



УДК 621.791.75.052:669.14.018.295

ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛА ЗТВ СТАЛИ 10Г2ФБ

В. Д. ПОЗНЯКОВ, Л. И. МАРКАШОВА, А. А. МАКСИМЕНКО, Е. Н. БЕРДНИКОВА,
Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, С. Б. КАСАТКИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Одной из главных причин отказов и разрушений машин, механизмов и инженерных сооружений является усталость конструкционных материалов. В сварных соединениях трещины усталости чаще всего зарождаются в зоне термического влияния, а процесс накопления поврежденных носит длительный и стадийный характер. Цель настоящей работы заключалась в изучении влияния циклического нагружения изгибом на изменение структуры и свойств металла зоны термического влияния сварных соединений конструкционной стали класса прочности С490. С использованием модельных, обработанных по термическому циклу сварки, образцов изучена динамика накопления усталостных повреждений в металле, оценено влияние циклического нагружения на хладостойкость металла зоны термического влияния стали 10Г2ФБ. Установлено, что, как и в сварных соединениях, в модельных образцах образованию трещин усталости предшествуют процессы накопления усталостных повреждений в виде устойчивых полос скольжения разной конфигурации, а также образование экструзий и интрузий. Повреждения, которые накопились в металле ЗТВ низколегированных конструкционных сталей от усталости, способствуют охрупчиванию металла, что приводит к снижению его хладостойкости. Результаты исследований могут быть использованы для обоснования методов контроля сварных соединений металлоконструкций, которые эксплуатируются длительное время, а также для принятия решений по их упрочнению или ремонту. Библиогр. 15, рис. 9.

Ключевые слова: дуговая сварка, сталь 10Г2ФБ, термические циклы сварки, модельные образцы, зона термического влияния, циклическое нагружение изгибом, структурные изменения, трещины усталости, ударная вязкость

Известно, что одной из главных причин отказов и разрушений машин, механизмов и инженерных сооружений является усталость конструкционных материалов [1], вследствие чего в отдельных наиболее нагруженных узлах изделий образуются трещины усталости [2]. Чаще всего такими узлами в сварных соединениях являются определенные зоны сварки, где преимущественно и присутствуют конструктивные или структурные концентраторы напряжений [2]. К настоящему времени, несмотря на значительные успехи в изучении закономерностей процессов усталости и в разработке различных приемов повышения долговечности сварных металлоконструкций, количество аварий по причине указанного состояния металла по-прежнему большое. Поэтому определенный практический интерес представляют исследования процессов и причин, снижающих долговечность материалов в эксплуатационных условиях, особенно в части усталостной повреждаемости конструкций, о чем свидетельствуют публикации последних лет [3–7].

Такого плана работы выполняются и в ИЭС им. Е. О. Патона [8–11]. В частности, в работе [10] показано, что в условиях циклического нагружения изгибом в сварных соединениях низколегирован-

ной конструкционной стали 09Г2С накопление усталостных повреждений и усталостные изменения в основном локализируются в металле зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений и прилегающих к нему участках основного металла. В результате металл охрупчивается и его хладостойкость снижается на 20...40 %.

Однако при выяснении причин усталостных повреждений непосредственно на сварных соединениях возникают трудности, связанные с одновременным влиянием целого ряда технологических и структурных условий, среди которых наиболее значимыми являются: неоднородность структуры, а следовательно, и свойств металла в различных зонах сварных соединений, отличающихся химическим и фазовым составом, а также колебания режимов сварки, изменения в геометрии швов, внешних условий нагружений и т. п. В итоге именно сложный комплекс структурных, технологических и внешних воздействий и способствует возникновению существенных погрешностей в результатах исследований.

Учитывая сложность факторов, вызывающих усталостные повреждения, принят поэтапный подход к исследованию влияния циклического нагружения на структуру и соответственно на хладо-



стойкость металла ЗТВ конструкционных сталей. Он предусматривает последовательное исследование условий накопления повреждений в сварных соединениях (при нанесении надрезов различной глубины δ); влияние нарастания циклического нагружения (частоты, напряжения σ_{-1} и нарастания количества циклов N). При этом весь комплекс исследований выполняли исключительно на модельных образцах, что обеспечивает постоянство химического состава по исследуемым зонам сварных соединений, а неизменность процессов обеспечивалась условиями имитации термических циклов сварки.

Материалы и методики исследования. Имитацию термических циклов сварки (нагрев и охлаждение в соответствии с режимами, которые имеют место в металле ЗТВ реальных сварных соединений) с использованием модельных образцов размером $20 \times 20 \times 120$ мм (сталь 10Г2ФБ) осуществляли на специальной установке марки МСР-75, сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона на базе контактной сварочной машины, которая позволяет имитировать реальные сварочные циклы с помощью нагрева образцов проходящим током и охлаждения сжатым воздухом. Скорость нагрева образцов при имитации сварочных циклов (образцы нагревали до температуры 1100 °С) составляла 150 °С/с, а скорость охлаждения в диапазоне $600 \dots 500$ °С $w_{6/5} = 10$ °С/с. После обработки по термическому циклу сварки с целью моделирования геометрического концентратора напряжений, который обычно наблюдается в сварных соединениях в местах перехода от шва к основному металлу, на поверхность образцов размером $20 \times 20 \times 60$ мм наносили надрезы шириной $2,0$ мм и радиусом закругления у его вершины $1,0$ мм. Причем на начальной стадии исследований (при отработке наиболее оптимальной методической оценки) на образцы наносили надрезы глубиной $1,0$; $3,5$ и $7,0$ мм, что позволяло определить, на каком из образцов будут реально проявляться структурные процессы (системы скольжения, трещины и т. п.), свидетельствующие о накоплении повреждений, которые имеют место в сварных соединениях.

Испытания модельных образцов на усталость проводили на усталостной машине малой мощности марки УММ-1. Образцы подвергали циклическому нагружению изгибом с симметричным циклом при частоте 35 Гц и напряжении цикла $\sigma_a = 120$ МПа.

Структурные изменения под воздействием различных условий нагружения изучали с использованием комплекса методов исследования: оптической металлографии (Versamet-2), аналитической растровой электронной микроскопии (СЭМ-515, фирмы «PHILIPS», Нидерланды) и просвечивающей электронной микроскопии (JEM-200CX,

фирмы «JEOL», Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Результаты исследования. На первом этапе исследовали характер и распределение систем скольжения на боковых поверхностях образцов в соответствующих зонах сварки в зависимости от количества циклов нагружения, а также при изменении глубины надреза δ , выполненного с целью моделирования геометрического концентратора напряжений, а соответственно и условий трещинообразования в сварных соединениях в зоне перехода от шва к основному металлу.

Как показали металлографические исследования, при глубине надреза $\delta = 1,0$ мм трещины усталости в образцах образовывались после 2 млн 500 тыс. циклов нагружения ($0,45N/N_{Fr}$, рис. 1, а).

С увеличением количества циклов нагружения интенсивность усталостных повреждений поверхности модельных образцов нарастает, о чем свидетельствует и возрастание количества устойчивых полос скольжения, а также появление экструзий и интрузий. Причем дальнейшее нагружение структурно проявляется в росте размеров устойчивых полос скольжения, усложнении их конфигурации, а также увеличении частоты распределения полос скольжения на поверхности модельных образцов ($0,70N/N_{Fr}$, $0,80N/N_{Fr}$) (рис. 1, б, в). При этом усталостные повреждения и структурные изменения в металле ЗТВ образцов, как правило, проявлялись в определенных зонах и имели локальный характер: наибольшее количество устойчивых полос скольжения наблюдалось в центральной (осевой) части образца, что, по-видимому, обусловлено высоким уровнем напряжений, которые действуют в этой зоне в ходе циклического деформирования.

Аналогичные изменения в структуре, но на более ранних стадиях циклического нагружения изгибом наблюдались и в образцах с надрезом глубиной $\delta = 3,5$ мм. Трещины усталости в этих образцах образовывались уже после $N = 21000$ циклов нагружения (рис. 1, г), чему предшествовали существенные изменения в структуре металла ЗТВ под надрезом. Начало образования устойчивых полос скольжения в исследуемых образцах наблюдалось после 5000 циклов нагружения, а с дальнейшим увеличением количества циклов нагружения плотность устойчивых полос скольжения нарастала.

Совсем иная картина наблюдалась у поверхностей образцов с надрезом глубиной $\delta = 7,0$ мм: трещины усталости в этих образцах образуются уже после 4500 циклов нагружения, зарождение такого типа трещин происходит непосредственно под надрезом и без видимых (при оптических исследованиях) изменений в структуре металла.

Учитывая результаты исследования структур с

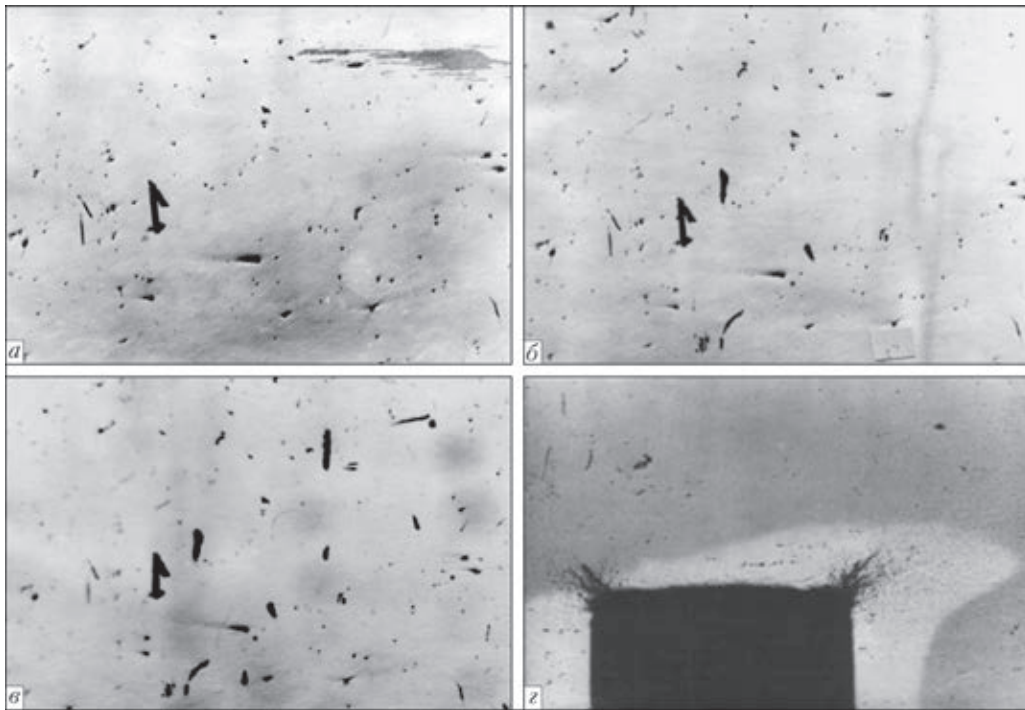


Рис. 1. Макроструктура (*a-v* — $\times 50$, *z* — $\times 30$) модельных образцов стали 10Г2ФБ после циклического нагружения с разной глубиной надреза: *a* — $0,45N_{Fr}$, $\delta = 1,0$ мм; *b* — $0,70N_{Fr}$, $\delta = 1,0$ мм; *v* — $0,80N_{Fr}$, $\delta = 1,0$ мм; *z* — N_{Fr} , $\delta = 3,5$ мм

различной глубиной надреза, установлено, что оптимальным у образцов является надрез $\delta = 3,5$ мм. Это позволяет воспроизвести все протекающие структурные изменения, сопровождающие исследуемые в сварных соединениях процессы, а также ускорить процедуру подготовки образцов для последующего изучения.

С этой целью (именно с надрезом глубиной $\delta \sim 3,5$ мм) на обработанных по термическому циклу сварки модельных образцах после циклического нагружения при напряжении цикла 120 МПа в первую очередь исследовали влияние уровня (количества) циклов нагружения на характер пластической деформации, формирование трещин усталости и хладостойкость. При $N = 21000$ нагружение приводит к развитию из вершины надреза трещины усталости длиной 2,0 мм с зоной пластической деформации, что свидетельствует о том, что это количество циклов является критическим, а нагружение до $N = 7000$, 11000 и 15000 циклов составляет соответственно 33,3; 53,2 и 71,4 % критического нагружения.

Параллельно выполнены испытания на ударный изгиб стандартных образцов с острым надрезом типа Шарпи, вырезанных из модельных образцов после всех циклических нагружений с ориентацией вершины надреза ($\delta \sim 3,5$ мм), в области зоны пластической деформации. При этом согласно [10] снижение показателей критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} и критического раскрытия трещин δ_c в металле ЗТВ сварных соединений происходит при отрицательных температурах, поэтому испытания указанных

образцов проводили при температуре -40 °С. Как видно из рис. 2, *a*, значения ударной вязкости в исходном состоянии после обработки по термическому циклу сварки, а также циклического нагружения до 7000 у испытуемых образцов были достаточно близкие (37...40 Дж/см²). По мере увеличения циклов нагружения такая равномерность нарушалась, постепенно снижалась хладостойкость модельных образцов до 18...22 Дж/см² после 11000 циклов и до 7...8 и 4,5...6,0 Дж/см² после 15000 и 21000 циклов нагружения соответственно. Таким образом, по сравнению с исходным состоянием ($N = 0$)

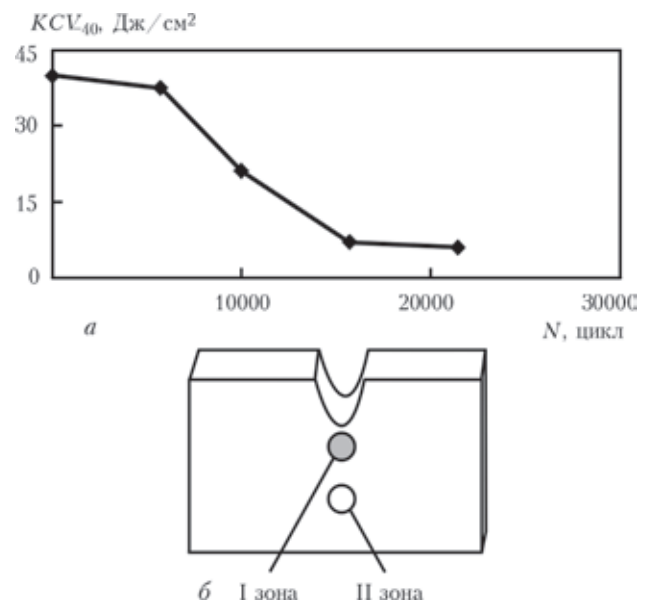


Рис. 2. Влияние циклического нагружения на ударную вязкость модельных образцов стали 10Г2ФБ (*a*) и схема образца с указанием исследуемых зон (*b*)

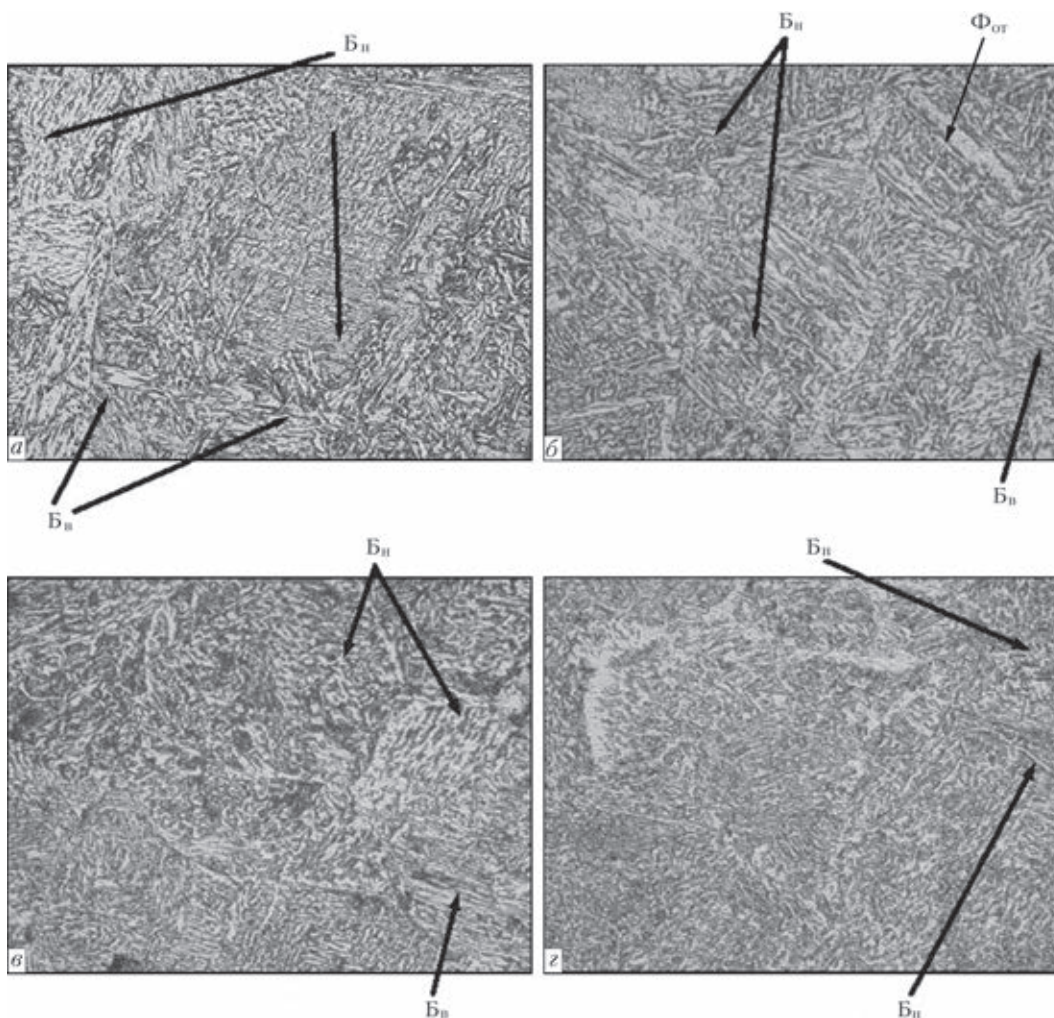


Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$) металла модельных образцов стали 10Г2ФБ в участке перегрева ЗТВ в исходном состоянии (а, б) и после 21000 циклов нагружения (в, г) под надрезом (а, в) и в центре (б, г) образца

при данных условиях циклического нагружения ударная вязкость образцов стали 10Г2ФБ снижалась в 1,8; 4,9 и 7,5 раза.

Второй этап работы заключался в структурных исследованиях, целью которых являлось определение изменения исходной до нагружения структуры в условиях нарастания циклического нагружения, а также установление особенностей структурных изменений, сопутствующих трещинообразованию.

Изменения структурного состава прежде всего фазовых составляющих, величины их зерна, микротвердости, а также таких параметров тонкой структуры, как размеры субзерен, ширина реек, плотность и распределение дислокаций в модельных образцах, исследовали в двух конкретных зонах (см. рис. 2, б): I – под надрезом (зона максимального нагружения); II – в центре образца.

Исходное состояние структуры. Исследована структура металла в образцах, которые обрабатывали по термическому циклу сварки, но не подвергали циклическому нагружению (исходное состояние). Как под надрезом (I зона), так и в центре образца (II зона) структура представле-

на бейнитом верхним (B_v), нижним (B_n) и ферритными оторочками ($\Phi_{от}$) (рис. 3, а, б). В I зоне размер зерна D_3 бейнита верхнего находится в диапазоне 100...250 мкм (рис. 4, а). Размер зерна нижнего бейнита изменяется от 80 до 180 мкм, а ширина ферритных оторочек — от 5 до 10 мкм. Микротвердость HV бейнита верхнего находится в диапазоне 2370...2470 МПа, а бейнита нижнего — 2630...2830 МПа.

Аналогичная по фазовому составу структура металла (в исходном состоянии) сформировалась и в центре образца, но она имеет несколько другие параметры и микротвердость. В II зоне по сравнению с I зоной наблюдается увеличение размера зерна структурных составляющих на 16 % (до 130...290 мкм) бейнита верхнего и на 26 % (до 120...230 мкм) бейнита нижнего, в то время как их микротвердость уменьшается на 5 % (рис. 4, в). Размер ферритных оторочек в этих зонах остается неизменным.

В ходе исследования тонкой структуры металла в I и II зонах в исходном состоянии методом трансмиссионной микроскопии установлено (рис. 4, б, г; 5, а, б), что ширина реек h_p для бейнита верхнего уменьшается в I зоне по сравнению с соот-

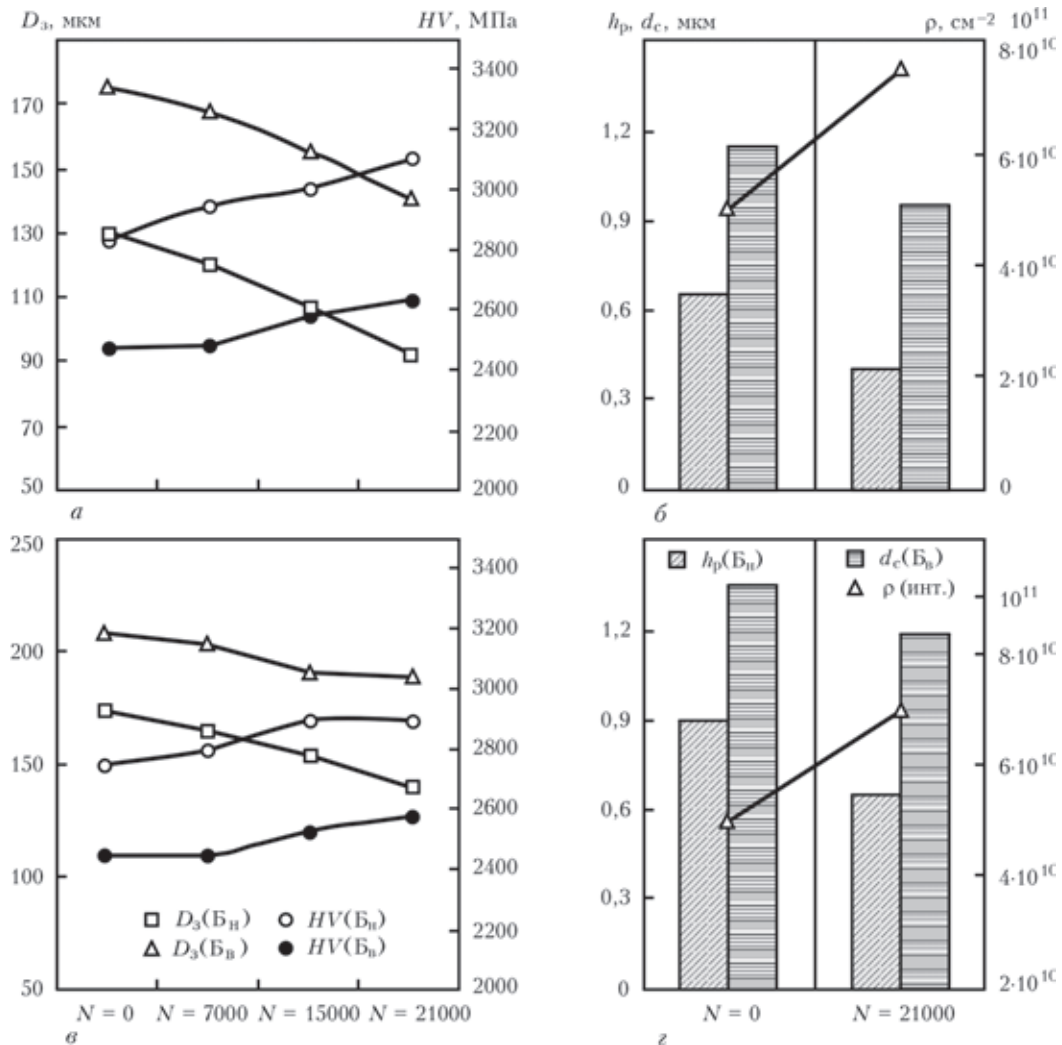


Рис. 4. Зависимость среднего размера зерна и микротвердости (максимальные значения) (а, в), ширины реек и плотности дислокаций (б, г) в структурных составляющих металла модельных образцов стали 10Г2ФБ под надрезом (а, б) и в центре (в, г) образца от количества циклов нагружения

ветствующими параметрами во II зоне на 13 % и составляет $h_p \sim 0,5 \dots 1,8$ мкм, т. е. также уменьшаются и размеры дислокационной субструктуры d_c , причем преимущественно субструктуры бейнита нижнего в I зоне (уменьшение почти в 1,4 раза до размера примерно $0,5 \dots 0,8$ мкм). Что касается значений внутриобъемной плотности дислокаций ρ , то для различных структурных составляющих (и для B_v и B_n) большее увеличение дислокационной плотности характерно для I зоны, т. е. для области с максимальным нагружением (рис. 4, б). Характерно, что в большей степени объемная плотность дислокаций нарастает в структурах бейнита нижнего, для которого $\rho \sim 5 \dots 7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а для бейнита верхнего $\rho \sim 3 \dots 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Циклическое нагружение. В процессе последующего циклического нагружения в исследуемом металле непосредственно под надрезом (I зона) происходит трансформация структурных составляющих. По сравнению с исходным состоянием наблюдается уменьшение размера зерна бейнита верхнего в среднем на 4, 11 и 20 % после 7000,

15000 и 21000 циклов нагружения соответственно (рис. 4, а). Аналогично на 8, 18 и 30 % уменьшаются и размеры зерна бейнита нижнего. При этом ширина ферритных оторочек не изменяется.

Значения микротвердости для структур бейнита верхнего при минимальном количестве циклов нагружения порядка 7000 остаются практически на уровне исходного (без циклического нагружения) (2360...2500 МПа), в то время как для бейнита нижнего они несколько выше (до 2570...2940 МПа). При увеличении количества циклов нагружения $N \sim 15000$ также наблюдается неоднородность показателей микротвердости отмеченных структурных составляющих (B_v , B_n), а при максимальном количестве циклов нагружения (до 21000) данная тенденция сохраняется (рис. 4, а, в).

При исследовании изменений тонкой структуры металла в I зоне в процессе деформирования установлено, что в результате циклического нагружения (от исходного до $N = 21000$) наблюдается уменьшение как размеров структуры по сравнению с исходным состоянием (в 1,6 раза, т. е. на

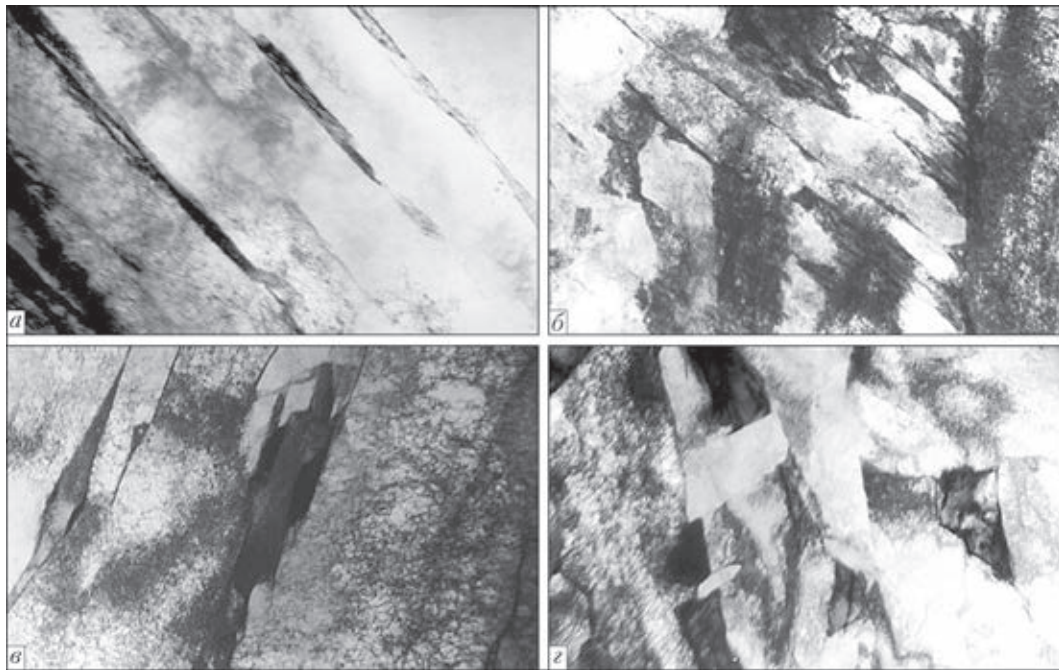


Рис. 5. Микроструктура ($\times 1500$) металла модельных образцов стали 10Г2ФБ в исходном (а, б) состоянии и после 21000 циклов нагружения (в, г) в I зоне: а, в — рейки бейнита верхнего; б, г — фрагменты бейнита нижнего

38 %), так и размеров реек бейнита верхнего в 1,2 раза, т. е. на 17 %. Кроме того, происходит увеличение общей объемной плотности дислокаций в деформируемом металле примерно в 1,4 раза (от $6 \cdot 10^{10}$ до $8,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) (см. рис. 4, б). При этом в структурах бейнита нижнего наблюдается формирование внутризеренной дислокационной субструктуры, т. е. фрагментация структуры (рис. 5, г) с четкими субграницами и более высокой скалярной плотностью дислокаций ($\rho \sim 7 \dots 9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), что выше соответствующих значений в структурах бейнита верхнего ($\rho \sim 5 \dots 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) (рис. 5, в).

Аналогичные закономерности в трансформации структурных составляющих, происходящих вследствие действия внешнего циклического нагружения изгибом, наблюдаются и в металле в центре образца (II зона). Здесь также выявлено, что с увеличением количества циклов нагружения

размеры зерен бейнита верхнего и нижнего уменьшаются соответственно в следующем порядке: на 3 и 6 % после 7000 циклов, на 8 и 11 % после 15000 и на 10 и 20 % после 21000 циклов нагружения. Микротвердость структурных составляющих во II зоне при увеличении количества циклов повышается для бейнита верхнего и нижнего (см. рис. 4, в).

При более детальных исследованиях тонкой структуры на просвет II зоны установлено, что ширина реек бейнита верхнего в условиях циклического нагружения при $N = 21000$ по сравнению с исходным состоянием уменьшается в 1,1 раза (на 11 %), а размеры фрагментов бейнита нижнего — примерно в 1,4 раза, т. е. на 27 %. Общая объемная плотность дислокаций в данной зоне также увеличивается от $4 \cdot 10^{10}$ до $6,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, т. е. в 1,5 раза.

Обращает внимание тот факт, что наибольшая плотность дислокаций наблюдается вдоль границ реек бейнита верхнего в I зоне. После 21000 циклов нагружения в отдельных локальных зонах она возрастает до $2,5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, что приводит к появлению четких зон локализации деформации и, очевидно, является одной из основных причин образования трещин (рис. 6).

На основе проведенных комплексных экспериментальных исследований выполнены оценки дифференцированного вклада структурных параметров деформируемого при циклическом нагружении металла ЗТВ стали 10Г2ФБ в изменение основных эксплуатационных характеристик исследуемых образцов — статической прочности, вязкости разрушения, трещиностойкости. Аналитическая оценка интегрального значения предела текучести $\Sigma \sigma_T$ была проведена с использованием

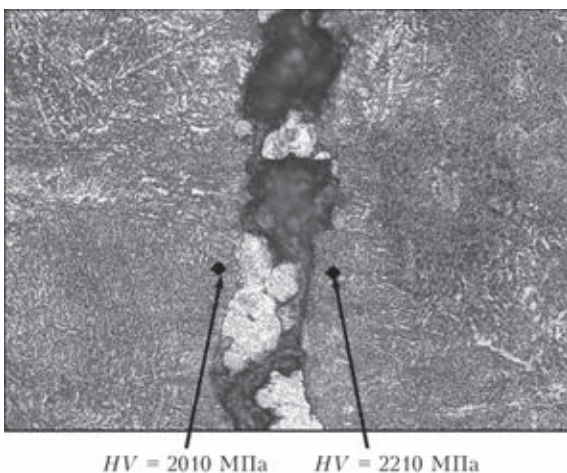


Рис. 6. Трещина усталости ($\times 320$), образовавшаяся в образце под надрезом (I зона) после 21000 циклов нагружения



уравнения, включающего известные зависимости Холла–Петча, Орована и др.:

$\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{тр} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у}$
 где $\Delta\sigma_0$ — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций; $\Delta\sigma_{тр}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами; $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна; $\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение; $\Delta\sigma_{д.у}$ — дисперсионное упрочнение. Пример расчета приведен в работах [12, 13].

В результате аналитической оценки предела текучести металла показано (рис. 7), что в исходном состоянии, после обработки по термическому циклу сварки во II зоне $\sigma_T \sim 541$ МПа. В I зоне этот показатель несколько выше ($\sigma_T \sim 644$ МПа), что может быть связано с более интенсивным деформированием металла при нанесении надреза. В результате циклического нагружения (после 21000 циклов) предел текучести металла повышается как в I, так и во II зоне на 16...20% соответственно до 671 и 771 МПа. Основной вклад в увеличение интегрального значения σ_T вносит упрочнение как за счет измельчения субструктуры ($\Delta\sigma_c \sim 243...283$ МПа), главным образом в структурах бейнита нижнего (до $\Delta\sigma_c \sim 159...188$ МПа), так и дислокационного упрочнения (до $\Delta\sigma_d \sim 230...270$ МПа). Минимальный вклад в упрочнение вносит зеренная структура ($\Delta\sigma_3 \sim 47...57$ МПа) и дисперсионное упрочнение ($\Delta\sigma_{д.у} \sim 31...41$ МПа) (рис. 7).

Следует отметить, что расчетные значения предела текучести металла достаточно хорошо коррелируют со значениями σ_p , полученными при исследовании влияния скорости охлаждения на структуру и свойства стали 10Г2ФБ [2]. При выполнении этих исследований установлено, что при скорости охлаждения $w_{6/5} = 10$ °C/c показатели металла на участке перегрева ЗТВ находятся в пределах 550 МПа.

Значение критического коэффициента интенсивности напряжений (показатель вязкости разрушения) определяли в соответствии с зависимостью Краффта, приведенной в [14]:

$$K_{1c} = (2E\sigma_T\delta_i)^{1/2},$$

где δ_i — раскрытие вершины трещины, мм, полученное по данным фрактографического анализа изломов; E — модуль Юнга, МПа.

Аналитическая оценка критического коэффициента интенсивности напряжений подтвердила закономерность уменьшения показателей K_{1c} , полученных по результатам испытаний образцов из стыковых и тавровых сварных соединений, описанных в работе [11], где показано, что значения вязкости разрушения уменьшаются под надрезом от 47 (исходное состояние) до 35 МПа√м (после 21000 циклов нагружения), т. е. в 1,3 раза (рис. 8), что, по-видимому, связано с общим повышением и неравномерным распределением дислокацион-

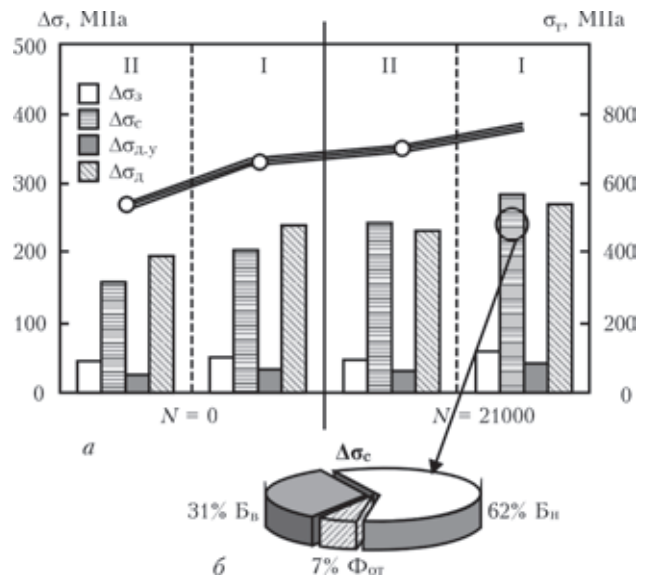


Рис. 7. Вклад отдельных структурных параметров в интегральное упрочнение (а) и структурных составляющих в субструктурное упрочнение (б) металла модельных образцов стали 10Г2ФБ в исходном состоянии и после 21000 циклов нагружения

ной плотности в структурах бейнита верхнего.

Кроме приведенных выше аналитических оценок вклада структур в изменение прочности и вязкости разрушения металла, определен вклад некоторых структурных факторов таких, как в процессы трещинообразования, и в обеспечение трещиностойкости исследуемых сварных соединений, которые работают в сложных условиях с циклическими нагружениями. Оценки локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в конкретных исследуемых зонах с учетом плотности дислокаций в характерных структурных составляющих выполняли по зависимости, расчет которой приведен в [15]:

$$\tau_{л/вн} = Ebh\rho/(\pi(1-\nu)),$$

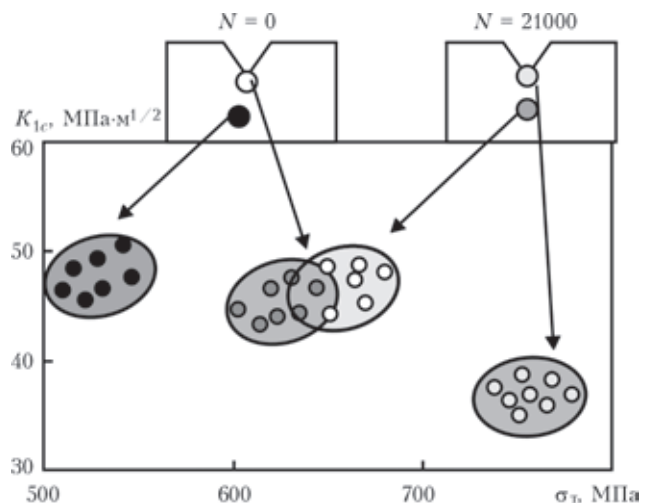


Рис. 8. Взаимосвязь между пределом текучести σ_T и коэффициентом интенсивности напряжений K_{1c} металла модельных образцов стали 10Г2ФБ в исходном состоянии и после 21000 циклов нагружения

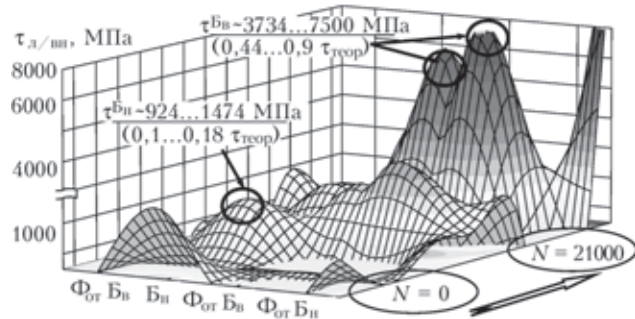


Рис. 9. Расчетные значения локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в различных структурных зонах металла модельных образцов стали 10Г2ФБ в исходном состоянии и после 21000 циклов нагружения

где b — вектор Бюргера; h — толщина фольги, мкм; ν — коэффициент Пуассона.

Как показали исследования дислокационной структуры, при увеличении количества циклов нагружения (до 21000) в исследуемых областях металла формируются, прежде всего в I зоне деформируемого материала, протяженные дислокационные скопления с высокой плотностью дислокаций (до $\rho \sim 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), которые, как правило, распределяются вдоль цементитных межзеренных границ верхнего бейнита. Уровень локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в отмеченных дислокационных скоплениях в некоторых случаях достигает значений порядка 3730...7500 МПа (0,44...0,9 от $\tau_{теор}$). Это свидетельствует о том, что области плотных протяженных дислокационных нагромождений отмеченного типа являются потенциальными зонами зарождения и распространения трещин (рис. 9). Иной характер распределения дислокаций в условиях циклических нагружений наблюдается в структурах бейнита нижнего, где плотность дислокаций составляет примерно $(7...9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ при их равномерном распределении во внутренних объемах реек, что соответственно приводит к перераспределению и значительному уменьшению уровня локальных внутренних напряжений до 924...1474 МПа, т. е. примерно до $0,1...0,18\tau_{теор}$. Последнее свидетельствует о том, что формирование в металле ЗТВ сварных соединений стали 10Г2ФБ структур нижнего бейнита обеспечивает повышение их трещиностойкости, а следовательно, и надежности металлоконструкций, работающих в условиях сложного нагружения.

Выводы

1. В ходе выполненных испытаний металла ЗТВ сварных соединений высокопрочной стали 10Г2ФБ в условиях возрастания усталостных циклических нагружений при параллельном исследовании структурных изменений соответствующих зон металла оптимальным принят надрез глубиной 3,5 мм. При большей глубине надреза

(7,0 мм) трещина усталости образуется без видимых проявлений накопления усталостных повреждений. С уменьшением глубины надреза (1,0 мм) длительность всех предшествующих образованию усталостных трещин процессов существенно увеличивается во времени.

2. Образование трещин усталости сопровождается развитием определенных механизмов пластической деформации, а также накоплением повреждений в виде устойчивых полос скольжения различной конфигурации, экструзий и интрузий, значительно влияющих на свойства сварных соединений.

3. В ходе структурных исследований установлено, что по сравнению с исходным состоянием по мере нарастания количества циклов нагружения (после 7000, 15000 и 21000 соответственно) наблюдается уменьшение как размеров зерен бейнита верхнего на 4; 11 и 20 %, так и размеров зерен бейнита нижнего на 8; 18 и 30 %, а также размеров субструктуры (в 1,4...1,6 раза) при увеличении общей плотности дислокаций (в 1,4...1,5 раза).

4. На основе комплексных исследований, включая оптическую металлографию, растровую и просвечивающую электронную микроскопию, выполнены аналитические оценки вклада формирующихся в процессе циклического нагружения структур на показатели основных эксплуатационных характеристик — прочности, вязкости разрушения, трещиностойкости. По мере нарастания количества циклов нагружения изгибом наблюдается увеличение показателей предела текучести металла ЗТВ примерно на 16...20 %, а преимущественный вклад в увеличение прочностных характеристик вносят субструктурное и дислокационное упрочнения. При этом вязкость разрушения K_{Ic} уменьшается почти в 1,3 раза.

5. При формировании структур типа бейнита нижнего трещиностойкость исследуемых сварных соединений повышается, что обусловлено развитием в сложных условиях нагружения характерной для данного типа структур фрагментации при равномерном увеличении плотности дислокаций, что способствует уменьшению локальных внутренних напряжений до значения $0,1...0,18\tau_{теор}$.

1. *Прочность сварных соединений при переменных нагрузках* / Под ред. В. И. Труфякова. — Киев: Наук. думка, 1990. — 255 с.
2. *Горицкий В. М.* Диагностика металлов. — М.: Металлургиздат, 2004. — 402 с.
3. *Исследование процессов деформирования и накопления повреждений в стали 10ГН2МФА при малоцикловом нагружении* / А. А. Лебедев, И. В. Маковецкий, Н. Р. Мухоморова, В. П. Швеца // Пробл. прочности. — 2008. — № 2. — С. 2–25.
4. *Бялонович А. В., Матюхнюк Л. Е.* Исследование накопленных усталостных повреждений в сталях с применением фурье-преобразования изображения структуры // Там же. — 2011. — № 6. — С. 136–145.



5. Горбачев Л. А., Погребняк А. Д. Формирование новых фаз, темных пятен и полос скольжения в малоуглеродистой стали под воздействием циклического деформирования // Металлофизика и новейшие технологии. – 2010. – 32, № 1. – С. 121–132.
6. Эволюция дислокационной структуры и образование микротрещин при усталости перлитно-ферритной стали / В. И. Изотов, В. А. Поздняков, Е. В. Лукьяненко и др. // Физика металлов и металловедение. – 2010. – 110, № 6. – С. 624–627.
7. Кукаренко В. А. Влияние субмикроскопической структуры на циклическую долговечность никель-хромовых дисперсионно-твердеющих сплавов // Там же. – 2009. – 107, № 1. – С. 101–108.
8. Кныш В. В., Соловей С. А., Кузьменко А. З. Влияние предварительного циклического нагружения на эффективность упрочнения сварных соединений высокочастотной проковкой // Автомат. сварка. – 2011. – № 10. – С. 44–48.
9. Кныш В. В., Кузьменко А. З., Соловей С. А. Повышение циклической долговечности сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями высокочастотной проковкой // Там же. – 2010. – № 10. – С. 41–44.
10. Микроструктурные особенности усталостной повреждаемости и способы повышения долговечности сварных соединений стали 09Г2С / В. Д. Поздняков, В. А. Довженко, С. Б. Касаткин, А. А. Максименко // Там же. – 2012. – № 5. – С. 32–37.
11. Структурные превращения при сварке стали 10Г2ФБ и свойства сварных соединений / В. Д. Поздняков, В. А. Довженко, А. А. Максименко и др. // Там же. – 2010. – № 11. – С. 12–16.
12. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Поздняков и др. // Там же. – 2009. – № 7. – С. 21–29.
13. Влияние легирования швов на структуру и свойства сварных соединений стали 17Х2М / Л. И. Маркашова, В. Д. Поздняков, Т. А. Алексеев и др. // Там же. – 2011. – № 4. – С. 7–15.
14. Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, A. A. Gaivoronskii et al. // Materials Sci. – 2012. – 47, № 6. – P. 799–806.
15. Маркашова Л. И., Кушнарева О. С. Влияние структуры на механические свойства металла шва сварных соединений алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Li // Физико-химическая механика материалов. – 2013. – № 5. – С. 112–118.

Поступила в редакцию 21.12.2013

О. Г. Левченко, О. І. Полукаров. **ОХОРОНА ПРАЦІ У ЗВАРЮВАЛЬНОМУ ВИРОБНИЦТВІ:** Навч. посібник. — К.: Основа, 2014. — 352 с. Мягкий переплет. Формат 200×290.

Впервые в одном учебном пособии представлены нормативно-правовые и организационные основы охраны труда; характеристика условий труда при выполнении сварочных работ; производственная санитария; безопасность труда и противопожарная безопасность в сварочном производстве. Пособие отвечает программе обучения студентов сварочных специальностей в высших учебных заведениях с подготовкой специалистов по сварке и родственным технологиям, имеет гриф Министерства образования и науки Украины (письмо № 1/11-18194 от 27.11.2013).

Приведены сведения о вредных и опасных факторах сварочного процесса; вредных веществах, образующихся при дуговой сварке; гигиенических характеристиках способов сварки; технологических способах минимизации выделений вредных веществ при сварке; системах вентиляции для рабочих мест сварщиков; проблемах электромагнитной безопасности; средствах индивидуальной защиты и др.

Рассчитано на инженерно-технических работников сварочного производства, специалистов по охране труда, безопасности жизнедеятельности, гигиене и экологии.

