

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССОВ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT23

© 2019 г. А.В. Еремин^{1,*}, А.С. Смирнова^{1,2,**}, С.В. Панин^{1,2}, Ю.И. Почивалов¹

¹Институт физики прочности и материаловедения, Россия 634055 Томск, пр-т Академический, 2/4

²Томский политехнический университет, Россия 634050 Томск, пр-т Ленина, 30

E-mail: *ave@ispms.ru; **naso@mail2000.ru

Поступила в редакцию 30.08.2018; после доработки 10.01.2019;
принята к публикации 25.01.2019

Представлены результаты по применению комбинированного подхода, включающего фрактографический анализ с использованием растровой электронной микроскопии и анализ полей деформаций на поверхности образца (при помощи метода корреляции цифровых изображений), для исследования процессов усталостного разрушения титанового сплава VT23 со сварным соединением, выполненным лазерной сваркой. Образцы с неразъемными соединениями представлены в двух видах: в исходном состоянии и подвергнутые послесварочной обработке в виде ультразвуковойковки и импульсного высокоэнергетического воздействия. Показано, что применение предлагаемого комплексного подхода при анализе усталостного разрушения позволило выявить особенности развития процессов зарождения и распространения трещины с их локацией в объеме материала, а также с определением величин наработки, при которых осуществляется переход от одной стадии к другой: зарождение трещины, стабильный рост, долом. Полученные результаты позволяют объяснять механизмы влияния послесварочной обработки неразъемных соединений на их усталостные свойства.

Ключевые слова: усталость, метод корреляции цифровых изображений, фрактографический анализ, титановый сплав VT23, сварные соединения, лазерная сварка, послесварочная обработка.

DOI: 10.1134/S0130308219050051

ВВЕДЕНИЕ

подавляющее большинство всех эксплуатируемых деталей машин и элементов конструкций испытывает воздействие циклических нагрузок, в том числе имеющих переменную амплитуду. При этом, в частности, в металлических материалах действие периодических нагрузок приводит к постепенной потере прочности, что вызвано развитием (циклических) микроповреждений, которые в дальнейшем объединяются в макротрещину (магистральную). Процесс распространения усталостных трещин, в свою очередь, представляет повышенный интерес как с фундаментальной, так и прикладной точек зрения и требует детального изучения. Это обусловлено несколькими факторами. С позиции механики усталостного разрушения знание природы зарождения и распространения трещин позволяет за счет повышения точности аналитических и прогнозных моделей снижать металлоемкость изготовления изделий при сохранении их надежности и долговечности. С точки зрения разработки новых материалов это позволяет оценивать характеристики их трещиностойкости в заданных условиях нагружения. С позиции развития методов неразрушающего контроля появляется возможность более точно и достоверно оценивать степень критичности дефектов с последующим назначением необходимых интервалов проведения диагностики состояния при сохранении требуемого уровня безопасности при эксплуатации конструкции.

В современном авиационном материаловедении большое значение приобретают конструкционные титановые сплавы, а изготовление изделий из них с привлечением технологий формирования неразъемных соединений обретает особую актуальность. Заменяя традиционные материалы современными высоколегированными титановыми сплавами, обладающими хорошей свариваемостью, можно добиться снижения массы конструкции летательного аппарата [1]. Однако сварной шов по определению представляет собой протяженную структурную неоднородность, превращающуюся при нагружении в распределенный концентратор напряжений. В связи с этим качеству (структуре) сварного шва, его механическим и усталостным характеристикам уделяется большое внимание.

В последние годы широкое развитие получила лазерная сварка, обладающая рядом преимуществ перед дуговой. За счет высокой концентрации энергии в лазерном луче при формировании неразъемного соединения обеспечивается минимальный уровень тепловложения, объем сварочной ванны снижается до минимума и тем самым минимизируются остаточные напряжения и деформации в свариваемых деталях по сравнению с традиционными видами сварки. Жесткий термический цикл с высокими скоростями нагрева и охлаждения дает возможность существенно уменьшить

зону термического влияния и снизить эффект фазовых и структурных превращений в околошовной зоне, приводящих к разупрочнению материала и трещинообразованию [2]. Однако сварка высокопрочных (особенно двухфазных) титановых сплавов на сегодняшний день обладает рядом существенных недостатков, в частности, получаемые соединения обладают высокой прочностью на растяжение и при этом низкой усталостной долговечностью. Это связано с формированием в процессе сваривания большого количества высокопрочных (интерметаллидных) фаз, обуславливающих охрупчивание материала шва.

Для повышения усталостной долговечности ранее был предложен метод обработки сварных соединений при помощи совмещения ультразвуковой ковки (УЗК) и импульсного высокочастотного электрофизического воздействия (ИВЭВ) [3]. Несмотря на достигнутый положительный результат с позиции повышения сопротивления зарождению и распространению усталостных трещин, механизм влияния предложенного метода обработки остается невыясненным и требует дальнейшего детального изучения с привлечением методов экспериментальной механики, фрактографического анализа [4, 5] и неразрушающего контроля.

Для лабораторных исследований могут быть использованы различные методы неразрушающего контроля, применяемые *in situ* в процессе испытания. Часто используемым методом в данном случае является метод акустической эмиссии (АЭ). В частности, в [6] рассмотрены особенности генерирования АЭ при зарождении усталостного разрушения в различных зонах сварного соединения термически упрочненного алюминиевого сплава марки 2219-T6, выполненного электронно-лучевой сваркой. Метод АЭ позволяет эффективно определять момент зарождения и исследовать динамику распространения усталостного разрушения в алюминиевом сплаве марки 2219-T6 и его сварных соединениях. При этом генерирование АЭ зависит от микроструктуры каждой зоны сварного соединения.

В [7] представлены результаты АЭ-диагностики, полученные в ходе циклических испытаний металлических образцов с надрезом. При сопоставлении результатов контроля были построены кинетические диаграммы усталостного разрушения, основные области которых согласуются с изменением параметров потока акустических сигналов. Применение разработанного подхода позволило выделить стадии стабильного и ускоренного роста дефекта.

Метод АЭ достаточно эффективен при анализе кинетики усталостного разрушения, однако обладает рядом недостатков, таких как слабая визуализация результатов, низкая точность локализации дефектов на малых площадях контроля, сложность реализации точных измерений при усталостных испытаниях ввиду низкого соотношения сигнал/шум, требования к качеству акустического контакта и ряд других. В то же время другой перспективный подход — это метод корреляции цифровых изображений (КЦИ), который является бесконтактным, обладает достаточно высокой точностью измерений на большой и малой площади контроля, низкой трудоемкостью и др., что позволяет использовать его для исследования процессов деформирования при приложении квазистатических и циклических нагрузок в широком диапазоне размеров наблюдаемых областей. В последние годы использование метода КЦИ для изучения механизмов роста усталостных трещин привлекает к себе все большее внимание разнообразных научных коллективов.

В задачах экспериментальной механики метод КЦИ получил широкое развитие для определения коэффициента интенсивности напряжений и/или расчета J -интеграла [8—11], с его помощью сделаны успешные попытки детального изучения процессов закрытия трещины при неоднородном нагружении [12—14] и дана оценка размеров пластической зоны в вершине трещины [15—17]. Кроме того, в рамках метода КЦИ становится возможным исследовать микромеханизмы усталостного разрушения [18—21].

С другой стороны, существенно меньшее число работ посвящено исследованию процессов усталости от начала испытаний (то есть еще на стадии накопления повреждений) до разрушения, позволяющих проследить и получить количественную оценку процесса эволюции усталостной трещины на всех стадиях, в особенности для неоднородных материалов со сварными соединениями.

Исследование механизмов разрушения сварных соединений с использованием КЦИ при статических и циклических нагрузках можно найти в [22—27].

В [24] авторы применяли метод КЦИ для дополнительного исследования процессов разрушения сварных соединений разнородных сталей при растяжении, фотографируя поверхность образца при различной величине прикладываемой нагрузки. Показано, что величина деформации рассматриваемого сварного соединения на 1-2 % меньше, чем основного металла, что свидетельствует о большей хрупкости материала шва и дополнительно подтверждается измерениями микротвердости и фрактографическим анализом.

В [25] для образцов из малоуглеродистой стали, испытываемых на малоцикловую усталость, с помощью метода КЦИ анализировали изменения полей локальных деформаций как функции времени нагружения, а также петель их механического гистерезиса. Выявлено, что деформация в образцах распределена неравномерно (в частности, в верхней и нижней его частях) вследствие остаточных деформаций, возникающих по мере проведения испытаний.

В [22] проведено исследование сварных соединений стали QR980 при статическом и циклическом нагружении. Однако метод КЦИ в данной работе использовали только при проведении статических испытаний на растяжение и не применяли при усталости, что позволило авторам оценить процессы разрушения только на основании фрактографических данных, полученных при помощи растровой электронной микроскопии (РЭМ).

В [28, 29] продемонстрированы перспективы применения метода КЦИ для получения *in situ* оценки нормальных деформаций вблизи вершины растущей трещины на компактных образцах из стали 316L при циклическом растяжении. При этом корреляция осуществлялась между начальным изображением, полученным при минимальной нагрузке, и последующими изображениями с растущей трещиной при максимальной нагрузке. Авторами было определено, что ошибка предложенного ими метода не превышает 7,5 %.

В свете вышеизложенного отметим, что, несмотря на значительные возможности метода КЦИ как инструмента для исследований, только при его совмещении с другими экспериментальными методами появляется возможность всестороннего анализа развивающихся деформационных процессов, в частности, становится возможным устанавливать взаимосвязь между микро- и макроструктурами материала, выявлять качественные и количественные зависимости между процессами разрушения и структурными особенностями конкретного материала. Особенно это актуально для структурно-неоднородных сред, к которым в первую очередь относятся сварные соединения. В этой связи совмещение возможностей метода КЦИ и сканирующей электронной микроскопии позволяет более подробно исследовать и количественно характеризовать взаимосвязь между развитием деформаций на поверхности образца, микроструктурой и поведением растущей трещины [30, 31].

Таким образом, данная работа направлена на установление закономерностей и количественной характеристики процесса распространения трещины и усталостного разрушения сварных соединений титанового сплава ВТ23, выполненных лазерной сваркой, с использованием фрактографического анализа и метода корреляции цифровых изображений в процессе циклического нагружения.

МЕТОД СВАРКИ И ПОСЛЕСВАРОЧНОЙ ОБРАБОТКИ УЗК+ИВЭВ

Лазерную сварку пластин-заготовок титанового сплава ВТ23 проводили с использованием CO_2 -лазера со скоростью сварки $V_{\text{св}} = 15$ мм/с и мощностью лазерного излучения 3 кВт в ИТПМ СО РАН (г. Новосибирск). Для защиты сварного соединения от окисления в зону сварки подавали соосно с лазерным лучом сверху пластин поток гелия, в область корня шва — аргон.

После сварки сварное соединение подвергали комбинированной обработке, сочетающей пластическое деформирование поверхности на ультразвуковой частоте и высокочастотную импульсную обработку электрическим током — ультразвуковую ковку и импульсное высокоэнергетическое воздействие (УЗК+ИВЭВ) [3].

Обработка поверхности методом УЗК заключается в поверхностном пластическом деформировании с помощью рабочего инструмента, преобразующего электрические колебания в механические (тип ультразвукового преобразователя — магнитострикционный) с использованием ультразвукового генератора ИЛ 4. При ИВЭВ к образцу подводится переменный ток, длительность импульсов которого составляет $\tau = 10$ мкс, напряжение, подводимое к металлу, — 50 В, частота следования импульсов тока — 1000 Гц.

МАТЕРИАЛ И ОБРАЗЦЫ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ

В исходном состоянии сплав ВТ23 представляет собой двухфазный материал с мелкодисперсной структурой, обладающий пределом прочности на уровне 1600 МПа. В процессе лазерной сварки в материале шва формируются крупные дендриты на основе α -фазы размером до ~ 280—600 мкм с тонкопластинчатым внутренним строением (рис. 1а). После комбинированной обработки УЗК+ИВЭВ по всей толщине сварного шва формируются крупные зубчатые фасонные ламели α -фазы; размер двойников деформации составляет $\approx 300 \times 80$ мкм (рис. 1б). Это сопровождается выравниванием значений микротвердости по толщине сварного шва и измельчением зеренной структуры.

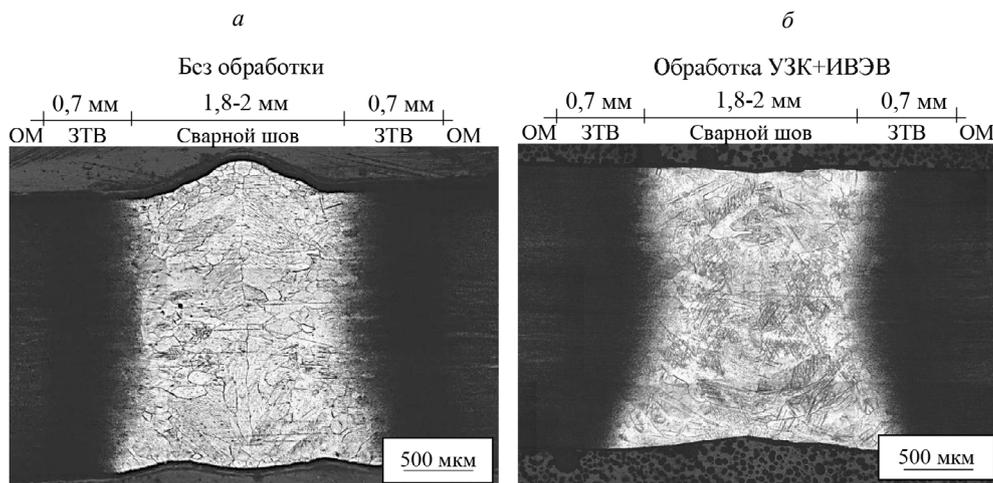


Рис. 1. Панорама из фотографий структуры сварного шва:
 а — в исходном состоянии (без проведения обработки); б — после проведения обработки методом УЗК+ИВЭВ.

Из сваренных листов-заготовок изготавливали образцы в виде двусторонних лопаток с длиной рабочей части 50 мм и сечением 2×10 мм для испытаний на циклическое растяжение (рис. 2): в исходном состоянии (без проведения обработки) и после проведения обработки методом УЗК+ИВЭВ.

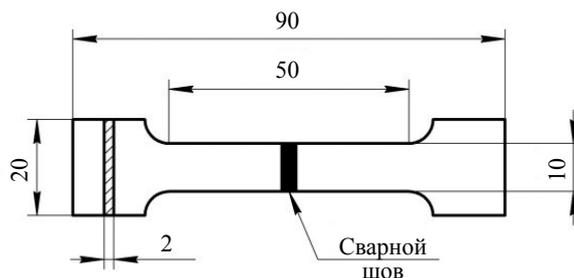


Рис. 2. Форма и размер образцов для испытаний на циклическое растяжение.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ И АНАЛИЗА ПРОЦЕССОВ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

Усталостные испытания проводили с использованием сервогидравлической испытательной машины BISS Nano 15кН. Параметры нагружения выбирали таким образом, чтобы наработка образцов до разрушения находилась в области малоциклового усталости и не превышала 50 000 циклов, максимальная нагрузка соответствовала $0,45\sigma_b$, асимметрия $R = 0,1$.

С целью анализа процессов усталостного разрушения проводили фотографирование поверхности образцов с двух сторон через каждые $\Delta N = 500$ циклов при удержании максимальной нагрузки в цикле, а масштаб увеличения при фотографировании составлял 5 мкм/пиксел. Фотографирование осуществляли на цифровую CCD-камеру Basler piA2400-17gc, совмещенную с моновидео-микроскопом Альтами МВ0670Д с одной стороны образца и на цифровую фотокамеру Canon EOS 700D, оснащенную объективом Canon EF 70-300 мм 4-5.6L, с другой.

Такой способ регистрации изображений позволяет оценить изменения в полях деформации относительно изначального состояния и контролировать появление трещин на одной из поверхностей плоского образца. Стоит отдельно отметить, что регистрируемые в этом случае отрицательные значения деформаций лишь свидетельствуют об уменьшении их величины относительно исходного изображения.

Фрактографические исследования образцов после испытаний на малоцикловую усталость проводили с помощью РЭМ на «Tesla BS-300» при ускоряющем напряжении 25 кВ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты проведенных испытаний сварных соединений титанового сплава ВТ23 со сварными соединениями двух видов показали, что использование комбинированной обработки УЗК+ИВЭВ привело к существенному повышению усталостной долговечности: в среднем с $\approx 17\ 000$ до $\approx 32\ 000$ циклов, то есть практически в 2 раза. Основным на сегодняшний день способом анализа процессов усталостного разрушения является фрактография с использованием растрового электронного микроскопа.

На рис. 3 приведены изображения поверхности излома, полученные при помощи растровой электронной микроскопии, для двух типов образцов. Их анализ для каждого типа образца позволяет постфактум (то есть уже после разрушения образца) выявить очаг зарождения усталостной трещины. По характеру микрорельефа поверхности выявляется механизм разрушения, приводящий к формированию квазихрупкого типа рельефа при небольших длинах трещины, который потом переходит к волокнисто-полосчатому вследствие большой длины трещины и высокой интенсивности напряжений в ее вершине. Область долома также характеризуется хрупкой поверхностью излома. Различие между двумя типами образцов, выявленное по данным РЭМ-фрактографии, связано с:

долей каждого вида микрорельефа, который характеризует переход от одной стадии разрушения к другой в следующем порядке: зарождение трещины, ее стабильный рост, долом;

некоторым различием самого микрорельефа: после проведения обработки увеличилась вязкость материала, что вызвало формирование менее выраженных фасеток скола при небольшой длине трещины, появление сетчатого узора (ямочный микрорельеф, вызванный вязким отрывом) на гребнях волокнисто-полосчатого рельефа и в области долома.

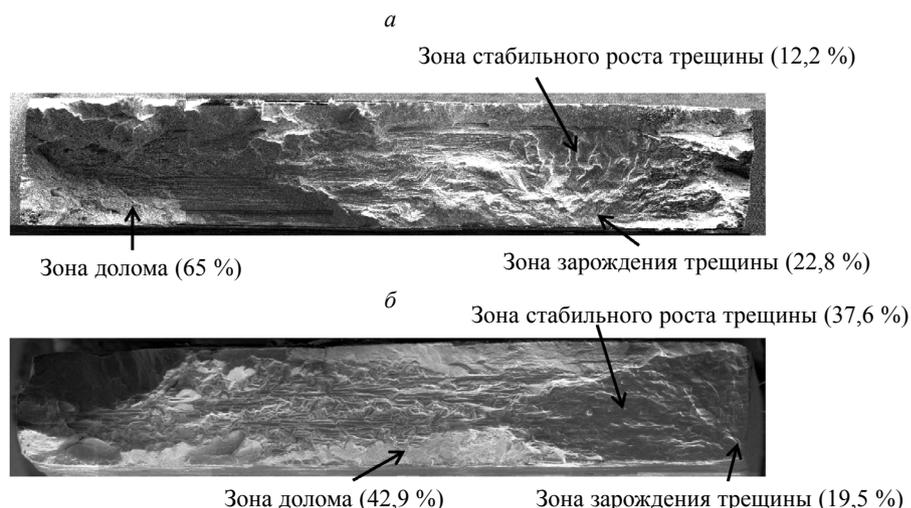


Рис. 3. Панорамные РЭМ-фотографии поверхности излома для исходного образца (а) и образца после УЗК+ИВЭВ (б). Стрелками показаны зоны зарождения, стабильного роста трещины и долома с указанием процентной доли данного микрорельефа на поверхности излома.

С использованием традиционного способа исследования в рамках механики разрушения (фрактографического анализа) крайне сложно определить и количественно охарактеризовать кинетику процесса распространения усталостной трещины, то есть определить момент зарождения, продолжительность и скорость роста на различных стадиях, выявить момент перехода от одной стадии (вида разрушения) к другой, в особенности для сильно неоднородного сварного соединения высоколегированного титанового сплава.

С другой стороны, фоторегистрация изображений поверхности образца позволяет наблюдать рост трещины, вышедшей на поверхность образца. Таким образом, использование метода КЦИ позволяет характеризовать во времени выявляемые визуально процессы, связанные с зарождением и распространением усталостной трещины (трещин). Анализ изображений показал, что выход трещины на поверхность для материала без обработки происходит при 82 % ($N = 14\ 000$ циклов) наработки, тогда как после обработки этот момент сдвигается до 84 % ($N = 27\ 500$ циклов).

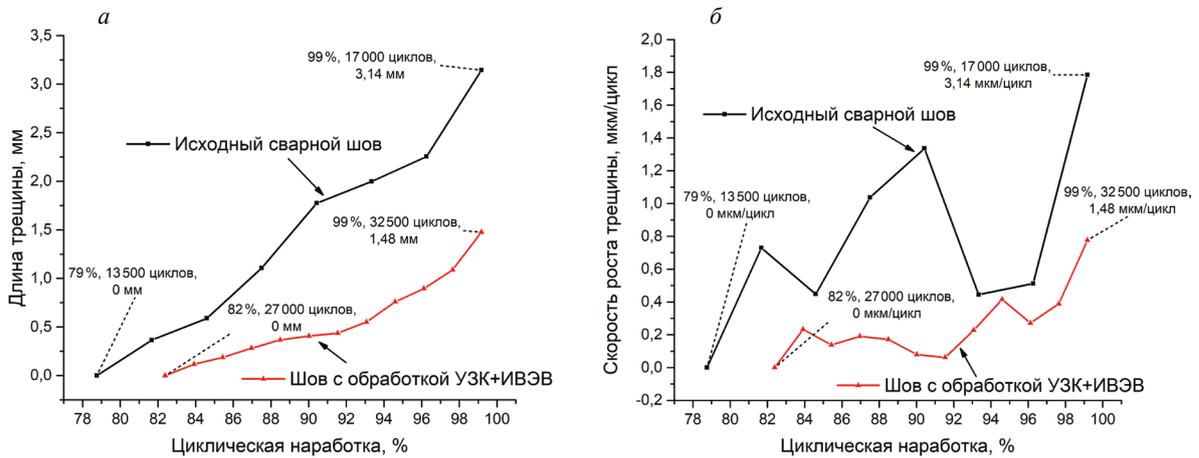


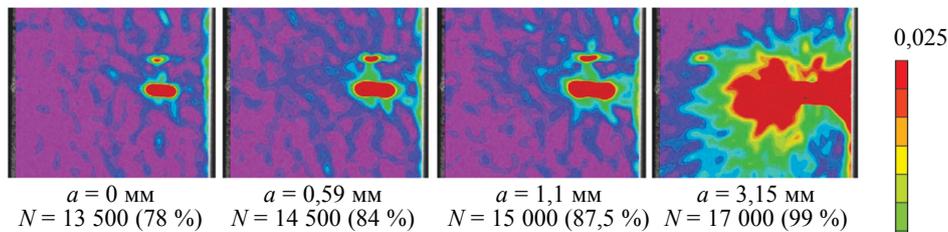
Рис. 4. Оценка длины трещины (а) и скорости роста трещины (б) на основе анализа фотографий поверхности образца методом КЦИ.

Графики зависимости длины трещины и скорости ее роста от величины циклической наработки показаны на рис. 4. Скорость распространения трещины в материале в исходном состоянии выше, чем в материале, подвергнутом обработке: средняя скорость в первом случае $V_{ср1} = 0,90$ мкм/цикл (разрушение наступает в течение 3 500 циклов после появления трещины), а во втором $V_{ср2} = 0,27$ мкм/цикл (разрушение наступает в течение 5 500 циклов после появления трещины).

Таким образом, послесварочная обработка позволила увеличить продолжительность этапа зарождения трещины, а также уменьшить скорость распространения макротрещины.

На рис. 5 представлены карты полей главной деформации ϵ_1 [32] для двух типов образцов, имеющих трещины одинакового размера (за исключением последней пары, на которой изображены поля непосредственно перед разрушением). Анализ полей деформаций позволяет выявить факт зарождения трещины под поверхностью после 63 % ($N = 11\ 000$ циклов) для исходного шва и после 36 % (12 000-13 000 циклов) для обработанного сварного соединения. На изображениях, характеризуемых размером $a = 0$ мм, трещина в явном виде еще не вышла на поверхность, но вызывает неоднородности в полях деформаций. Анализ последних позволяет заключить, что в случае образца с необработанным швом деформация является сильно неоднородной и ее локализация происходит в двух областях, которые потенциально являются очагами зарождения усталостных трещин. Деформация образца, обработанного по схеме УЗК+ИВЭВ, имеет более однородный характер.

Образец без проведения послесварочной обработки



Образец, обработанный УЗК+ИВЭВ

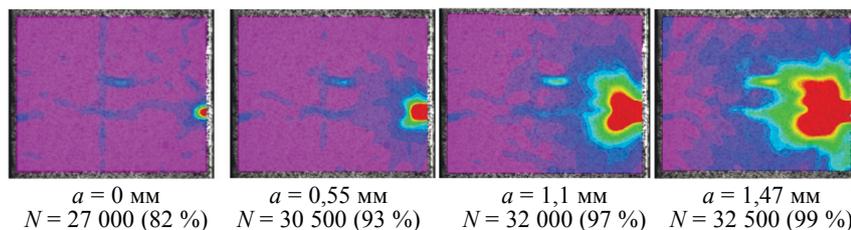


Рис. 5. Поля компоненты деформации ϵ_1 для двух типов образцов сварных соединений (без и после обработки) с одинаковой длиной трещины, за исключением последней пары, на которой изображены поля непосредственно перед разрушением (a — длина трещины, N — величина циклической наработки в циклах, %).

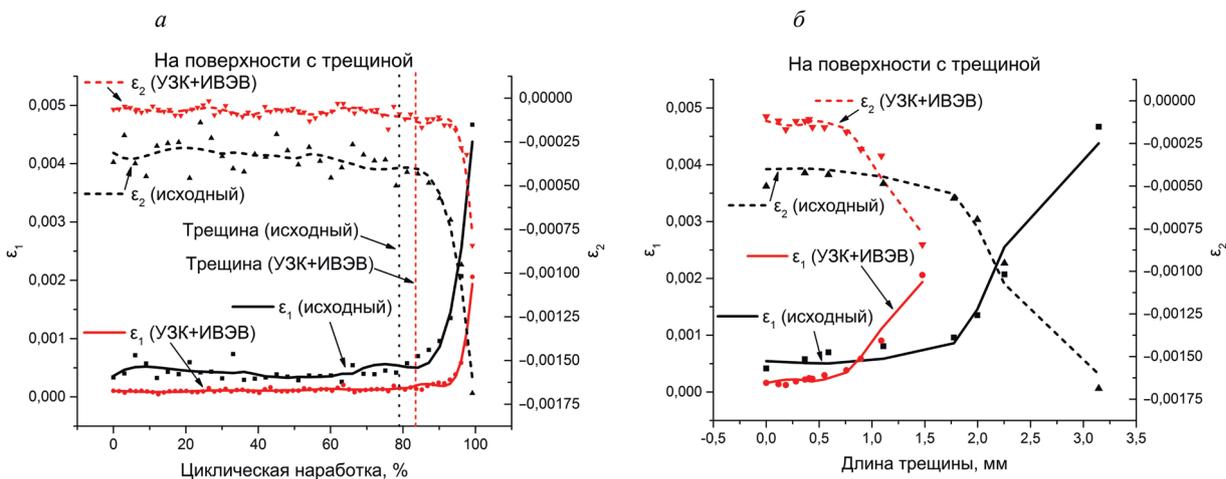


Рис. 6. Изменение осредненных значений компонент главных деформаций ϵ_1 и ϵ_2 в процессе циклического нагружения. Вертикальными штриховыми линиями показаны моменты появления трещины на поверхности исходного и обработанного образцов.

Для дальнейшего анализа на поле деформаций выделялась квадратная область со стороной, равной ширине образца $w = 10$ мм, и центром, расположенным в середине сварного шва. Значения главных деформаций ϵ_1 и ϵ_2 осредняли по выбранной области, их зависимости от величины наработки и длины трещины представлены на рис. 6.

На начальных этапах циклического нагружения, когда трещина еще не вышла на поверхность, значения ϵ_1 и ϵ_2 практически не меняются (рис. 6а). Локальный рост деформаций, вызванный зарождением трещины под поверхностью образца после 63 %, для образца в исходном состоянии приводит к началу незначительного роста параметра ϵ_1 и падения ϵ_2 . Зарождение трещины в обработанном образце при величине наработки 36 % не сопровождается изменением величины осредненных деформаций. Существенный же рост величин выбранных параметров происходит после появления трещины непосредственно на поверхности при наработке 79 и 83 % для исходного и обработанного образцов соответственно. При одинаковой величине наработки абсолютные значения деформаций у образца сварного соединения без обработки выше, чем у образца после УЗК+ИВЭВ в течение всего испытания.

Несколько иная картина наблюдается на рис. 6б, на котором показано изменение значений компонент главных деформаций ϵ_1 и ϵ_2 в зависимости от длины трещины (наблюдаемой на поверхности образца). На представленных графиках видно, что при небольшой длине трещины средний уровень деформаций выше у необработанного образца, так как в этом случае поле сильно неоднородно и локализация происходит в двух областях. Однако далее, когда трещина достигает длины $a \approx 0,9$ мм, деформации в образце, обработанном по схеме УЗК+ИВЭВ, начинают превышать величины, наблюдаемые для исходного образца. Это вызвано большей пластичностью и однородностью обработанного материала, что позволяет эффективно перераспределять напряжения и деформации на большей площади.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе проведен анализ процессов усталостного разрушения неразъемных соединений титанового сплава ВТ23, выполненных при помощи лазерной сварки. Сварные соединения представлены в двух состояниях: после сварки и после проведения дополнительной обработки УЗК+ИВЭВ. Результаты испытаний на малоцикловую усталость показали, что применение комбинированного воздействия УЗК+ИВЭВ при обработке сварных швов существенно повышает циклическую прочность соединения (~ в 2 раза). С целью исследования и описания процессов разрушения, в частности зарождения и роста трещины, использовался комплексный подход, включающий фрактографический анализ на РЭМ и анализ полей деформаций на поверхности образца (при помощи метода корреляции цифровых изображений).

С помощью РЭМ-фрактографии определено, что рост трещины при небольших ее длинах происходит по механизму квазихрупкого скола, при больших длинах трещины микрорельеф разрушения имеет волокнисто-полосчатый вид. Использование предложенной послесварочной обработки

снижает хрупкость материала шва, делая фасетки сколов менее выраженными, а на гребнях волокнисто-полосчатого рельефа появляется ямочная структура вязкого отрыва.

Дополнительная и важная информация о развитии во времени процессов разрушения была получена с использованием метода корреляции цифровых изображений. Полученные результаты свидетельствуют об увеличении продолжительности стадии зарождения и роста трещины после обработки. Кроме того, происходит изменение характера распределения деформаций на поверхности образца: до появления трещины в исходном образце (без обработки) ввиду высокой неоднородности структуры формируется несколько зон локализации деформаций (а значит, и напряжений), которые потом локализуются в относительно небольшой области — магистральной трещине.

После обработки локализация деформаций происходит сразу на небольшом участке без существенного роста в дальнейшем. С появлением макротрещины средний уровень деформаций в обработанном образце становится выше, чем в исходном, в связи с большей пластичностью. Это обуславливает вовлечение большего объема материала в процессы деформации и таким образом снижает уровень напряжений за счет более эффективного развития релаксационных процессов.

Показано, что применение предлагаемого комплексного подхода к анализу усталостного разрушения позволило выявить особенности развития процессов зарождения и распространения трещины с их локацией в объеме материала, а также с определением величин наработки, при которых осуществляется переход от одной стадии к другой. Полученные результаты позволяют объяснять механизмы влияния послесварочной обработки неразъемных соединений на их усталостные свойства и в дальнейшем использовать их при оптимизации режимов послесварочной обработки.

Авторы выражают благодарность А.М. Оришичу и А.Г. Маликову (ИТПМ СО РАН) за предоставленные образцы сплава ВТ23 со сварными соединениями, изготовленными методом лазерной сварки.

Экспериментальная работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг., направление III.23. Оценка параметров роста трещины методом корреляции цифровых изображений выполнена в рамках Стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов в 2018—2020 гг. (СП-198.2018.4) и проекта РФФИ мол_а № 18-38-00659.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хорев А.И. Разработка листовых титановых сплавов для применения в сварных конструкциях, работающих при высоких температурах // Сварочное производство. 2015. № 5. С. 28—34.
2. Шиганов И.Н. Лазерная сварка высокопрочных алюминий-литиевых сплавов с присадочной проволокой // Сварочное производство. 2016. № 6. С. 44—50.
3. Панин В.Е., Панин С.В., Почивалов Ю.И., Смирнова А.С., Еремин А.В. Структурно-масштабные уровни пластической деформации и разрушения сварных соединений высокопрочных титановых сплавов // Физическая мезомеханика. 2018. Т. 21. № 4. С. 33—44.
4. Иванова В.С. Синергетика: Прочность и разрушение металлических материалов. Ин-т металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова. М.: Наука, 1992. 158 с.
5. Иванова В.С., Шанявский А.А. Количественная фрактография: усталостное разрушение. Челябинск: Металлургия, 1988. 398 с.
6. Скальский В.Р., Лясота И.М. Особенности сигналов акустической эмиссии при зарождении усталостного разрушения в сварном соединении алюминиевого сплава системы Al—Cu—Mn // Дефектоскопия. 2014. № 2. С. 79—86.
7. Чернов Д.В., Матюнин В.М., Барат В.А., Марченков А.Ю., Елизаров С.В. Исследование закономерностей акустической эмиссии при развитии усталостных трещин в низкоуглеродистых сталях // Дефектоскопия. 2018. № 9. С. 21—30.
8. Andrieux S., Baranger T.N. Three-dimensional recovery of stress intensity factors and energy release rates from surface full-field displacements // International Journal of Solids and Structures. 2013. V. 50. No. 10. P. 1523—1537.
9. Jandejsek I., Gajdoš L., Šperl M., Vavřík D. Analysis of standard fracture toughness test based on digital image correlation data // Engineering Fracture Mechanics. 2017. V. 182. P. 607—620.
10. Zhan R., He R. Measurement of mixed-mode stress intensity factors using digital image correlation method // Optics and Lasers in Engineering. 2012. V. 50. No. 7. P. 1001—1007.
11. Ren C., Yang J., Zhang X., Ji H. Digital Image Correlation Using Specific Shape Function for Stress Intensity Factor Measurement // Transactions of Tianjin University. 2017. V. 23. No. 2. P. 157—162.

12. *Korsunsky A.M., Song X., Belnoue J., Jun T., Hofmann F., De Matos P., Nowell D., Dini D., Aparicio-Blanco O., Walsh M.* Crack tip deformation fields and fatigue crack growth rates in Ti–6Al–4V // *International Journal of Fatigue*. 2009. V. 31. No. 11, 12. P. 1771—1779.
13. *Nowell D., Kartal M.E., F.P. De Matos P.* Digital image correlation measurement of near-tip fatigue crack displacement fields: constant amplitude loading and load history effects // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2012. V. 36. P. 3—13.
14. *Wang D., Zhu M., Xuan F.* Crack tip strain evolution and crack closure during overload of a growing fatigue crack // *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2017. V. 11. No. 41. P. 143—148.
15. *Besel M., Breitbarth E.* Advanced analysis of crack tip plastic zone under cyclic loading // *International Journal of Fatigue*. 2016. V. 93. No. 1. P. 92—108.
16. *Vasco Olmo J.M., James M.N., Christopher C.J., Patterson E.A., Diaz F.A.* Assessment of crack tip plastic zone size and shape and its influence on crack tip shielding // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2016. V. 39. No. 8. P. 969—981.
17. *Zhang W., Liu Y.* Plastic zone size estimation under cyclic loadings using in situ optical microscopy fatigue testing // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2011. V. 34. P. 717—727.
18. *Carroll J.D., Abuzaid W., Lambros J., Sehitoglu H.* High resolution digital image correlation measurements of strain accumulation in fatigue crack growth // *International Journal of Fatigue*. 2013. V. 57. No. 11. P. 140—150.
19. *Carroll J.D., Abuzaid W., Lambros J., Sehitoglu H.* On the interactions between strain accumulation, microstructure, and fatigue crack behavior // *International Journal of Fatigue*. 2013. V. 180. No. 2. P. 223—241.
20. *Lopez-Crespo P., Mostafavi M., Steuwer A., Kelleher J.F., Buslaps T., Withers P.J.* Characterisation of overloads in fatigue by 2D strain mapping at the surface and in the bulk // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2016. V. 39. No. 8. P. 1040—1048.
21. *Mathieu F., Hild F., Roux S.* Image-based identification procedure of a crack propagation law // *Engineering Fracture Mechanics*. 2013. V. 103. P. 48—59.
22. *Guo W., Wan Z., Peng P., Jia Q., Zou G., Peng Y.* Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel // *Journal of Materials Processing Technology*. 2018. V. 256. P. 229—238.
23. *Benoit A., Rémy L., Köster A., Maitournam H., Oger F.* Experimental investigation of the behavior and the low cycle fatigue life of a welded structure // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. V. 595. P. 64—76.
24. *Rossini M., Spina P.R., Cortese L., Matteis P., Firrao D.* Investigation on dissimilar laser welding of advanced high strength steel sheets for the automotive industry // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. V. 628. P. 288—296.
25. *Corigliano P., Crupi V., Fricke W., Friedrich N., Guglielmino E.* Experimental and numerical analysis of fillet-welded joints under low-cycle fatigue loading by means of full-field techniques // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*. 2015. V. 229. No. 7. P. 1327—1338.
26. *Jia Q., Guo W., Li W., Peng P., Zhu Y., Zou G., Peng Y., Tian Z.* Experimental and numerical study on local mechanical properties and failure analysis of laser welded DP980 steels // *Materials Science and Engineering: A*. 2017. V. 680. P. 378—387.
27. *Schroepfer D., Kromm A., Kannengiesser T.* Load analyses of welded high-strength steel structures using image correlation and diffraction techniques // *Welding in the world*. 2018. V. 62. No. 3. P. 459—469.
28. *Zhu M.-L., Lu Y.-W., Lupton C., Tong J.* In situ near-tip normal strain evolution of a growing fatigue crack // *Fatigue Fract Engng Mater Struct*. 2016. V. 39. No. 8. P. 950—955.
29. *Lu Y.-W., Lupton C., Zhu M.-L., Tong J.* In Situ Experimental Study of Near-Tip Strain Evolution of Fatigue Cracks // *Experimental Mechanics*. 2015. V. 55. No. 6. P. 1175—1185.
30. *Tong J.* Full-field characterisation of crack tip deformation and fatigue crack growth using digital image correlation – a review // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2018. V. 41. No. 9. P. 1855—1869.
31. *Carroll J.D., Abuzaid W., Lambros J., Sehitoglu H.* An experimental methodology to relate local strain to microstructural texture // *Review of Scientific Instruments*. 2010. V. 81. P. 1—9.
32. *CSI Application Note AN-308 – Output Variables in Vic-3D.*