



ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО МЕТАЛЛА ШВА НА СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ

Э. Л. ДЕМЧЕНКО, Д. В. ВАСИЛЬЕВ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Установлено положительное влияние высокопрочного ($\sigma_b \geq 1000$ МПа) аустенитно-мартенситного металла шва на кинетику формирования структуры и свойств ЗТВ сварных соединений легированных сталей, выполненных без подогрева и термообработки. Предложен состав высокопрочного металла шва при сварке порошковой проволокой. При этом обеспечивается высокая стойкость сварных соединений против образования холодных трещин и замедленного разрушения.

Ключевые слова: дуговая сварка, закаливающиеся стали, сварные соединения, высокопрочные швы, металл ЗТВ, структура, сварочные материалы

Решение проблемы получения качественных сварных соединений высокопрочных легированных сталей со свойствами, равноценными свойствам основного металла, связано с определенными трудностями. Высокопрочные стали ($\sigma_T \geq 800$ МПа), как правило, характеризуются повышенной склонностью к образованию хрупких закалочных структур в металле ЗТВ сварного соединения под воздействием термического цикла дуговой сварки. Неблагоприятные структурные превращения в сочетании с поведением диффузионного водорода способствуют возникновению холодных трещин уже в процессе сварки. Повышенная склонность сварных соединений закаливающих сталей к замедленному разрушению часто является причиной существенного снижения эксплуатационной надежности сварных конструкций [1–4]. В современном машиностроении при сварке закаливающих сталей с целью обеспечения благоприятной структуры в металле ЗТВ сварного соединения и снижения уровня остаточных напряжений, а также придания ему необходимых свойств используют такие технологические операции, как предварительный подогрев и последующая термообработка. Они увеличивают трудоемкость работ, а в ряде случаев, особенно при сварке крупногабаритных конструкций, предварительный подогрев и последующая термообработка просто невозможны [5]. Тогда, как правило, используют высоколегированные аустенитные сварочные материалы.

Авторами работ [6, 7] отмечено положительное влияние высоколегированного аустенитного металла шва на процесс формирования структуры металла ЗТВ в сварных соединениях высокопрочных сталей. Последнее объясняется образованием

в сварном соединении с аустенитным швом более благоприятного напряженного состояния, которое способствует смещению основной массы мартенситного превращения в область более высоких температур (> 250 °С) и улучшению свойств мартенсита, образовавшегося в металле ЗТВ в результате его самоотпуска.

Известно, что временные напряжения в сварных соединениях с разными типами металла шва отличаются по значению и кинетике [3]. Упругопластические деформации, возникающие в соединении перед началом мартенситного превращения в металле ЗТВ, существенно влияют на кинетику превращения переохлажденного аустенита в указанной зоне, и, как следствие, на ее конечную структуру и свойства. Установлено, что в соединениях с аустенитным швом уровень напряжений растяжения, возникающих к моменту охлаждения металла ЗТВ до температуры 500 °С, весьма значительный (120...140 МПа), что вызывает начало превращения аустенита в этой зоне при более высокой температуре ($M_H = 460$ °С) по сравнению с соединением с ферритно-перлитным швом ($M_H = 340$ °С), уровень напряжений в данном случае 60...80 МПа. В металле ЗТВ сварных соединений с аустенитным швом образуется преимущественно верхний бейнит и мартенсит отпуска, что объясняет высокую стойкость сварных соединений с высоколегированным швом против образования холодных трещин. Однако существенными недостатками аустенитного металла шва является его низкая в сравнении с основным металлом прочность и высокая стоимость. Поэтому использование данного способа возможно только в случае отсутствия требований к равнопрочности сварных соединений. Однако достижение последней путем усиления сварного шва дополнительной наплавкой (усиление шва при этом достигает 40 % толщины стали) существенно увеличивает количество наплавленного металла [5].

В качестве альтернативного варианта технологии сварки без подогрева и термообработки легированных высокопрочных сталей в работе [8] предложен способ, предусматривающий использование сварных швов, система легирования и свойства которых подобны хромоникельмолибденовым аустенитно-мартенситным сталям (или сталям переходного класса). Распад переохлажденного аустенита ($\gamma \rightarrow \alpha_M$) в таких сталях происходит при более низких температурах по сравнению с температурой окончания структурных превращений в металле ЗТВ основного металла ($T_M < 200$ °С). Предполагалось, что влияние аустенитно-мартенситного шва на формирование структуры в металле ЗТВ сварного соединения аналогично влиянию аустенитного шва. Кроме того, в состоянии после сварки такие швы в отличие от аустенитных должны приобретать достаточно высокую прочность ($\sigma_B = 900 \dots 1200$ МПа). Известно, что механические свойства аустенитно-мартенситных сталей в значительной степени зависят от соотношения в них основных структурных составляющих, например, мартенсита, остаточного аустенита и δ -феррита [9–11]. В связи с этим целью работы являлось исследование влияния структурно-фазового состояния аустенитно-мартенситного металла шва на свойства сварных соединений высокопрочных легированных сталей при сварке без подогрева и последующей термообработки. Для исследований в качестве базового прототипа металла шва была выбрана опытная литая сталь типа 03X12H8M2ГСТ, которая отличается механическими свойствами на требуемом уровне: $\sigma_{0,2} = 780,0 \dots 820,0$ МПа; $\sigma_B = 1000,0 \dots 1050,0$ МПа; $\delta \geq 16$ %; $\psi \geq 35$ %; $KCU^{+20} = 100$ Дж/см². По данным металлографических исследований, структура стали в исходном состоянии представляет собой смесь реечного (пакетного) высоколегированного мартенсита замещения ($HV 0,05$ 3200 МПа) и остаточного аустенита (рис. 1). Низкоуглеродистый (0,03 С мас. %) высоколегированный мартенсит замещения в стали выбранного состава имеет вид прямоугольных пакетов пластин (или реек), расположенных по границам исходных зерен аустенита. Толщина пластин в пакете колеблется от 0,3 до 2,3 мкм. Микроструктурные исследования показали, что кристаллиты в основном имеют неправильную форму. В наибольших из них обнаружено полосу — мидриб, которая представляет собой сгустки двойников с характерным дислокационным строением кристаллитов.

Для исследования кинетики фазового ($\gamma \rightarrow \alpha_M$)-превращения использовали метод высокотемпературной вакуумной металлографии, а также дилатометрические исследования. Специальные образцы из исследуемой стали нагревали в вакуумной камере с остаточным давлением воздуха



Рис. 1. Микроструктура стали 03X12H8M2ГСТ (прототип металла шва), $\times 500$

0,013...1,3 Па со скоростью 100 °С/с до температуры 1100 °С и выдерживали в течение 20 с до полной аустенизации. После этого образцы охлаждали со скоростью 4...5 °С/с. Таким образом, были воспроизведены условия, приближенные к термическому циклу однопроходной дуговой сварки плавлением.

В процессе охлаждения проводили наблюдение за структурными изменениями в исследуемой стали. Микроструктуры, полученные с помощью вакуумного травления, при охлаждении образцов от 1100 °С до комнатной температуры ($\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращения), приведены на рис. 2.

Исследования механических свойств, а также результаты металлографических исследований стали, выбранной в качестве прототипа, показали, что основой структуры аустенитно-мартенситного металла шва хромоникельмолибденовой композиции должен быть высоколегированный мартенсит. Низкоуглеродистый высоколегированный мартенсит ($HV 0,05$ 2800...3200 МПа) обеспечивает аустенитно-мартенситному металлу шва высокую прочность ($\sigma_B = 1000 \dots 1200$ МПа), уровень которой существенно не снижается при условии, что суммарное содержание других структурных составляющих (остаточного аустенита и δ -феррита) не превышает 25,0 мас. %. Если массовая доля мартенсита в шве превышает 90 %, пластические свойства и вязкость существенно ухудшаются, а прочность при этом $\sigma_B = 1200 \dots 1300$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1000 \dots 1100$ МПа. Металл сварного шва с такими свойствами малоприспособен для использования в связи с низкой стойкостью против хрупкого разрушения. По этой причине оптимальное содержание мартенсита должно находиться в пределах 75...90 мас. %.

Вторая по массовой доле фаза в исследуемой структуре — аустенит (оставшийся после завершения $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращения), а также незначительное количество δ -феррита. В соответствии с литературными данными остаточный аустенит имеет существенное влияние на механические свойства сталей, близких по своему составу выбран-

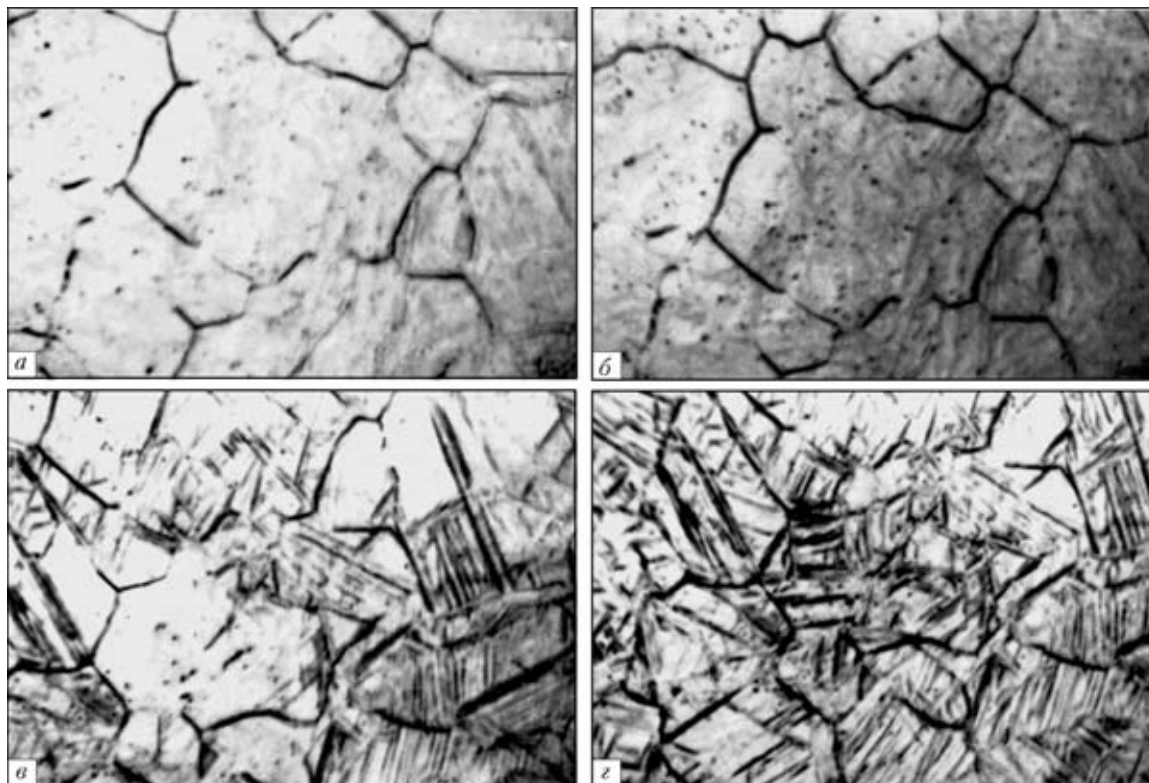


Рис. 2. Микроструктура ($\times 100$, высокотемпературная металлография) опытной стали после охлаждения от точки A_{c3} до 800 (аустенит, *a*); 430 (аустенит, *б*); 180 (начало $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, *в*) и 20 °С (мартенсит, *з*)

ному металлу шва, особенно на их пластические свойства. В работах [12–14] показано, что это влияние может быть разнообразным, и зависит от состава аустенита, его морфологии, тонкой структуры, стабильности, а также состава и свойств мартенситной матрицы, которая его окружает. Авторы работ [12, 13] подчеркивают положительное влияние остаточного аустенита на вязкость нержавеющей сталей переходного класса особенно при низких температурах. В работе [14] показано, что остаточный аустенит повышает пластичность и снижает чувствительность к трещинам литых нержавеющей сталей этого типа. В этих случаях оптимальное количество остаточного аустенита обеспечивается как в результате изменения (регулирования) химического состава стали в диапазоне, предусмотренном техническими условиями, так и за счет использования специальной термообработки [14, 15].

Для оценки влияния структурно-фазового состояния на свойства хромоникельмолибденового аустенитно-мартенситного металла шва были получены варианты металла шва с наперед заданными количествами остаточного аустенита, что достигалось изменением соотношения массовых долей основных легирующих элементов (хрома, никеля, молибдена, марганца) в металле шва. Массовые доли других элементов (углерода, азота, кремния, серы, фосфора) выдерживались практически постоянными. Варьирование химическим составом металла шва осуществлялось путем изменения состава порош-

кового наполнителя опытной проволоки (легирующие элементы вводились в виде порошков ферросплавов). Опытной порошковой проволокой выполнены сварные соединения легированной стали типа 15X2Н4МДА. Из металла сварных швов изготовлены образцы для оценки механических свойств, а также образцы для металлографических исследований, обработанные специальным травлением для снятия поверхностных слоев металла со структурами наклепа от механического резания. Количество остаточного аустенита в структуре шва устанавливали с помощью рентгеноструктурного анализа по методике, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона, основанной на сравнении интенсивности выбранных дифракционных линий аустенита и мартенсита.

Зависимость механических свойств металла шва от количества остаточного аустенита в нем приведена на рис. 3. Анализ полученных данных показывает, что, изменив массовую долю остаточного аустенита в структуре аустенитно-мартенситного металла шва от 0 до 10 мас. %, можно улучшить пластические свойства (относительное удлинение, сужение и ударную вязкость в 1,5...2 раза) при сохранении временного сопротивления разрушению σ_b и условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ на достаточно высоком уровне. Дальнейшее увеличение массовой доли остаточного аустенита от 10 до 20 мас. % обеспечивает еще более высокие показатели пластичности и вязкости без снижения временного сопротивления разрушению ($\sigma_b =$

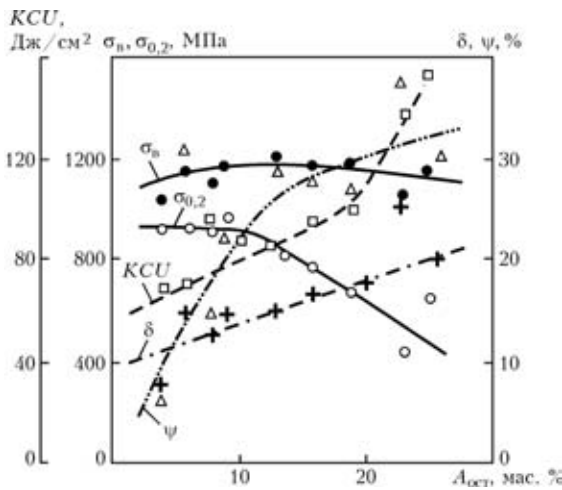


Рис. 3. Зависимость механических свойств аустенитно-мартенситного металла шва от массовой доли остаточного аустенита

= 1100 МПа), при этом предел текучести существенно снижается ($\sigma_{0,2} = 600$ МПа). Влияние остаточного аустенита, который образовался при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращении, на пластичность высоколегированных мартенситностареющих сталей [14] объясняют не только его исходной пластичностью, но и увеличением пластичности в вершине трещины, которая развивается в результате $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращения при испытании, которое приводит к значительному повышению энергоемкости процесса развития трещины. Аналогично можно объяснить положительное влияние остаточного аустенита и на пластичность аустенитно-мартенситного металла шва выбранного типа.

Присутствие δ -феррита в структурном составе металла шва в количествах 3...6 мас. % обеспечивает ему высокую стойкость против образования горячих трещин и незначительно улучшает пластичные свойства. Увеличение массовой доли δ -феррита в структуре до уровня 8 % и выше делает аустенитно-мартенситный металл шва склонным к хрупкому разрушению (по ферритным прослойкам), особенно при низких температурах.

Таким образом, оптимальное соотношение структурных составляющих высоколегированного аустенитно-мартенситного металла шва с заданным уровнем механических свойств должно находиться в следующем диапазоне, мас. %: мартенсит — 75,0...85,0; остаточный аустенит — 6,0...15,0; δ -феррит — 3,0...6,0.

В связи с тем, что свойства сварных соединений легированных закаливающихся сталей с высокопрочным ($\sigma_{0,2} = 800$ МПа) аустенитно-мартенситным металлом шва недостаточно изучены, особенно в части стойкости их против образования холодных трещин, представлялось целесообразным исследование влияния металла шва указанного типа на процесс формирования структу-

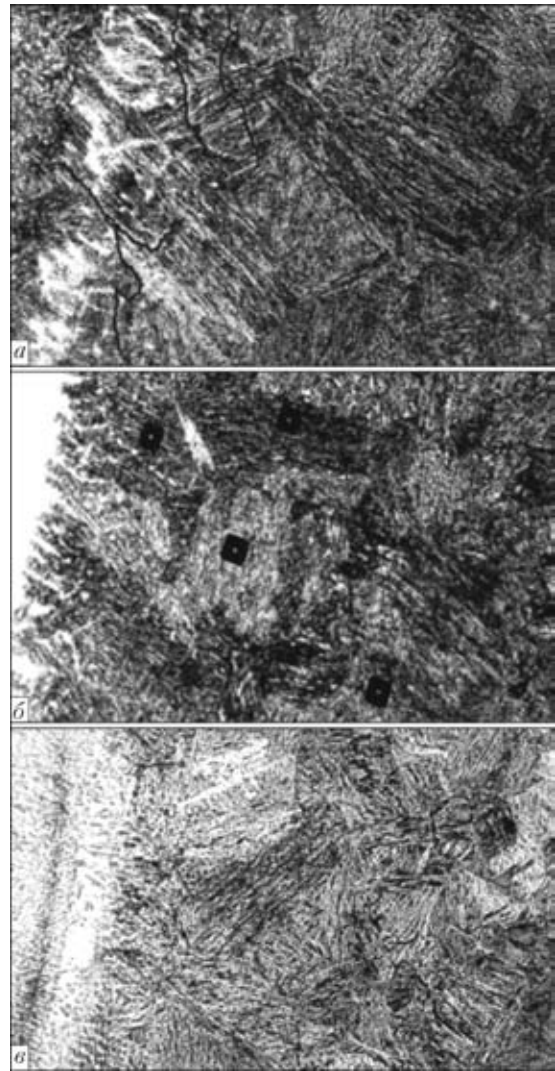


Рис. 4. Микроструктура металла ЗТВ соединения стали 30X2H2M (X500), сваренных ферритно-перлитными (а), аустенитными (б), опытными аустенитно-мартенситными швами (в)

ры металла ЗТВ и сравнение его с влиянием аустенитного и ферритно-перлитного швов.

Исследования проводили с использованием опытных порошковых проволок, обеспечивающих металл шва хромоникельмолибденовой композиции типа 05X12H8M2ГСТ с аустенитно-мартенситной структурой, который отвечает требованиям к химическому и фазовому составу и по механическим свойствам находится на уровне исследуемых легированных сталей: $\sigma_{0,2} = 800$ МПа; $\sigma_B = 1000$ МПа; $\delta \geq 20$ %; $\psi \geq 35$ %; $KCU^{+20} \geq 100$ Дж/см².

Ниже приведены результаты сравнительной оценки структуры и свойств металла ЗТВ жестких сварных соединений стали типа 30X2H2M с металлом шва ферритно-перлитного, аустенитного и аустенитно-мартенситного классов, выполненных без предварительного подогрева и последующей термообработки механизированной дуговой сваркой плавящимся электродом в углекислом газе. Ис-



пользовали проволоки марок Св-10ХГ2СМА, Св-08Х20Н10Г7Т, а также опытную порошковую проволоку типа 05Х12Н8М2ГСТ (ПП-АНВП-80), которые сообщали наплавленному металлу соответственно ферритно-перлитную, аустенитную и аустенитно-мартенситную структуры. Во всех трех случаях сварные швы выполняли в нижнем положении проволоками диаметром 2,0 мм. Техника сварки «на проход» с послыльным охлаждением до температуры +20 °С, ток постоянный, полярность подключения обратная, плюс на электроде. Параметры режима сварки при этом выдерживали на уровне: $I_{св} = 280...300$ А, $U_{д} = 30...32$ В и $v_{св} = 12,0$ м/ч. После охлаждения на воздухе до температуры 20 °С из опытных сварных соединений механическим способом вырезали темплеты для микро- и макрошлифов. Для предотвращения возможности дополнительного термического влияния все операции по изготовлению шлифов выполняли с использованием принудительного охлаждения.

При исследовании поверхностей шлифов в металле ЗТВ сварного соединения с ферритно-перлитным швом (10ХГ2СМА) были обнаружены холодные трещины типа «откол» (рис. 4, а). В сварных соединениях с аустенитным и аустенитно-мартенситным швами трещин не выявлено.

Микроструктура металла ЗТВ сварного соединения с ферритно-перлитным швом представляет собой бейнитно-мартенситную смесь мартенсита закалки и нижнего бейнита ($HV 0,05 4100...4300$ МПа), отличается более крупным зерном (рис. 4, а) по сравнению с преимущественно бейнитной ($HV 0,05 3200...3400$ МПа) структурой металла ЗТВ сварных соединений с аустенитным или аустенитно-мартенситным швами (рис. 4, б, в). Анализ результатов измерений твердости и микротвердости

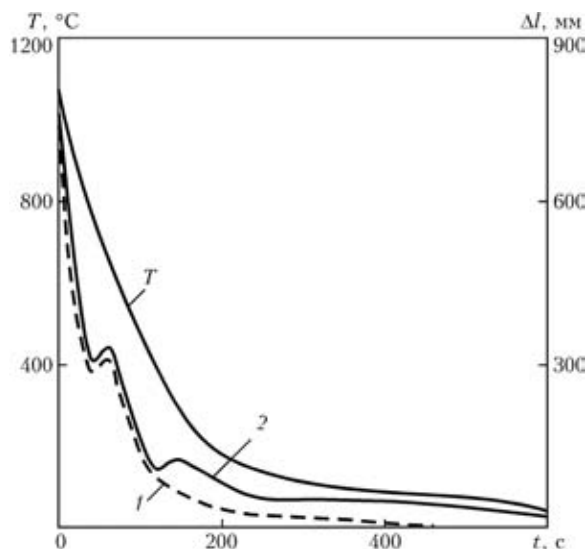


Рис. 5. Дилатометрические измерения образцов сварного соединения стали 15Х2Н4МДА при охлаждении от 1100 °С с аустенитным (1) и аустенитно-мартенситным швом (2); T — график изменения температуры во времени

в зоне сплавления показывает, что сварные соединения с аустенитно-мартенситным и аустенитным швами имеют значительные преимущества над соединением с ферритно-перлитным швом.

Анализ дилатометрических кривых (рис. 5), характеризующих фазовые превращения в сварных соединениях с аустенитным и аустенитно-мартенситным швами, показал, что в обоих случаях формирование структуры металла ЗТВ при охлаждении от температуры 1100 °С ($A_{с3}$) начинается и завершается фактически в одинаковом интервале температур (450 °С → 400 °С). Все последующие превращения, характерные для аустенитно-мартенситного шва, происходят уже при полностью завершённых фазовых превращениях в металле ЗТВ (рис. 6). Следует отметить, что при охлаждении до температур порядка 180 °С и ниже дилатометр фиксирует резкое увеличение линейных размеров образцов, которое объясняется объемным характером мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha_m$ -превращения в швах исследуемого типа. Процесс фазовых превращений в металле шва положительно влияет на формирование напряженно-деформационного состояния сварного соединения. Происходит частичная релаксация остаточных напряжений. Металлографические исследования показали, что в металле ЗТВ сварных соединений как с аустенитно-мартенситными, так и с аустенитными швами образуются пластичные, не склонные к образованию трещин и хрупкому разрушению, структуры отпуска (смесь мартенсита низкой степени тетрагональности и верхнего бейнита — рис. 4, в).

Таким образом, установлено, что влияние аустенитно-мартенситного металла шва на структурные превращения в металле ЗТВ высокопрочной легированной стали типа 30Х2Н2М аналогично влиянию аустенитного шва. Кроме того, исследуемый шов имеет высокую прочность ($\sigma_b = 1150$ МПа),

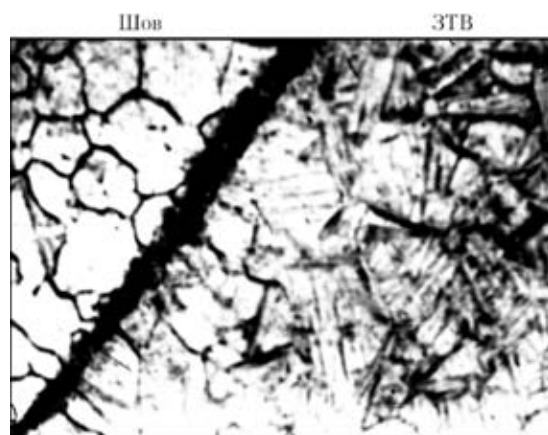


Рис. 6. Микроструктура металла ЗТВ сварного соединения стали 15Х2Н4МДА со швом типа 05Х12Н8М2ГСТ в момент завершения формирования структуры металла ЗТВ (430 °С). Структура шва — аустенит (высокотемпературная металлография, $\times 100$)

которая подтверждается высоким уровнем твердости ($HV\ 270\dots330$; $HV\ 0,05\ 2700\dots3000$ МПа).

Результаты исследования влияния структурно-фазового состояния высокопрочного аустенитно-мартенситного шва на свойства сварных соединений легированных сталей были положены в основу создания сварочных материалов нового поколения: электродов и порошковых проволок серии АНВП, предназначенных для сварки без предварительного подогрева и последующей термообработки высокопрочных легированных сталей с пределом текучести от 600 до 1000 МПа. Процесс дуговой сварки и наплавки опытными сварочными материалами характеризуется высокими сварочно-технологическими свойствами.

Низкий уровень концентрации водорода в металле сварных швов, выполненных новыми сварочными материалами ($1,9\dots2,5\ \text{см}^3/100\ \text{г}$ металла), обеспечивается благодаря применению специальных технологических мер [16, 17] в сочетании с другими благоприятными факторами [18]. Этим достигается удовлетворительная стойкость высокопрочных сварных соединений легированных сталей против образования холодных трещин и замедленного разрушения.

По результатам опытно-промышленных проверок новые сварочные материалы рекомендованы для сварки и наплавки без подогрева и термообработки высокопрочных легированных сталей при изготовлении и ремонте оборудования в различных отраслях отечественного машиностроения (специальном, транспортном, энергетическом, нефтеперерабатывающем, горнодобывающем и др.).

Выводы

1. Кинетика $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -превращения в низкоуглеродистом аустенитно-мартенситном металле шва оказывает положительное влияние на формирование структуры металла ЗТВ сварных соединений закаливающихся легированных сталей, способствуя образованию в ней преимущественно таких пластичных структур, как верхний бейнит и мартенсит отпуска.

2. Экономнолегированные аустенитно-мартенситные сварные швы с наперед задаваемым структурно-фазовым состоянием не уступают по своим механическим свойствам основному металлу, что позволяет получать высокопрочные сварные со-

единения легированных сталей при сварке без подогрева и последующей термообработки.

3. Сварные соединения легированных сталей с высокопрочными ($\sigma_B \geq 1000$ МПа) аустенитно-мартенситными швами устойчивы против образования холодных трещин и замедленного разрушения.

1. *Технология* электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 767 с.
2. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
3. Макара А. М., Мосендз Н. А. Сварка высокопрочных сталей. — Киев: Техніка, 1971. — 140 с.
4. Готальский Ю. Н. Сварка перлитных сталей аустенитными материалами. — Киев: Наук. думка, 1992. — 224 с.
5. Грищенко Л. В. Новые электроды для сварки стали 15X2H4MДA // Сварочн. пр-во. — 1961. — № 3. — С. 22–26.
6. Баршиников А. П. Влияние состава металла шва на образование холодных трещин при сварке среднелегированных сталей // Автомат. сварка. — 1969. — № 7. — С. 1–4.
7. Бирман С. Р. Экономнолегированные мартенситностареющие стали. — М.: Металлургия, 1974. — 208 с.
8. А. с. 880671 СССР, МКП В23К 28/00. Способ дуговой сварки закаливающихся сталей / Ю. Н. Готальский, В. В. Снисарь, Э. Л. Демченко и др. — Оpubл. 14.07.81, Бюл. № 42.
9. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. — М.: Металлургия, 1985. — 407 с.
10. Гудремон Э. Специальные стали. — М.: Металлургия, 1966. — 1274 с.
11. Потак Я. М. Высокопрочные стали. — М.: Металлургия, 1972. — 76 с.
12. Козловская В. И., Потак Я. М., Оржеховский Ю. Ф. Повышение вязкости мартенситных сталей термической обработкой // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1969. — № 5. — С. 61–66.
13. Зависимость вязкости стали H18K9H5T при -196°C от количества и устойчивости остаточного аустенита при разрушении / В. В. Тихомиров, Ю. В. Шахназаров, А. Г. Панков, Н. И. Воробьева // Физика металлов и металловедение. — 1971. — 32, № 3. — С. 641–643.
14. Никольская В. Л., Певзнер Л. М., Орехов Н. Г. Влияние остаточного аустенита на свойства литых нержавеющей сталей // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1975. — № 9. — С. 35–39.
15. Юценко К. А., Пустовит А. И. Влияние легирующих элементов на структуру и хладостойкость высокопрочных мартенситно-стареющих швов // Стали и сплавы криогенной техники. — Киев: Наук. думка, 1977. — С. 149–154.
16. Демченко Э. Л., Бовсуновский А. Н., Янкина О. И. Влияние водорода на механические свойства аустенитно-мартенситного металла шва типа 03X12H8M2ГСТ // Автомат. сварка. — 1990. — № 7. — С. 30–33.
17. Пути снижения содержания водовода в металле шва типа 03X12H8M2ГСТ при дуговой сварке / Э. Л. Демченко, В. В. Снисарь, В. Н. Липодаев // Там же. — 1991. — № 10. — С. 23–27.
18. Роль пиковых напряжений в образовании холодных трещин в сварных соединениях закаливающихся сталей / Ю. А. Стеренбоген, Д. В. Васильев, Э. Л. Демченко, Д. П. Новикова // Там же. — 2006. — № 4. — С. 11–20.

It is established that the high-strength ($\sigma_B \geq 1000$ МПа) austenitic-martensitic weld metal has a positive effect on the kinetics of formation of structure and properties of HAZ of the welded joints in alloyed steels, made without preheating and heat treatment. Composition is suggested for the high-strength weld metal using flux-cored wire welding, which provides high cold crack and delayed fracture resistance of the welded joints.

Поступила в редакцию 03.10.2006