

УДК: 621.791.927.535

СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,55...0,65 %, ВЫПОЛНЕННЫХ ДУГОВОЙ СВАРКОЙ

А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Л. И. МАРКАШОВА, Е. Н. БЕРДНИКОВА, В. А. ЯЩУК
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

С помощью методов моделирования исследовано влияние структурно-фазового состава и диффузионного водорода на сопротивляемость хрупкому разрушению металла зоны термического влияния высокопрочной стали с содержанием углерода 0,55...0,65 %. Показано, что для достижения сравнительно высокой сопротивляемости соединений развитию трещин необходимо обеспечить в металле зоны термического влияния формирование бейнитно-мартенситной структуры, в которой отсутствует верхний бейнит, а объемная доля мартенсита не превышает доли нижнего бейнита. При насыщении металла зоны термического влияния водородом, который диффундирует из наплавленного металла в процессе дуговой сварки или наплавки, склонность к хрупкому разрушению резко увеличивается. Для уменьшения охрупчивания металла необходимо применять специальные способы сварки, при которых насыщение водородом минимально (менее 0,2 мл/100 г), или специальные технологические приемы, позволяющие повысить пластические свойства металла зоны термического влияния. Библиогр. 14, табл. 1, рис. 10.

Ключевые слова: высокопрочная углеродистая сталь, дуговая сварка, ЗТВ, структура, диффузионный водород, хрупкое разрушение, излом

Одним из главных факторов, определяющих уровень сопротивляемости сварных соединений высокопрочных сталей хрупкому разрушению, является структурное состояние стали и металла зоны термического влияния (ЗТВ), которое формируется в процессе термомеханического цикла сварки (ТДЦС). В значительной мере это состояние зависит от содержания углерода в стали и скорости охлаждения металла ЗТВ сварного соединения [1, 2]. Известно также, что на охрупчивание металла существенно влияет диффузионный водород. Скапливаясь в несплошностях структуры, он способствует повышению локальных напряжений и, как следствие, сопротивляемость металла хрупкому разрушению снижается. С повышением содержания углерода в стали влияние водорода усиливается, что приводит к более резкому снижению пластических свойств металла, в результате чего процессы зарождения и развития трещин интенсифицируются [3–5].

При дуговой сварке и наплавке высокопрочных сталей, содержание углерода в которых составляет более 0,50 %, в участке перегрева ЗТВ формируется закаленная бейнитно-мартенситная структура с повышенной плотностью дислокаций. Временное сопротивление разрыву такого металла составляет более 1060 МПа, а относительное удлинение не превышает 9,3 % [6, 7]. Можно предположить, что при сварке высокопрочных углеродистых сталей даже незначительные ло-

кальные концентрации водорода будут приводить к существенным изменениям сопротивляемости металла ЗТВ хрупкому разрушению.

Целью данной работы было определение влияния структурно-фазового состава и диффузионного водорода на сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ сварных соединений высокопрочных углеродистых сталей.

В качестве материала для исследований использовали высокопрочные углеродистые стали следующих составов, мас. %: колесная сталь марки 2 (ДСТУ ГОСТ 10791) — 0,58 С; 0,44 Si; 0,77 Mn; 0,10 Ni; 0,05 Cr; 0,012 S; 0,011 P; углеродистая конструкционная сталь 65Г (ГОСТ 1050) — 0,65 С; 0,19 Si; 0,91 Mn; 0,18 Ni; 0,16 Cr; 0,017 S; 0,010 P.

Методы исследований. Оценка сопротивляемости металла хрупкому разрушению выполняли согласно стандартному методу испытаний при трехточечном изгибе [8–10]. Применяли образцы из исследуемых сталей размером 100×20×10 мм с надрезом по центру глубиной 7 мм, в вершине которого предварительно, путем циклического нагружения изгибом (напряжение цикла 120 МПа, частота 35 Гц), была выращена усталостная трещина длиной 3 мм. Скорость нагружения образца при статическом изгибе составляла 1 мм в минуту. За критерий оценки сопротивляемости металла хрупкому разрушению принимали критический коэффициент интенсивности напряжений K_{1C} .

© А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, Л. И. Маркашова, Е. Н. Бердникова, В. А. Ящук, 2016

Для оценки сопротивляемости хрупкому разрушению металла ЗТВ использовали аналогичный по размерам образец, который обрабатывали по ТДЦС, после чего в нем выращивали усталостную трещину. Для моделирования ТДЦС жестко закрепленные образцы нагревали проходящим током до температуры 1250 °С (скорость нагрева 150 °С/с), а затем охлаждали по заданному циклу. Скорость охлаждения образцов ($w_{6/5}$) в интервале температур 600...500 °С выбирали из условий формирования характерных структур в металле ЗТВ сварных соединений. Для колесной стали марки 2 скорость охлаждения равна 6 °С/с, когда в участке перегрева металла ЗТВ формируется структура бейнита, 13,5 °С/с — бейнитно-мартенситная структура и 20 °С/с — мартенситно-бейнитная структура. Исследования на стали 65Г выполняли при скорости охлаждения 6 и 13,5 °С/с, когда формируются соответственно бейнитно-мартенситная и мартенситная структуры.

Насыщение диффузионным водородом $[H]_{диф}$ образцов с усталостной трещиной выполняли электролитическим способом (плотность тока 10 А/см²) непосредственно перед их статическим нагружением. Для этого использовали электролитический раствор серной кислоты H₂SO₄ в дистиллированной воде с добавлением тиосульфата натрия Na₂S₂O₂ в соотношении 0,05 грамм на 1 литр. Количество $[H]_{диф}$ изменяли в пределах 0,2...1,5 мл на 100 грамм металла за счет времени пребывания образцов в электролитическом растворе. При этом руководствовались данными работы [11], где показано, что содержание диффузионного водорода в ЗТВ может достигать 1,5 мл/100 г при его исходном количестве в наплавленном металле до 10 мл/100 г.

Структуру металла ЗТВ изучали методами оптической металлографии. Изломы образцов после испытаний исследовали методами растровой электронной микроскопии на сканирующем микроскопе СЭМ-515 фирмы «Philips», оснащенного энергодисперсионным спектрометром системы «LINK».

Результаты исследований и их обсуждение.

На начальном этапе исследований с использованием подходов и критериев механики разрушения было определено влияние структурного состояния стали на критический коэффициент интенсивности напряжений. Обобщенные результаты испытаний, которые выполняли при температуре 20 °С, представлены на рис. 1. Как видно из приведенных данных, сопротивляемость хрупкому разрушению стали в исходном состоянии существенно зависит от ее структуры и содержания углерода. Для стали 65Г критический коэффициент интенсивности напряжений примерно в 1,4 раза выше, чем для колесной стали марки 2 (соответствен-

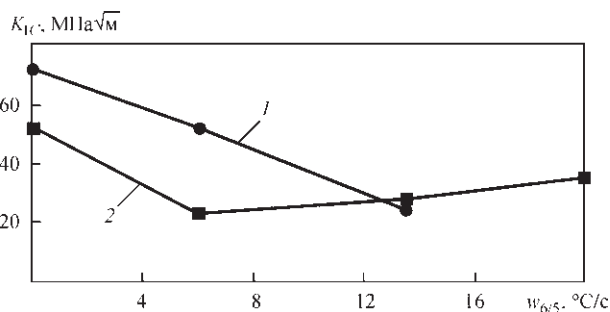


Рис. 1. Сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ стали 65Г (1) и колесной стали марки 2 (2)

но 72 и 52 МПа√м). Эта разница, вероятнее всего, связана с особенностями фазового состава металла и параметрами структуры. Металлографические исследования показали, что структура колесной стали марки 2 представлена перлитно-ферритной смесью (рис. 2, а) с размером зерна 16...32 мкм. Микротвердость структурных составляющих находится в пределах HV0,1 — 1990...2450 МПа, а общая интегральная твердость металла составляет HV10 — 2300 МПа. По границам зерен располагаются ферритные оторочки шириной 5...10 мкм. Структура конструкционной стали 65Г в состоянии поставки представлена преимущественно бейнитом (рис. 2, б), размер зерна 16...24 мкм, микротвердость структурных составляющих 2570...2730 МПа, интегральная твердость металла 2760 МПа.

Как видно, высокоуглеродистая сталь с бейнитной структурой имеет более высокую сопротивляемость хрупкому разрушению при трехточечном изгибе, чем с перлитно-ферритной структурой. Следует также отметить, что аналогичные результаты были получены авторами работы [12] при ис-

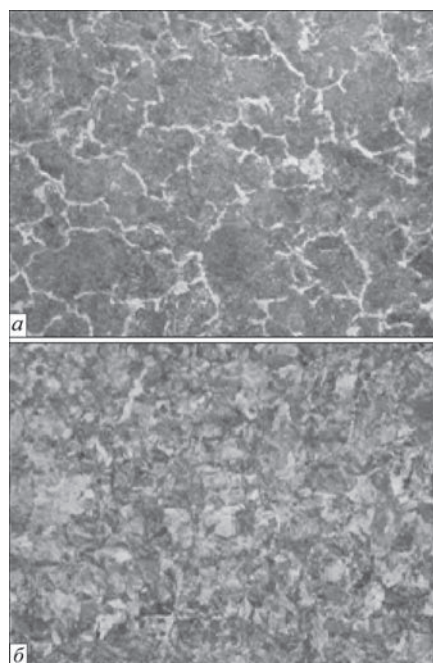


Рис. 2. Микроструктура колесной стали марки 2 (а, ×500) и стали 65Г (б, ×200) в исходном состоянии

пытаниях высокоуглеродистой стали в условиях циклического нагружения.

Дальнейшие исследования показали, что структурные изменения в металле, которые происходят под воздействием термомеханического цикла сварки, также существенно влияют на его сопротивляемость хрупкому разрушению. При этом определяющее влияние оказывает содержание углерода в стали. На рис. 3 приведены диаграммы превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ исследуемых сталей, а на рис. 4 — характерная микроструктура металла [13, 14]. Проанализируем эти данные в сравнении с изменениями показателей K_{1C} .

В условиях сварки, когда скорость охлаждения $w_{6/5}$ составляет $6\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, в металле ЗТВ колесной стали марки 2 (0,58 % С) формируется структура верхнего бейнита (рис. 3, а) с большим размером зерна (63...94 мкм) и микротвердостью 2640...3090 МПа (рис. 4, а). Интегральная твердость металла с такой структурой составляет 3140 МПа. Известно, что верхний бейнит, формирующийся по диффузионному механизму, в отличие от других структур металла, имеет более низкую пластичность [1]. Поэтому сопротивляемость такого металла хрупкому разрушению резко снижается. Это подтверждают результаты испытаний образцов с трещиной на трехточечный изгиб. Они показали, что по сравнению со сталью в исходном состоянии показатель K_{1C} для металла ЗТВ снижается в 2,3 раза (с 52 до 23 МПа $\sqrt{\text{м}}$ — рис. 1, кривая 2).

При скорости охлаждения $13,5\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ в металле ЗТВ колесной стали марки 2 формируется бейнитно-мартенситная структура с микротвердостью 3340...4320 МПа, в которой преобладает нижний бейнит (80 %) (рис. 4, б). Такие изменения в структуре, по сравнению с металлом со структурой верхнего бейнита, способствовали тому, что

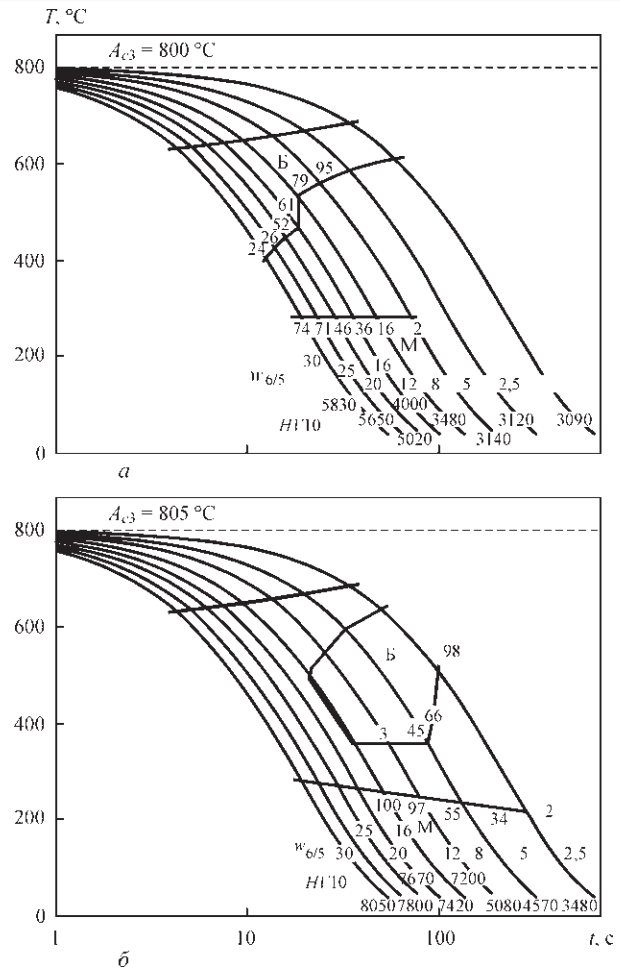


Рис. 3. Диаграмма превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ колесной стали марки 2 (а) и стали 65Г (б) при дуговой сварке ($T_{\text{max}} = 1250\text{ }^\circ\text{C}$, $t_{\text{нагр}} = 6\text{ с}$) [13, 14]

его сопротивляемость хрупкому разрушению повысилась на 22 % (до 28 МПа $\sqrt{\text{м}}$).

При $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ в участке перегрева металла ЗТВ формируется структура примерно с равным количеством мартенсита и нижнего бейнита (соответственно 46 и 54 %). Микротвердость структурных составляющих металла повышается до 3780...4560 МПа (интегральная твер-

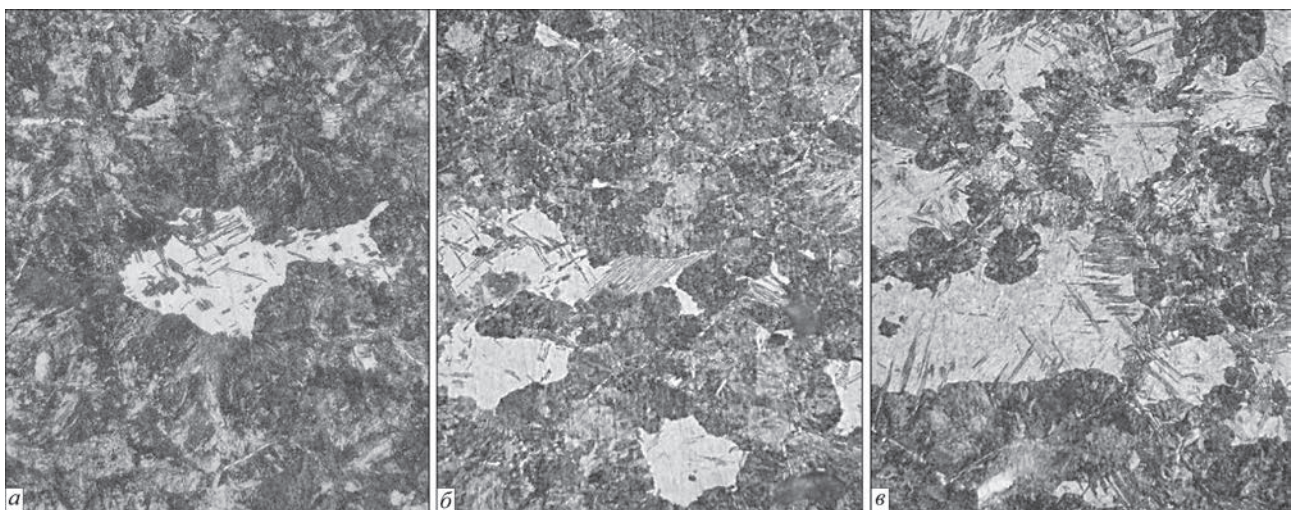


Рис. 4. Микроструктура ($\times 500$) металла в участке перегрева ЗТВ колесной стали марки 2: а — 6; б — 13,5; в — $20\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$

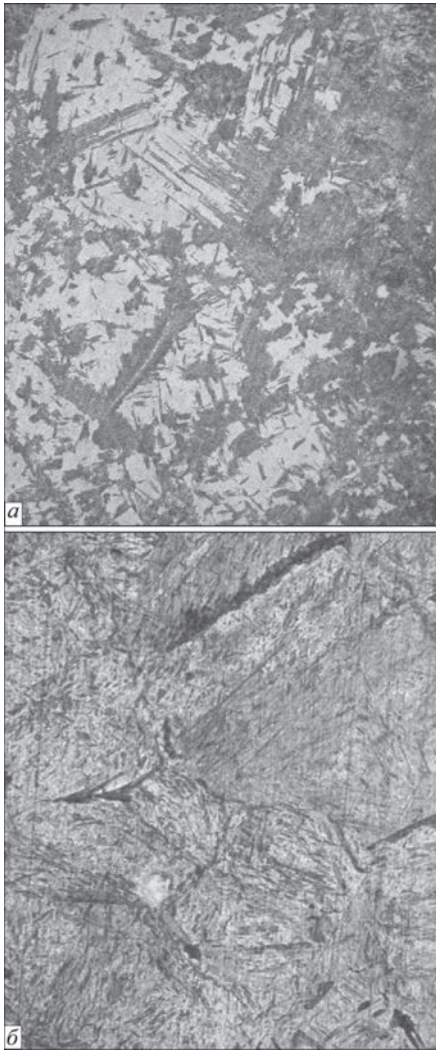


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) металла в участке перегрева ЗТВ стали 65Г: а — 6; б — 13,5 °C/c

дость 3920 МПа), а размер зерна уменьшается до 32...47,5 мкм (рис. 4, в). С такой структурой показатель K_{1C} наибольший и составляет 35 МПа $\sqrt{м}$. Но даже при таких условиях, по сравнению с исходным состоянием колесной стали, сопротивляемость металла ЗТВ хрупкому разрушению примерно в 1,5 раза ниже.

В отличие от колесной стали марки 2, в стали 65Г (0,65 % С) при скорости охлаждения $w_{6/5} = 6$ °C/c формируется бейнитно-мартенситная структура,

которая содержит 70 % нижнего бейнита и 30 % мартенсита (рис. 3, б). Микротвердость нижнего бейнита составляет 3220...3800 МПа, а мартенсита 5600...6130 МПа, размер зерна изменяется от 63 до 94 мкм (рис. 5, а). Как показали механические испытания, показатель K_{1C} металла ЗТВ с бейнитно-мартенситной структуры понижается по отношению к исходному состоянию стали на 28 % (с 72 до 52 МПа $\sqrt{м}$ — рис. 1, кривая 1).

При повышении скорости охлаждения до 13,5 °C/c в металле образуется в основном мартенситная структура (98 %) с микротвердостью более 6130 МПа (рис. 5, б). При данной скорости охлаждения нижний бейнит (2 %) локально распределен на границах зерен. Размер зерна при этом существенно не изменился. При образовании преимущественно мартенситной структуры ($w_{6/5} = 13,5$ °C/c) показатель K_{1C} резко снижается до 23 МПа $\sqrt{м}$. По сравнению с исходным состоянием стали, сопротивляемость металла ЗТВ хрупкому разрушению при данной скорости охлаждения примерно в 3,1 раза ниже.

Сравнивая приведенные результаты испытаний можно констатировать, что для повышения сопротивляемости хрупкому разрушению металла ЗТВ высокопрочной стали при содержании углерода 0,55...0,65 % необходимо обеспечить условия, когда в нем будет сформирована структура, состоящая из нижнего бейнита и мартенсита. При этом объемная доля мартенсита не должна превышать 50 %. При формировании в ЗТВ преобладающей структуры верхнего бейнита или мартенсита склонность металла к хрупкому разрушению резко возрастает.

Существенное влияние на сопротивляемость высокоуглеродистой стали хрупкому разрушению оказывает диффузионный водород. При насыщении образцов сталей в исходном состоянии водородом величина K_{1C} уменьшается (рис. 6). Степень снижения показателя K_{1C} зависит от содержания углерода в стали. Для колесной стали марки 2 с содержанием углерода 0,58 % наличие в металле водорода на уровне 0,2 мл/100 г приводит к снижению K_{1C} на 23 % (с 52 до 40 МПа $\sqrt{м}$ — кривая 2). При увеличении концентрации водорода до 1,5 мл/100 г коэффициент интенсивности напряжений понижается до 30 МПа $\sqrt{м}$. Таким образом, сопротивляемость колесной стали развитию трещины, при наличии диффузионного водорода в металле, снижается примерно в 1,7 раза.

Более резкое охрупчивание при наличии водорода происходит в стали, в которой содержание углерода составляет 0,65 %. При минимальном насыщении стали 65Г водородом показатель K_{1C} снижается на 42 % (с 72 до 42 МПа $\sqrt{м}$ — кривая 1), а при максимальном его содержании в 2,1 раза (до 35 МПа $\sqrt{м}$).

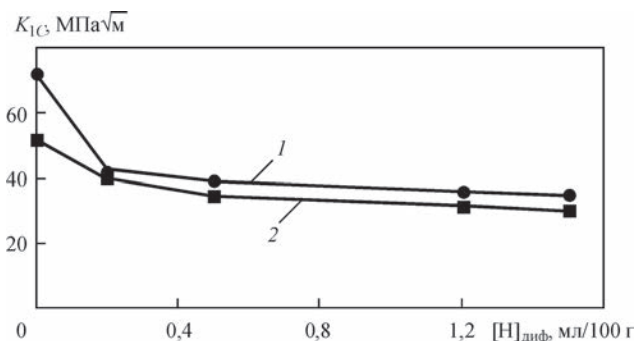


Рис. 6. Влияние водорода на сопротивляемость хрупкому разрушению стали 65Г (1) и колесной стали марки 2 (2)

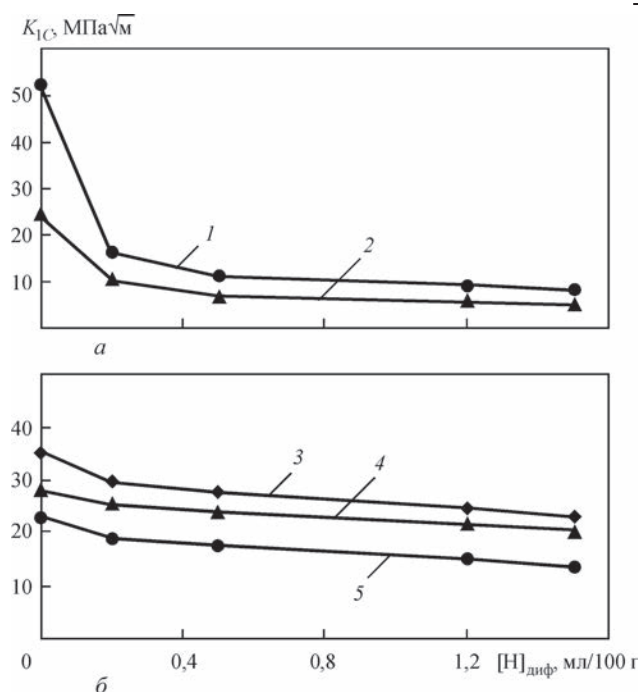


Рис. 7. Влияние скорости охлаждения и диффузионного водорода на сопротивление металла ЗТВ стали 65Г (а) и колесной стали марки 2 (б) хрупкому разрушению: 1, 5 — $w_{6/5} = 6$; 2, 4 — 13,5; 3 — 20 °С/с

При наличии диффузионного водорода в металле ЗТВ исследуемых сталей его сопротивление хрупкому разрушению также снижается (рис. 7). Уровень этого снижения зависит от содержания углерода, которое определяет степень закалки металла под действием ТДЦС. Более резкие изменения свойств характерны для металла ЗТВ стали 65Г. Наличие в нем водорода на уровне 0,2 мл/100 г приводит к снижению показателя K_{1C} в 2,4...3,2 раза (рис. 7, а). Для металла ЗТВ колесной стали — в 1,1...1,2 раза (рис. 7, б). При последующем увеличении в металле $[H]_{\text{диф}}$ до 1,5 мл/100 г показатель K_{1C} для металла ЗТВ стали 65Г постепенно понижается до двух раз, и на 40 % для колесной стали марки 2. Таким образом, наличие водорода в структуре приводит к общему снижению сопротивления металла ЗТВ хрупкому разрушению в 6,5 раз для стали 65Г (соответственно 52 и 8 МПа $\sqrt{\text{м}}$ при $w_{6/5} = 6$ °С/с — рис. 7, а, кривая 1), и в 1,5 раза для колесной стали марки 2 (35 и 23 МПа $\sqrt{\text{м}}$ при 20 °С/с — рис. 7, б, кривая 3).

Как показали фратографические исследования, под воздействием термомеханического цикла сварки и при наличии диффузионного водорода изменяются не только значения K_{1C} , но и характер разрушения образцов. На поверхности изломов образцов наблюдаются характерные зоны разрушения (рис. 8): зона I — участок зарождения и развития трещины усталости, образовавшейся в результате циклического нагружения изгибом, зона II — участок развития магистральной трещины

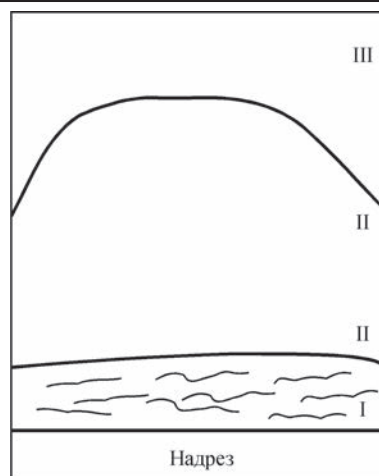


Рис. 8. Зоны излома образца после испытаний: I — трещина усталости; II — магистральная трещина; III — участок долома

ны и участок долома (зона III) при трехточечном изгибе. Характерные изломы образцов металла ЗТВ, которые не насытились водородом, приведены на рис. 9.

Зарождение трещины усталости в металле ЗТВ высокоуглеродистой стали, не зависимо от его структурного состояния, происходит хрупко по границам зерен (рис. 9, а). Развитие трещины усталости проходит также хрупко, но преимущественно по телу зерен (рис. 9, б). Отличительные особенности развития трещин усталости в зависимости от состава стали и структурного состояния металла следующие. В металле ЗТВ колесной стали со структурой верхнего бейнита ($w_{6/5} = 6$ °С/с) размер фасеток хрупкого излома составляет 30...100 мкм, а с бейнитно-мартенситной структурой (13,5 °С/с) 30...70 мкм. Для этой зоны разрушения характерно наличие вторичных трещин по границам зерен. Причем в колесной стали марки 2 со структурой верхнего бейнита эти трещины имеют размер 50...100 мкм, а при формировании в ЗТВ структуры нижнего бейнита и мартенсита их протяженность уменьшается до 60 мкм. Аналогичные размеры фасеток наблюдались и на изломах образцов стали 65Г. Однако длина вторичных трещин в ней увеличивается до 200 мкм.

В зоне магистрального развития трещины в металле ЗТВ колесной стали излом хрупкий внутризеренный (ХВЗ), соответствует структуре приведенной на рис. 9, в, г. При скорости охлаждения 6 °С/с имеют место вторичные трещины длиной до $L_{\text{вт}} = 40$ мкм, а при 13,5 °С/с их длина не превышает 5 мкм. В металле ЗТВ стали 65Г трещина развивается также хрупко, но разрушение идет как по границам (ХМЗ), так и по телу зерен (ХВЗ). Протяженность в нем вторичных трещин увеличивается до 60 мкм (рис. 9, д, е). В зоне долома разрушение происходит вязко для всех образцов.

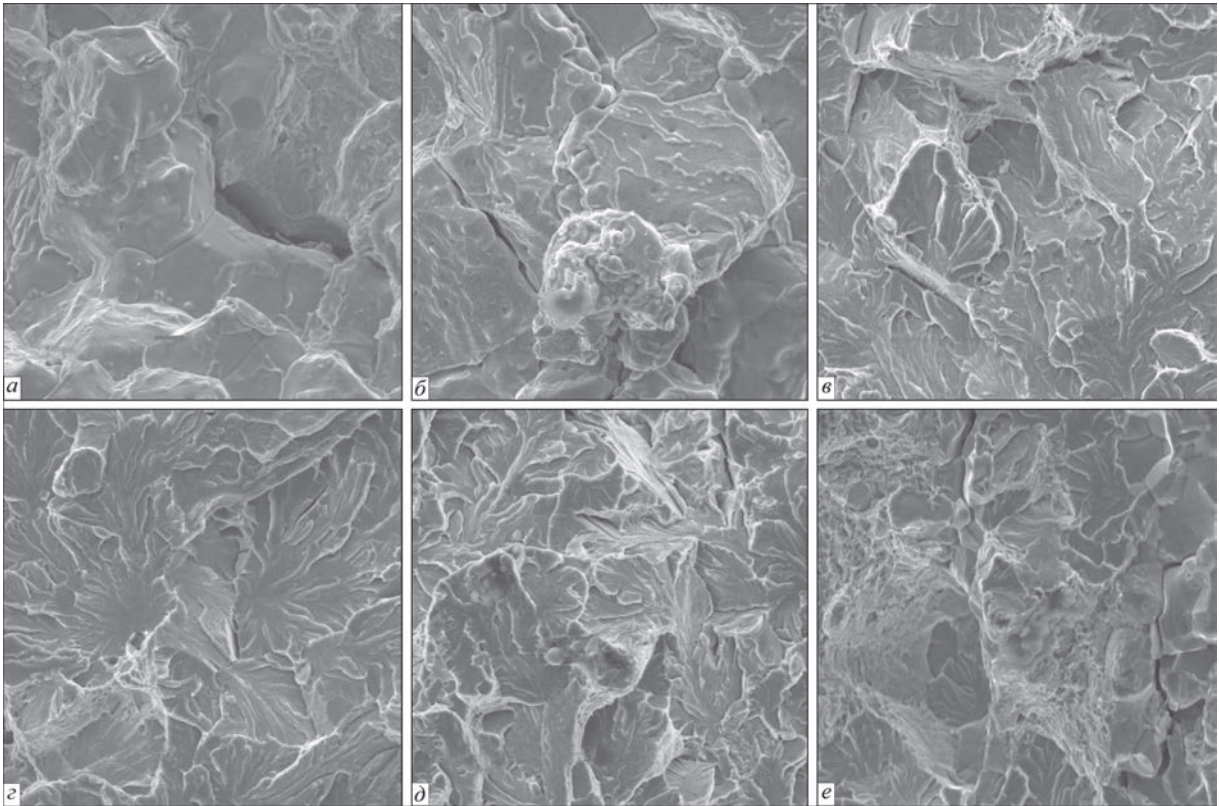


Рис. 9. Характерный излом металла ЗТВ колесной стали марки 2 (а–с) и стали 65Г (д, е) при отсутствии диффузионного водорода (×1010): а, б — зона I (а — 6, б — 13,5 °С/с); в, с — зона II (в — 6, с — 13,5 °С/с); д, е — зона II (д — 6, е — 13,5 °С/с)

Характер излома металла ЗТВ в зоне магистрального развития трещины

[H] _{диф} , мл/100 г	Колесная сталь марки 2				Сталь 65Г			
	6 °С/с		13,5 °С/с		6 °С/с		13,5 °С/с	
	$\frac{XB3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XM3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XB3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XM3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XB3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XM3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XB3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$	$\frac{XM3, \%}{L_{BT}, \text{ мкм}}$
0	100/40	-	100/5	-	95/30	5/30	80/60	20/60
0,2	80/100	20/100	70/40	30/40	50/150	50/150	30/220	70/220
0,5	70/120	30/120	65/60	35/60	40/170	60/170	20/250	80/250

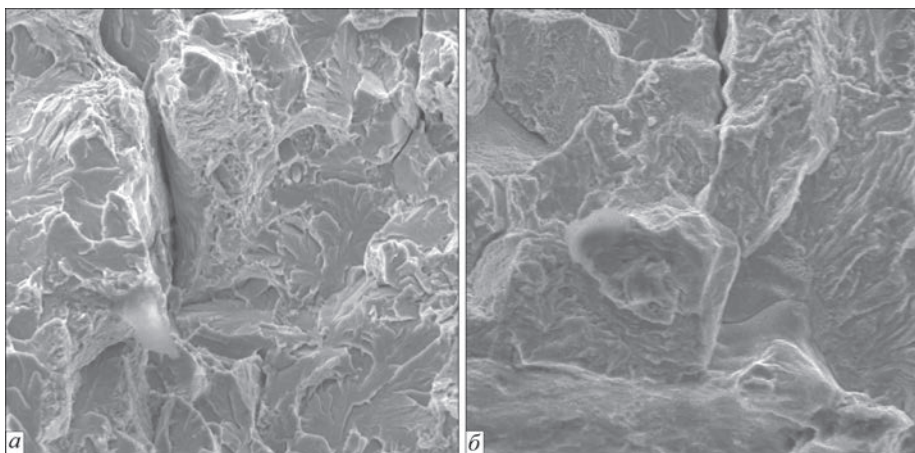


Рис. 10. Излом при развитии магистральной трещины (зона II) в металле ЗТВ стали 65Г (13,5 °С/с) при наличии водорода (×1010): а — 0,2 мл/100 г; б — 0,5 мл/100 г

При наличии водорода в металле ЗТВ увеличивается доля ХМЗ в изломе при развитии трещин. Обобщенные результаты исследований изломов приведены в таблице, а на рис. 10 характерные изломы наводороженных образцов.

Анализ приведенных данных показывает, что при насыщении металла ЗТВ высокопрочных углеродистых сталей диффузионным водородом доля ХМЗ в изломах существенно повышается. Особенно резкие изменения структуры излома

характерны для стали 65Г. При скорости охлаждения $w_{6/5} = 6$ °C/с, когда в металле ЗТВ формируется бейнитно-мартенситная структура (70/30), присутствие водорода на уровне 0,2 мл/100 г, приводит к увеличению доли ХМЗ до 50 %. При этом показатель K_{1C} понижается в 3,2 раза. Повышение доли ХМЗ в изломе при наличии водорода характерно также и для металла ЗТВ колесной стали марки 2. Однако вследствие формирования более пластичных структур сопротивляемость хрупкому разрушению снижается всего на 20 %. При этом с повышением содержания водорода протяженность вторичных трещин в изломе образцов металла ЗТВ колесной стали марки 2 увеличивается в 3 раза, в стали 65Г — более чем в 3,5...6 раз.

Проведенные исследования показали, что при сварке и наплавке высокопрочных углеродистых сталей для обеспечения сравнительно высокой сопротивляемости металла ЗТВ хрупкому разрушению необходимо выполнить два главных условия. Во-первых, в металле ЗТВ должна быть сформирована бейнитно-мартенситная структура с объемной долей мартенсита не более 50 %. А во-вторых, концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле должна быть не более 1,5 мл/100 г (соответственно насыщение металла ЗТВ водородом на уровне 0,2 мл/100 г). С увеличением содержания углерода влияние диффузионного водорода на охрупчивание металла ЗТВ возрастает.

Выводы

1. Сопротивляемость хрупкому разрушению высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 % существенно зависит от ее структурного состояния и содержания углерода. Сопротивляемость развитию трещин стали с бейнитной структурой в 1,4 раза выше, чем стали с перлитно-ферритной структурой.

2. При насыщении колесной стали марки 2 (0,58 % С) водородом в количестве 1,5 мл/100 г критический коэффициент интенсивности напряжений при развитии трещины снижается в 1,7 раза. Сопротивляемость хрупкому разрушению стали с содержанием углерода 0,65 % при аналогичном количестве водорода понижается в 2,1 раза.

3. В процессе сварки соединений высокопрочных углеродистых сталей в участке перегрева ЗТВ формируется закаленная структура, фазовый состав которой зависит от содержания углерода в металле и скорости его охлаждения. Для достижения сравнительно высокой сопротивляемости соединений развитию трещин необходимо обе-

спечить в металле ЗТВ формирование бейнитно-мартенситной структуры, в которой отсутствует верхний бейнит, а объемная доля мартенсита не превышает доли нижнего бейнита.

4. Водород, диффундирующий из наплавленному металлу, способствует резкому охрупчиванию металла ЗТВ высокопрочных углеродистых сталей. Для повышения сопротивляемости хрупкому разрушению металла ЗТВ необходимо применять способы сварки, при которых в наплавленном металле содержание $[H]_{\text{диф}} \leq 1,5$ мл/100 г, или специальные технологические приемы, позволяющие удалить диффузионный водород из металла ЗТВ.

1. Шоршоров М. Х. *Металловедение сварки стали и сплавов титана* / М. Х. Шоршоров. – М.: Наука, 1965. – 336 с.
2. Грабин В. Ф. *Металловедение сварки низко- и среднеуглеродистых сталей* / В. Ф. Грабин, А. В. Денисенко. – К.: Наукова думка, 1978. – 272 с.
3. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке / О. Г. Касаткин // *Автоматическая сварка*. – 1994. – № 1. – С. 3–7.
4. Дислокационная модель водородной локализации пластичности металлов с ОЦК решеткой / А. В. Игнатенко, И. К. Походня, А. П. Пальцевич [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 2012. – № 3. – С. 22–27.
5. Гайворонский А. А. Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений высокоуглеродистой стали / А. А. Гайворонский // *Автоматическая сварка*. – 2013. – № 5. – С. 15–21.
6. Влияние технологических факторов на структуру и свойства металла ЗТВ при ремонтно-восстановительной наплавке гребней цельнокатаных вагонных колес / В. А. Саржевский, А. А. Гайворонский, В. Г. Гордонный [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 1996. – № 3. – С. 22–27, 33.
7. Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных железнодорожных колес / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, Л. И. Маркашова [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 2012. – № 8. – С. 18–24.
8. Новые методы оценки сопротивляемости металлов хрупкому разрушению; под ред. Ю. Н. Роботнова. – М.: Мир, 1972. – 439 с.
9. Шоршоров М. Х. *Испытания металлов на свариваемость* / М. Х. Шоршоров, Т. А. Чернышова, А. И. Красовский. – М.: Металлургия, 1972. – 240 с.
10. ГОСТ 25.506. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении.
11. Махненко В. И. Влияние микроструктурных изменений на перераспределение водорода при сварке плавлением конструкционных сталей / В. И. Махненко, Т. В. Королева, И. Г. Лавриненко // *Автоматическая сварка*. – 2002. – № 2. – С. 7–13.
12. Influence of the mode of thermal treatment and load ratio on the cyclic crack-growth resistance of wheel steels / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, V. V. Kulyk [et al.] // *Materials Science*. – 2009. – 45, № 2. – P. 211–219.
13. Структурные изменения в участке перегрева металла ЗТВ колесной стали при дуговой наплавке / А. А. Гайворонский, В. В. Жуков, В. Г. Васильев [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 2014. – № 1. – С. 17–23.
14. Гайворонский А. А. Свариваемость высокопрочной углеродистой стали 65Г / А. А. Гайворонский, В. В. Жуков, А. С. Шишкевич // *Сварка и диагностика*. – 2014. – № 5. – С. 50–54.

Поступила в редакцию 06.04.2016