



МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 09Г2С

В. Д. ПОЗНЯКОВ, д-р техн. наук, **В. А. ДОВЖЕНКО**, **С. Б. КАСАТКИН**, кандидаты техн. наук, **А. А. МАКСИМЕНКО**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследований влияния циклического нагружения изгибом на сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ, а также на накопления усталостных повреждений и изменения микроструктуры в стыковых и тавровых сварных соединениях стали 09Г2С. Показано, что при наличии острого концентратора напряжений и низких температур ($-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ и ниже) сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ сварных соединений с усталостными повреждениями снижается.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированная сталь, сварные соединения, сопротивляемость хрупкому разрушению, усталостные повреждения, микроструктура, долговечность

Одной из главных причин отказов и разрушений машин, механизмов и инженерных сооружений является усталость конструкционных материалов в отдельных наиболее нагруженных узлах изделий. Чаще всего это сварные узлы, в которых присутствуют конструктивные или структурные концентраторы напряжений. Несмотря на большие успехи в изучении закономерностей усталости и наличие различных приемов повышения долговечности сварных металлоконструкций количество аварий по причине усталости по-прежнему значительное. В связи с этим результаты исследований в области усталости, а особенно усталостной повреждаемости конструкций представляют большой интерес.

Следует отметить, что большинство исследователей изучают усталостные явления в металлах и преимущественно дислокационную структуру как в пределах устойчивых полос скольжения, так и в матрице с помощью электронной микроскопии [1]. В последние годы интенсивно развиваются исследования, направленные на изыскание возможности прогнозировать степень усталостного повреждения элементов конструкций или оборудования. Прогнозирование сроков безопасной эксплуатации различных конструкций и оборудования должно основываться на исследованиях особенностей усталости металлов на микроуровне [2]. Без детального исследования процессов, происходящих в этих слоях металла, трудно, а порой невозможно сделать обоснованное заключение о степени развития усталостной повреждаемости в изделии при циклическом нагружении. В технической литературе практически отсутствует информация,

позволяющая оценить влияние структурных изменений, которые происходят вследствие усталостных явлений, на механические свойства сварных соединений высокопрочных сталей.

Основопологающим моментом при постановке задачи исследования в данной работе явилось то, что в настоящее время количество циклов нагружения, предшествующих разрушению, рассматривают как функцию циклических деформаций [2, 3] или напряжений [4], обуславливающих накопление усталостных повреждений. Соответственно различают два периода усталости — инкубационный, в котором происходит накопление усталостных повреждений, и активный, в котором имеет место возникновение и развитие усталостной трещины.

В настоящей работе изучали микроструктурные особенности усталостной повреждаемости под действием циклического нагружения и появления пластической деформации, образование усталостных трещин, а также влияние циклического нагружения металла зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений на их сопротивляемость хрупкому разрушению при последующем статическом нагружении стандартных образцов, вырезанных из тавровых образцов, подвергшихся циклическому нагружению, для определения критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} и критического раскрытия трещин δ_c в зависимости от количества циклов нагружения тавровых соединений.

В качестве объекта исследований выбраны стыковые (С25) и тавровые с поперечным по отношению к действию усилий ребром жесткости (Т8 по ГОСТ 14771–76) соединения стали 09Г2С толщиной соответственно 30 и 10 мм. Их получали механизированным способом сварки проволокой сплошного сечения марки Св-08Г2С диа-



Таблица 1. Химический состав (мас. %) стали 09Г2С и металла, наплавленного проволокой Св-08Г2С

Материал	C	Mn	Si	S	P
Сталь 09Г2С	0,10	0,71	0,57	0,024	0,021
Наплавленный металл	0,08	1,30	0,80	0,017	0,019

Таблица 2. Механические свойства стали 09Г2С и металла, наплавленного проволокой Св-08Г2С

Материал	$\sigma_{гТ}$, МПа	$\sigma_{вТ}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при $T_{исп}$, °C		
					+20	-20	-40
Сталь 09Г2С	367	553	28	68	150	120	64
Наплавленный металл	375	508	23	66	145	65	15

метром 1,2 мм в углекислом газе. Химический состав и механические свойства сталей, а также металла, наплавленного указанным материалом, приведены в табл. 1 и 2.

На первом этапе исследований из сварных соединений вырезали образцы шириной 120 и длиной 480 мм, которые затем подвергали симметричному циклическому нагружению изгибом с частотой 14 Гц. Установлено, что усталостные трещины длиной более 2 мм в стыковых сварных соединениях, которые испытывали при напряжении цикла $\sigma_a = 100$ и 130 МПа, образовывались соответственно через 200000 и 110000 циклов ($N = N_{Fr}$, где N — количество циклов нагружений; N_{Fr} — количество циклов нагружений, при котором образуются усталостные трещины), а в тавровых сварных соединениях, которые испытывали

при напряжении цикла 80 и 120 МПа выявлены соответственно через 880000 и 490000 циклов.

На втором этапе из сварных соединений в состоянии после сварки, а также циклического нагружения при достижении $N = 0,45; 0,70$ и $0,80$ от N_{Fr} изготавливали стандартные образцы размерами 15×30×145 мм (стыковое соединение) и 10×20×100 мм (тавровое соединение) для оценки результатов испытаний с использованием критериев механики разрушения. Образцы вырезали таким образом, чтобы вершины усталостных трещин, которые инициируются у конца надреза, обязательно были расположены в зоне локализации пластической деформации металла. Таким участком в сварных соединениях является линия сплавления шва с основным металлом, где расположен естественный концентратор напряжений, обусловленный геометрией шва. Результаты испытаний образцов на трехточечный статический изгиб, проводившихся при температуре от +20 до -40 °C, представлены на рис. 1.

Результаты испытаний образцов, изготовленных из стыковых соединений, показали, что при температуре от +20 до -20 °C заметных изменений сопротивляемости металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С хрупкому разрушению не происходит (рис. 1, а, б). Уменьшение значений K_{1C} и δ_c имело место при $T_{исп} = -40$ °C в том случае, когда $N/N_{Fr} \geq 0,7$. Аналогичные закономерности уменьшения значений K_{1C} и δ_c в металле ЗТВ сварных соединений, циклическое нагружение которых было приостановлено на стадии, предшествующей образованию усталостных трещин, имели место и при испытании образцов, изготовленных из тавровых соединений стали

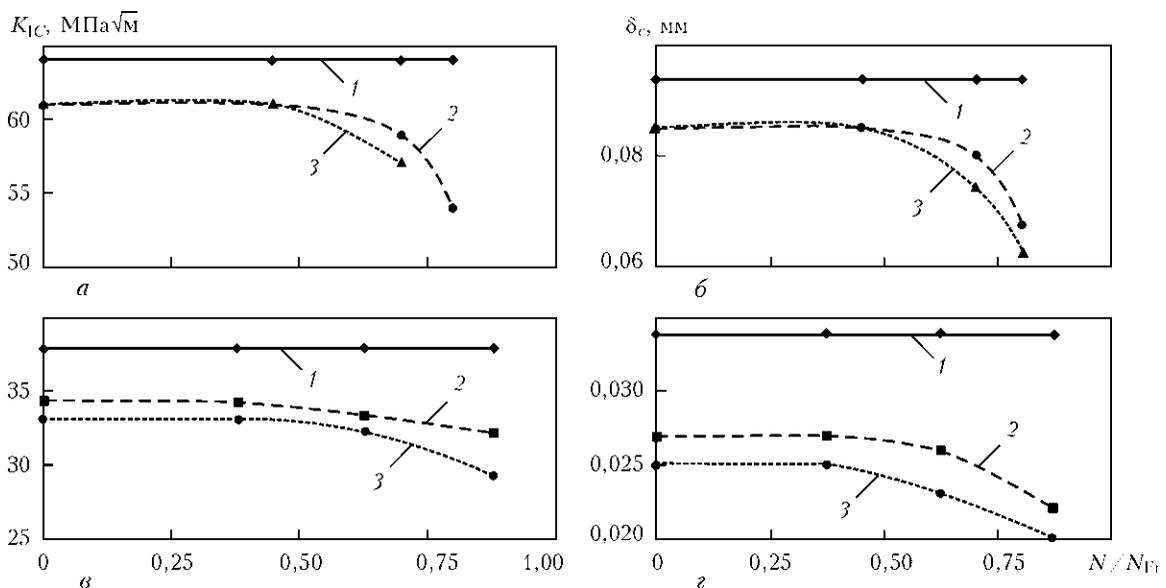


Рис. 1. Изменение показателей K_{1C} (а, в) и δ_c (б, г) металла ЗТВ стыковых (а, б) и тавровых (в, г) сварных соединений стали 09Г2С с увеличением количества циклов деформации (напряжения цикла стыковых соединений 100 (а), 130 (б) МПа и тавровых 80 (в), 120 (г) МПа): 1 — $T_{исп} = +20$ и -20 °C; 2, 3 — $T_{исп} = -40$ °C

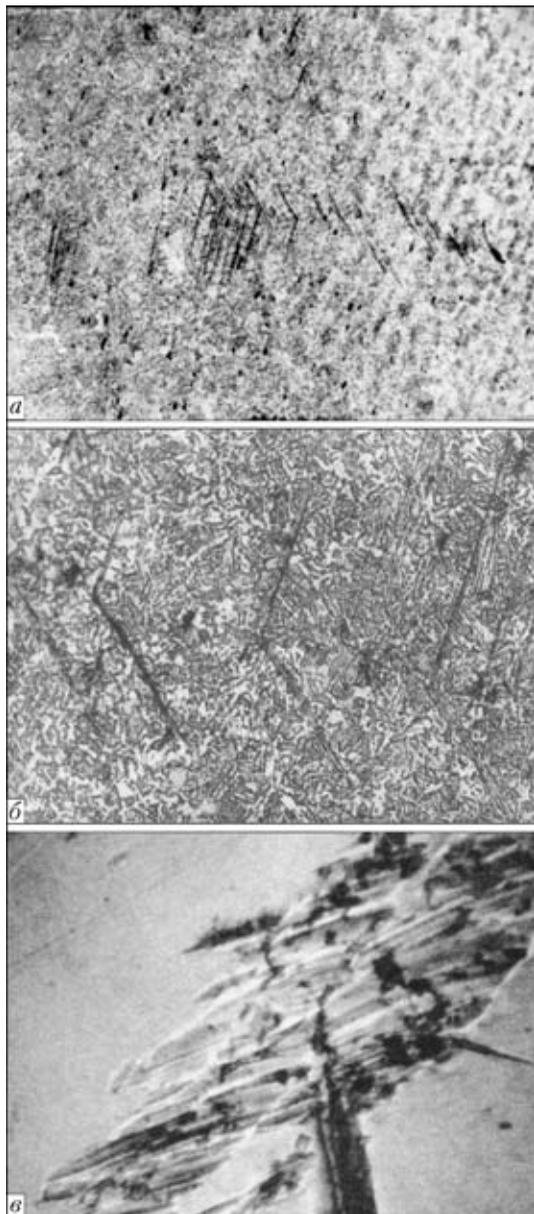


Рис. 2. Полосы скольжения, экструзии, интрузии в металле образцов тавровых соединений стали 09Г2С: *a, б* — $N = 230000$ циклов, $\sigma_a = 120$ МПа; *в* — $N = 720000$ циклов, $\sigma_a = 80$ МПа; *a* — $\times 100$; *б* — $\times 500$; *в* — $\times 1000$

09Г2С (см. рис. 1, *в, з*). Это, очевидно, связано с тем, что в процессе циклического нагружения в отдельных микрообъемах происходит существенное накопление усталостных повреждений и пластические свойства металла исчерпываются, в результате он теряет способность эффективно сопротивляться хрупкому разрушению.

Исследование процесса накопления усталостных повреждений и особенностей изменения микроструктуры под действием циклического нагружения выполняли на образцах, вырезанных из стыковых и тавровых сварных соединений стали 09Г2С, которые нагружали в течение различного количества циклов. Из них изготавливали микрошлифы, которые подвергали травлению в 4%-м растворе HNO_3 в этиловом спирте. После мно-

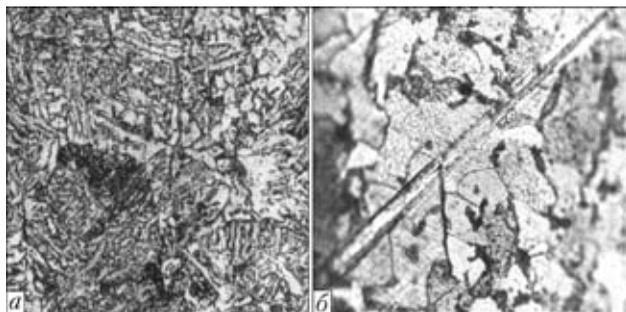


Рис. 3. Усталостные изменения микроструктуры металла ЗТВ стыковых сварных соединений стали 09Г2С: *a* — $N = 230000$ циклов, $\sigma_a = 120$ МПа; *б* — $N = 720000$ циклов, $\sigma_a = 80$ МПа; *a* — $\times 500$; *б* — $\times 1000$

гократной периодической переполіровки и травления поверхности изучали микроструктуру микрошлифов с помощью микроскопа «Неорфот-34», сканирующего электронного микроскопа марки SEM-515 фирмы «Philios» и микротвердомера М-400 фирмы «LECO» под изменяющимися нагрузками. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре «ДРОН-УМ-1» в монохроматическом CuK_α -излучении методом шагового сканирования. В качестве монохроматора использовали монокристалл графита.

Как показали исследования, в металле всех видов сварных соединений, которые подвергали циклическому деформированию, обнаружены признаки усталостных явлений в виде усталостных повреждений (устойчивых полос скольжения, экструзии и интрузии) и усталостных изменений микроструктуры (рис. 2, 3). Они возникали после определенного количества циклов деформирования, неодинакового для разного вида образцов.

Наиболее многочисленными из выявленных усталостных повреждений в сварных соединениях стали 09Г2С как стыковых, так и тавровых, были устойчивые полосы скольжения, которые не исчезали даже после многократной переполіровки образцов. Независимо от вида сварного соединения количество полос скольжения возрастает с увеличением количества циклов нагружения, а сами они представляют собой семейство линий скольжения.

С учетом того, что устойчивые полосы скольжения располагаются в плоскостях скольжения и, как правило, их ориентация совпадает с направлением поперечного скольжения дислокаций [5, 6], можно предположить, что устойчивые полосы скольжения возникли в тех зернах, где были достигнуты определенная плотность дислокаций и критический уровень напряжений. Как известно, после достижения критического уровня напряжений начинается движение дислокаций в направлении, нормальном к их плоскости скольжения (поперечное скольжение дислокаций), при этом критическое напряжение прежде всего зависит от уровня развития субструктуры и находится с ней в обратно пропорциональной зависимости. Этим



объясняется тот факт, что в металле ЗТВ, а особенно на участке перегрева, исследуемых нами сварных соединений, полосы скольжения формировались с большей частотой, чем в основном металле. Это связано с тем, что превращение аустенита на данном участке в процессе сварки происходило по сдвиговому бездиффузионному механизму в отличие от тех участков металла ЗТВ и основного металла, где его превращение осуществлялось по диффузионному механизму или не происходило вообще. Следует отметить, что выявление в металле ЗТВ устойчивых полос скольжения было затруднено вследствие наличия в структуре множества вторых фаз.

Еще в большей мере вторые фазы маскируют усталостные изменения в микроструктуре, вследствие чего последние трудно обнаружить. Как видно из рис. 4, основной структурной составляющей участка перегрева металла ЗТВ стыковых и тавровых соединений в исходном (после сварки) состоянии является бейнит глобулярной морфологии (микротвердость $HV\ 50 = 1880...2120$ МПа) и пластинчатой ($HV\ 50 = 2200...2430$ МПа). Присутствуют в структуре также зернограничный (доэвтектоидный) и изредка игольчатый феррит.

Известно [1], что в зависимости от исходного структурного состояния материала и условий циклического нагружения сопротивление материала циклическому деформированию с увеличением количества циклов нагружения может возрастать (а значит, материал упрочняется), снижаться или оставаться без изменений. В зоне разупрочнения материала развиваются такие поверхностные повреждения, как экструзии и интрузии [2], что является следствием усталости материала [2, 3].

В настоящей работе с помощью измерения микротвердости была изучена реакция металла ЗТВ и основного металла на циклическое деформирование в зависимости от количества циклов нагружения. Результаты этих исследований, представленные на рис. 5, свидетельствуют о том, что в процессе циклического нагружения сварных соединений стали 09Г2С имеет место как упрочнение, так и разупрочнение металла ЗТВ и прилегающих к нему участков основного металла. Упрочненные и разупрочненные участки имеют локальный характер и чередуются между собой.

Установлено, что под воздействием циклического деформирования в структуре металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С происходят усталостные изменения (см. рис. 3), состоящие в изменении характера распределения дислокаций, а именно, в их перераспределении с образованием полосовых структур. Степень развития усталостных изменений микроструктуры в различных микрообъемах разная и, по-видимому, зависит от их кристаллографической чувствительности к направлению оси приложения нагрузки, локаль-

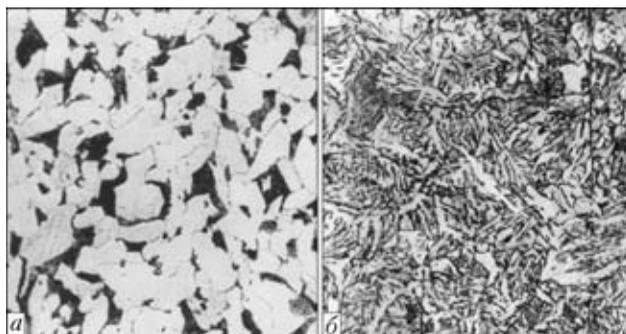


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 500$) стали 09Г2С (а) и металла ЗТВ (б) тавровых сварных соединений

ной концентрации напряжений, а также концентрации неоднородности по примесным и легирующим элементам.

Наряду с устойчивыми полосами скольжения, экструзиями, интрузиями и усталостными изменениями микроструктуры на поверхности образцов тавровых соединений, подвергнутых циклическому деформированию при различных режимах нагружения, обнаружены поперечные микросдвиги (рис. 6). Тот факт, что при одинаковых условиях циклического нагружения поперечные микросдвиги происходят в образцах тавровых сварных соединений и отсутствуют в образцах стыковых соединений, по-видимому, можно объяснить изначально большей жесткостью тавровых соединений. Спровоцировать микросдвиг, вероятнее всего, могли скопления дислокаций вблизи границ зерен, включений карбидов или глобулей вторых фаз, а также сколы неметаллических включений внутри зерен.

В настоящей работе исследован образец размером 9×12 мм, изготовленный из циклически деформированного таврового соединения ($\sigma_a = 80$ МПа и $N = 720\ 000$ циклов, что составляет $0,8N_{Fr}$), на поверхности которого выявлен участок с поперечным микросдвигом. Дифрактометричес-

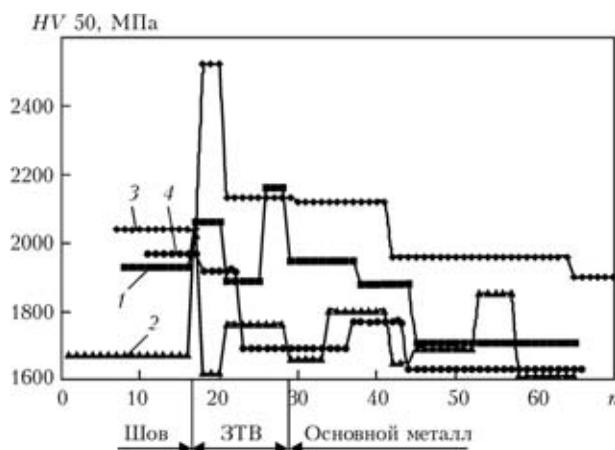


Рис. 5. Микротвердость образцов тавровых сварных соединений стали 09Г2С после сварки (1) и циклического нагружения $\sigma_a = 80$ МПа до $N = 400000$ (2), 700000 (3) и 1000000 циклов (4) (n — количество замеров)



Таблица 3. Результаты дифрактометрических исследований

Точки измерения	Схема измерения	D_{HKL} , нм	$\Delta a/a \cdot 10^{-4}$
<i>a</i>		$\rightarrow 0$	$\rightarrow -\infty$
<i>б</i>		48,61	6,188

кие исследования образца были выполнены с помощью рентгеноструктурного анализа. При этом оценивали величину D_{HKL} блоков участков, на которых происходят микроструктурные изменения и микронапряжения $\Delta a/a$, сопровождающие эти изменения. С этой целью выбраны две точки измерения: *a* — в центре поперечного сдвига; *б* — перед поперечным микросдвигом. Время экспозиции в точке составляло 40 с, а шаг измерения — $0,05^\circ$. Результаты дифрактометрических исследований, приведенные в табл. 3, свидетельствуют о том, что в районе поперечного микросдвига происходит релаксация микронапряжений. Это закономерно, поскольку, как следует из работ [1–3], микросдвиг, который осуществляется путем разрыва атомных связей под действием внешнего напряжения, является начальной стадией роста субмикротрещины. Разрыв таких связей происходит по плоскости с наименьшей плотностью упаковки атомов, имеющей самые низкие значения

поверхностной энергии. Для металлов с ОЦК решеткой — это плоскость $\{100\}$.

Поскольку усталостные изменения в сварных соединениях происходят в локальных и вполне определенных его зонах, дальнейшие исследования были направлены на изыскание технологических путей повышения долговечности таких соединений и восстановление их способности сопротивляться хрупкому разрушению. Исследовали влияние профилактического ремонта с помощью сварки, который осуществляется на этапе, предшествующем образованию усталостных трещин, и заключается в наплавке по краям существующих швов дополнительных валиков, а также разных видах упрочнения металла (высокочастотной механической проковки, ударно-волновой и электроимпульсной обработки).

Эти исследования выполняли по методу ограниченной долговечности применительно к образцам, изготовленным из тавровых соединений стали 09Г2С толщиной 10 мм. После сварки образцы циклически нагружали до 400 000 циклов ($0,8N_{Fr}$) при напряжении цикла 120 МПа. Затем их ремонтировали с помощью сварки или упрочняли по разным технологиям, а затем снова подвергали циклическому нагружению при указанной нагрузке до образования усталостной трещины длиной 2 мм. Из других отремонтированных или упрочненных сварных соединений изготавливали стандартные образцы (тип 11 по ГОСТ 9454–78) для испытаний на ударный изгиб, которые проводили при $T_{исп} = -40^\circ C$.

Результаты исследований показали, что после профилактического ремонта с помощью сварки и высокочастотной механической проковки сварных соединений их долговечность повышается в 2,0...2,2 раза. Несколько меньше (в 1,4...1,8 и 1,4...1,5 раза) увеличивается долговечность сварных соединений после электроимпульсной и ударно-волновой обработок.

Испытания на ударный изгиб показали, что в состоянии после сварки ударная вязкость KCV_{40} металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С составляет 10,0...13,1 Дж/см², а в результате циклического нагружения снижается до 6,8...8,2 Дж/см². После профилактического ремонта с помощью сварки и упрочняющих обработок KCV_{40} повышается, но по-разному. Практически на уровне исходного состояния ($KCV_{40} = 10,1...10,8$ Дж/см²) ударная вязкость зафиксирована в сварных соединениях после профилактического

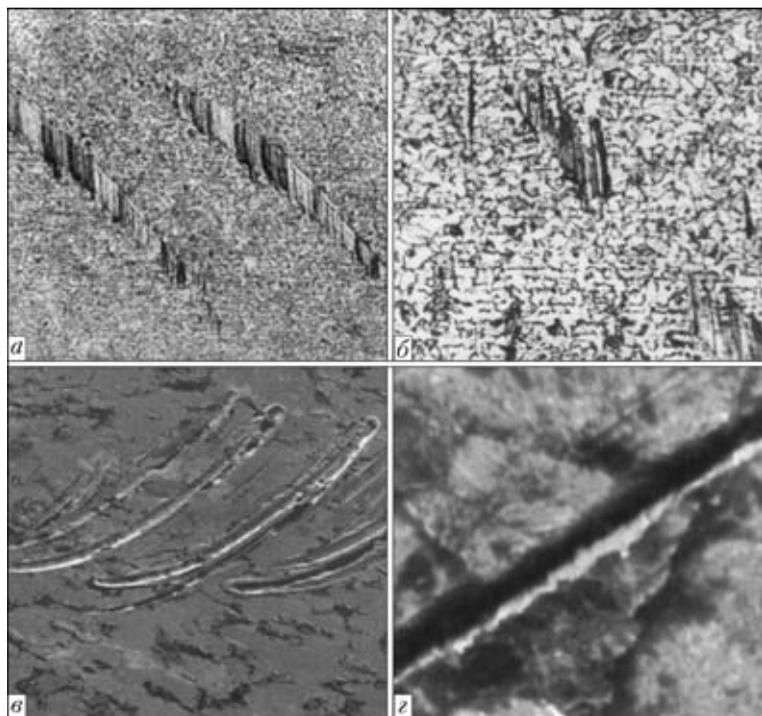


Рис. 6. Микроструктуры с поперечными микросдвигами в образцах тавровых соединений стали 09Г2С: *a* — $\sigma_a = 120$ МПа, $N = 400000$ циклов; *б* — $\sigma_a = 80$ МПа, $N = 720000$ циклов; *a* — $\times 50$; *б* — $\times 125$; *в* — $\times 810$; *г* — $\times 5000$



кого ремонта сваркой. До $9,2 \dots 10,2$ и $8,9 \dots 9,6$ Дж/см² она возросла после высокочастотной механической проковки и ударно-волновой обработки. Существенного влияния на ударную вязкость металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С электроимпульсная обработка не оказала.

Выводы

1. При циклическом нагружении изгибом ($N/N_{Fr} \geq 0,7$) в металле ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С имеет место накопление усталостных повреждений — образуются устойчивые полосы скольжения, экструзии и интрузии, количество которых увеличивается вместе с возрастанием циклов нагружения.
2. Накопленные в металле ЗТВ стали 09Г2С усталостные повреждения способствуют его охрупчиванию и, как следствие, приводят к снижению хладостойкости на 20...40 %.
3. Эффективно повысить долговечность сварных соединений стали 09Г2С в 1,8...2,2 раза и

восстановить хладостойкость металла ЗТВ до исходного состояния можно благодаря профилактическому ремонту, который выполняется на этапе, предшествующем образованию усталостных трещин, путем наплавки дополнительных валиков по краям швов и (или) осуществлению высокопрочной механической проковки зоны перехода от шва к основному металлу.

1. *Горицкий В. М.* Диагностика металлов. — М.: Металлургиздат, 2004. — 402 с.
2. *Яковлева Т. Ю.* Локальная пластическая деформация и усталость металлов. — Киев: Наук. думка, 2003. — 236 с.
3. *Иванова В. С., Терентьев В. Ф.* Природа усталости металлов. — М.: Металлургия, 1975. — 456 с.
4. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н.* Механизм коррозионного разрушения конструкционных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 294 с.
5. *Иванова В. С., Орлов Л. Г., Терентьев В. Ф.* Особенности развития дислокационной структуры при статическом и циклическом нагружении малоуглеродистой стали // Физ. металлов и металловедение. — 1972. — 33. — № 3. — С. 617–633.
6. *Wilson D. V., Tromans T. K.* Effect of strain aging on fatigue damage in low-carbon steel // Acta Metallurgica. — 1970. — 18. — P. 1197–1208.

The paper presents investigation results on the effect of cyclic bend loading on brittle fracture resistance of the HAZ metal, as well as accumulation of fatigue damages and peculiarities of structural changes in butt and T-welded joints in steel 09G2S. It is shown that the presence of a sharp stress raiser and low temperatures (–40 °C and lower) leads to decrease in brittle fracture resistance of the HAZ metal of the welded joints with fatigue damages.

Поступила в редакцию 03.02.2012,
в окончательном варианте 05.03.2012



**Международная конференция
«Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее»**

25 – 26 ноября 2013 г.

ИЭС им. Е. О. Патона (г. Киев)

Научные направления конференции

- технологии, материалы и оборудование для сварки и родственных технологий
- прочность сварных соединений и конструкций, теоретические и экспериментальные исследования напряженно-деформированных состояний и их регулирование;
- новые конструкционные материалы;
- неразрушающий контроль и техническая диагностика;
- совершенствование и оптимизация сварных конструкций, автоматизация их расчета и проектирования, оценка и продление ресурса;
- инженерия поверхности;
- сварка в медицине, технологии, оборудование, конструкционные и функциональные материалы;
- экологические проблемы в области сварки и родственных технологий;
- перспективные направления специальной электрометаллургии;
- стандартизация, сертификация продукции сварочного производства, подготовка и аттестация специалистов.

Контакты: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11
факс: (38044) 528-04-86
E-mail: office@paton.kiev.ua