для подтверждения этого выявляли дополнительно размер аустенитного зерна на этом участке металлографическим травлением в водном растворе пикриновой кислоты с добавлением стирального порошка. Установлено, что величина зерна снижается с 3...4 до 5...6 размера. Такому изменению величины зерна соответствует изменение размеров ферритных зерен ферритной прослойки (рис. 4). Влияние повышения содержания никеля на изменение ширины ЗТВ в работе [13] объясняют снижением температуры кристаллизации металла сварочной ванны, а также температуры и длительности нагрева металла на участке перегрева.

Легирование азотом оказывает заметное влияние на структуру участка подплавления околошовной зоны, размеры и форму ферритных зерен, особенно первого ряда, обезуглероженной зоны (рис. 4).

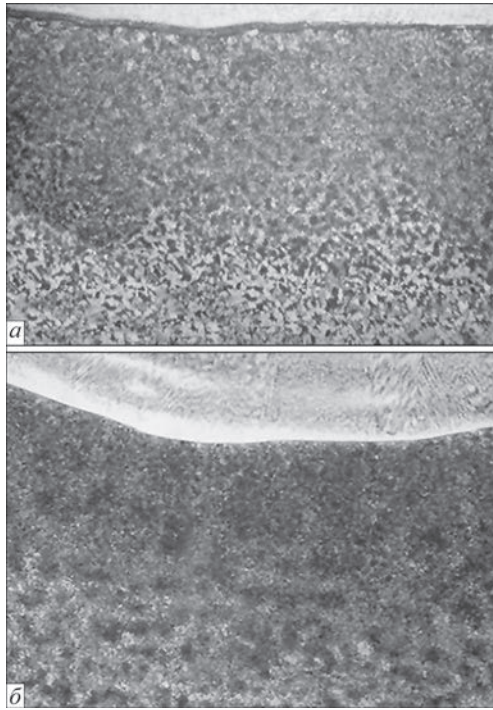


Рис. 3. Микроструктура ($\times 50$) металла ЗТВ стали 20 с аустенитным наплавленным металлом типа: *a* — 08X20H9Г7Т; *б* — 08X25H40M7 в состоянии после сварки

Участок подплавления обнаруживается в околошовной зоне всех исследуемых вариантов наплавов в виде промежуточной прослойки между обезуглероженной и науглероженной зонами. О подплавлении металла на этом участке свидетельствует наличие там легирующих элементов металла шва, содержание которых повышается в сторону зоны сплавления (рис. 5). Подплавленный участок оконтурен со стороны обезуглероженной зоны сопряженными с ним границами ферритных зерен первого ряда. Толщина его при наплавке с погонной энергией 7,8 кДж/см в аргоне равняется 0,02...0,1 мм, в CO_2 — 0,07...0,10 мм, в смеси $\text{CO}_2 + \text{N}_2$ — 0,1...0,15 мм. Снижение погон-

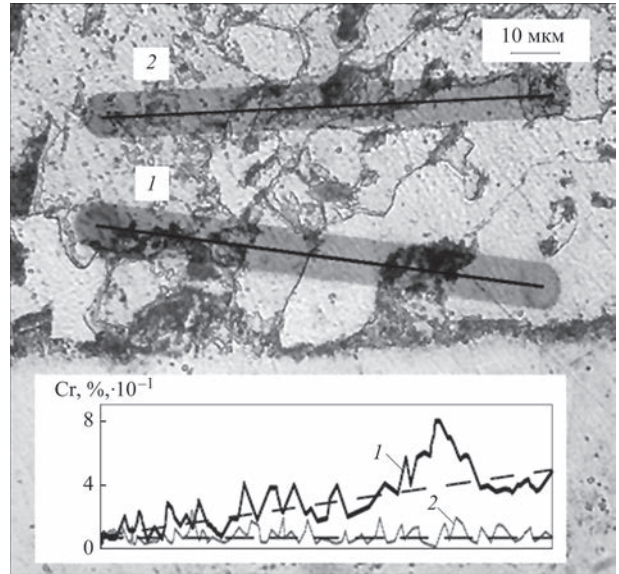


Рис. 5. Распределение хрома по следам 1 и 2 зонда микроанализатора в околошовной зоне стали 20 с аустенитным наплавленным металлом типа 08X20H25M6

ной энергии до 4,1 кДж/см приводит к уменьшению ее толщины до 0,05...0,1 мм.

Структура подплавленного участка в околошовной зоне наплавов, выполненных в аргоне, ферритная, с узкими, вытянутыми преимущественно вдоль зоны сплавления мелкими зернами (рис. 4, б). Линейный микрорентгеноспектральный анализ показывает значительное снижение углерода на этом участке (выделено штриховкой на рис. 6, а), что свидетельствует о его обезуглероживании.

Ферритные зерна первого ряда очень крупные (2...3 номер по ГОСТ 5639–82). Образовались они, очевидно, за счет собирательной рекристаллизации в результате слияния зерен при растворении малостойких карбидов в условиях обезуглероживания. Границы между этими зернами и под-

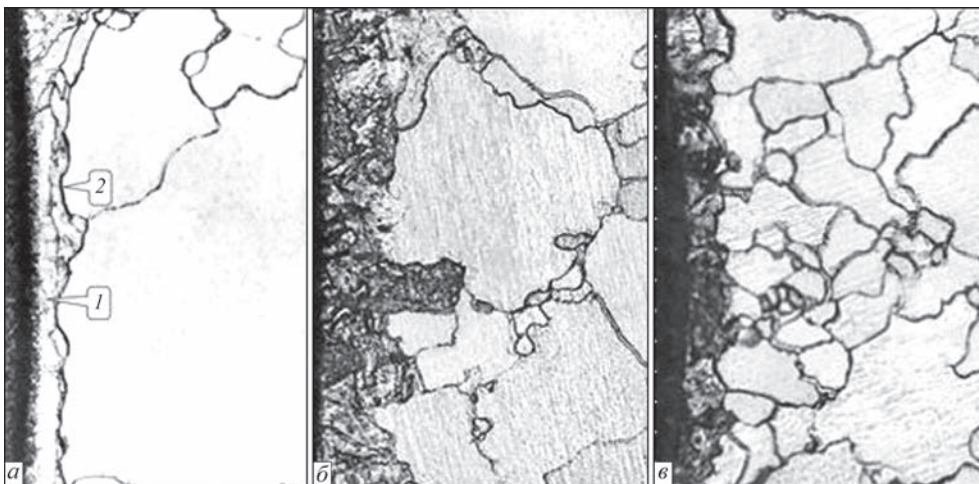


Рис. 4. Микроструктура ($\times 200$) металла участка подплавления и ферритной прослойки в ЗТВ стали 20 с аустенитным наплавленным металлом типа 08X20H9Г7Т. Защитный газ: *a* — Ar; *б, в* — $\text{CO}_2 + \text{N}_2$; погонная энергия: *a, б* — 7,9; *в* — 4,1 кДж/см. Нагрев при 550 °С длительностью 3000 ч (*1* — участок подплавления; *2* — границы ферритных зерен, смежных с подплавленным участком)

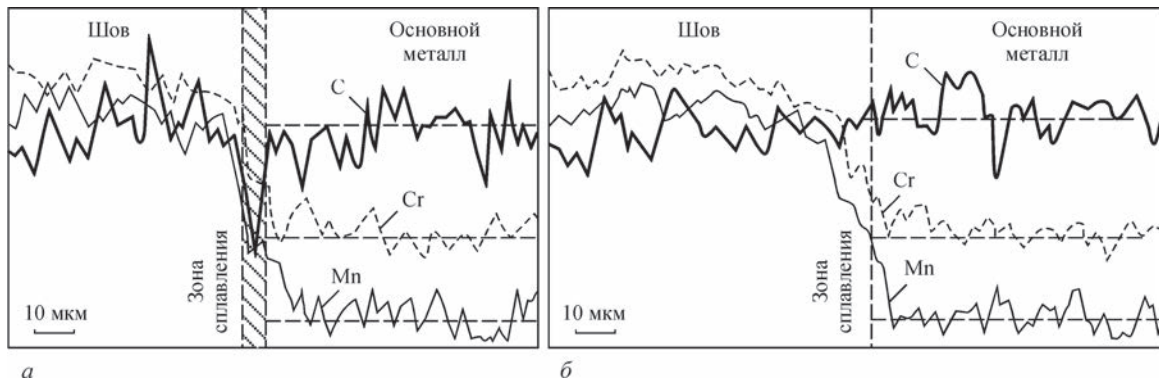


Рис. 6. Распределение углерода в зоне сплавления сварных соединений стали 15X5M с аустенитным наплавленным металлом типа 08X20H9Г7Т. Защитный газ: а — аргон; б — $\text{CO}_2 + \text{N}_2$. Нагрев 550 °С длительностью 3000 ч

плавленному участку ориентированы преимущественно вдоль зоны сплавления. Эти границы интенсивно растравливаются по всей длине при металлографическом травлении и имеют высокое содержание углерода (1,1...1,8 мас. %). Это свидетельствует, очевидно, о пленочном выделении там более легированных карбидов. Твердость металла подплавленного участка вблизи ферритных зерен равняется $HV0,2 - 118$, а вблизи темнотравящейся науглероженной зоны она повышается до $HV0,2 - 146$. В науглероженной зоне твердость металла равняется $HV0,2 - 360...667$.

На участке подплавления наплавов, выполненных в азотсодержащем защитном газе, по сравнению с наплавками, выполненными в аргоне, вместо ферритной структуры образуется структура сорбита отпуска (основное поле) с нитридными частицами и более мелкими зёрнами (рис. 4, б). Твердость металла с такой структурой более высокая — $HV0,2 - 160...180$, а смежных с ней ферритных зерен — $HV0,2 - 120...146$. В науглероженной зоне твердость металла снизилась до $HV0,2 - 280...445$. На кривой распределения углерода (рис. 6, б), полученной микрорентгеновским анализом, снижение углерода на участке подплавления отсутствует, при этом там зафиксировано множество мелких пиков, образованными, очевидно, карбонитридами. На участке переходного

слоя этой кривой карбидные пики имеют меньшую высоту и ширину, что указывает на снижение содержания углерода в карбидных частицах и их более равномерном распределении. В обезуглероженной прослойке величина ферритных зерен первого ряда, которые сопряжены с подплавленным участком, при этом снизилась более чем в 2 раза. Границы их более дезориентированы относительно зоны сплавления (рис. 4, б) и меньше растравливаются. Это свидетельствует о том, что процесс обезуглероживания и собирательной рекристаллизации получил меньшее развитие, а на границах отсутствуют пленочные выделения карбидов. Дезориентировка границ ферритных зерен первого ряда также обусловлена их смежностью с мелкими зёрнами подплавленного участка. Снижение плотности скопления карбидов на границах вызвано, очевидно, увеличением площади поверхностей, на которых сосредоточивается углерод, образованных дисперсными зёрнами и нитридными частицами.

При снижении погонной энергии сварки с 7,8 до 4,1 кДж/см структура металла подплавленного участка околошовной зоны всех исследуемых вариантов наплавов остается прежней, но величина зерен как в подплавленном участке, так и ферритных зерен первого ряда обезуглероженной прослойки становится еще меньше (рис. 4, в).

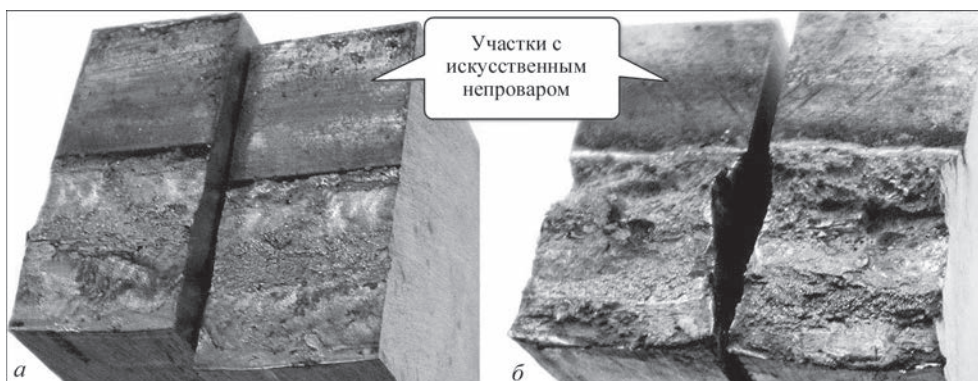


Рис. 7. Поверхности разрушения образцов с искусственным несправом в зоне сплавления соединений стали 20 с аустенитным металлом шва типа: 08X25H40M7 (а) и 08X20H9Г7Т (б), выполненным в аргоне и в $\text{CO}_2 + 2\% \text{N}_2$ соответственно, после испытаний на статический загиб

Стойкость сварных соединений разнородных сталей против теплового охрупчивания оценивали по методике работы [14] испытанием на статический изгиб образцов с искусственным непроваром, играющим роль концентратора в зоне сплавления. Испытывали сварные соединения стали 20 с металлом шва типа 08X20H9Г7Т, выполненным в азотсодержащем газе $\text{CO}_2 + 2\% \text{N}_2$ и с металлом шва типа 08X25H40M7, выполненным в аргоне, в состоянии после нагрева при 550°C длительностью 3000 ч. Применение образцов с искусственным непроваром позволило локализовать деформацию при изгибе в зоне сплавления. Образцы сварных соединений, выполненных в азотсодержащем газе, выдерживают в 1,5...2 раза более высокую разрушающую нагрузку и имеют больший угол загиба ($50\text{--}80^\circ$), чем образцы сварных соединений, выполненных в аргоне ($5\text{--}15^\circ$). При этом в первом варианте сварного соединения разрушение образцов вязкое и отклоняется от зоны сплавления в основной металл, во втором варианте — хрупкое (рис. 7) по науглероженной зоне и границам ферритных зерен первого ряда, сопряженных с подплавленным участком зоны сплавления.

Выводы

1. При длительном высокотемпературном нагреве соединений разнородных сталей с аустенитным швом, нелегированным азотом, образуются в условиях структурной и фазовой нестабильности между зоной сплавления и зоной термического влияния пленочные выделения карбидов, что является одной из причин хрупкого разрушения.
2. Повышение содержания никеля в аустенитном шве и снижение погонной энергии сварки способствуют уменьшению при высокотемпературном нагреве ширины ферритной прослойки в ЗТВ перлитной стали, но не предотвращает образование пленочных выделений карбидов и охрупчивание металла.
3. Определяющим фактором влияния на уменьшение ширины ферритной прослойки повышенного содержания никеля в аустенитном шве и низкой погонной энергии сварки является снижение перегрева металла и степени деградации карбидов в ЗТВ.

4. Легирование аустенитного металла шва азотом, образование нитридных частиц и измельчение зерен способствует при длительном высокотемпературном нагреве повышению стабильности структуры, торможению развития карбидных реакций и снижению структурной неоднородности, а также более равномерному распределению карбидов в зоне сплавления с перлитной сталью, что снижает тепловое охрупчивание сварных соединений разнородных сталей.

1. Готальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей / Ю. Н. Готальский. — К.: Техніка, 1981. — 184 с.
2. Земзин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей / В. Н. Земзин. — М.: Машиностроение, 1966. — 232 с.
3. Лившиц Л. С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. — [2-е изд.], перераб. и доп. / Л. С. Лившиц, А. Н. Хакимов. — М.: Машиностроение, 1989. — 336 с.
4. Кириличев Н. В. Особенность структурной неоднородности в зоне сплавления многослойного аустенитного шва с перлитной сталью / Н. В. Кириличев, Ю. Н. Готальский // Автоматическая сварка. — 1980. — № 9. — С. 28–32.
5. Сафонов А. Н. Исследование структурных превращений в поверхностных слоях сварных соединений из низкоуглеродистых сталей после лазерной обработки и последующего нагрева / А. Н. Сафонов, Р. Д. Радченко, В. А. Чобанян // Сварочное производство. — 1993. — № 1. — С. 4–7.
6. Особенности хрупкого разрушения разнородного сварного соединения с высоконикелевым металлом шва / В. Н. Липодаев, В. В. Снисарь, М. В. Бельчук [и др.] // Автоматическая сварка. — 1991. — № 10. — С. 6–9.
7. Влияние легирования аустенитного шва азотом на развитие структурной неоднородности в зоне сплавления с перлитной сталью / В. В. Снисарь, В. Н. Липодаев, В. П. Елагин [и др.] // Автоматическая сварка. — 1991. — № 2. — С. 10–14.
8. Криштал М. А. Механизм диффузии в железных сплавах / М. А. Криштал. — М.: Металлургия, 1972. — 400 с.
9. Минкевич А. К. Химико-термическая обработка / А. К. Минкевич. — М.: Машиностроение, 1968. — 491 с.
10. Лахтин Ю. М. Химико-термическая обработка металлов: уч. пособие для вузов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. — М.: Металлургия, 1985. — 256 с.
11. Житников Н. П. Влияние азота на структуру аустенитного металла шва / Н. П. Житников, И. А. Закс // Сварочное производство. — 1971. — № 8. — С. 5–9.
12. Механизированная сварка стали 15X5M без подогрева и термообработки / В. П. Елагин, В. В. Снисарь, В. Н. Липодаев [и др.] // Автоматическая сварка. — 1995. — № 8. — С. 19–23.
13. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей / Э. Л. Макаров. — М. Машиностроение, 1981. — 247 с.
14. Бойкова К. И. Метод оценки склонности к хрупкому разрушению сварных соединений по критериям механики разрушения / К. И. Бойкова, А. И. Чижик, В. Н. Земзин // Автоматическая сварка. — 1975. — № 2. — С. 14.

Поступила в редакцию 15.05.2016