

УДК 539.385

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 09Г2С МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

©2023 г. А.Г. Пенкин, И.О. Банных, Н.А. Минина, А.О. Теплов

*ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
E-mail: minina1951@rambler.ru**Поступила в редакцию 27 декабря 2022 г.**После доработки 16 января 2023 г. принята к публикации 21 февраля 2023 г.*

Исследованы механизмы разрушения при статическом растяжении плоских образцов конструкционной стали 09Г2С в бездефектном состоянии и с искусственным дефектом в виде усталостной трещины с применением метода акустической эмиссии и фрактографического анализа поверхности разрушения.

Ключевые слова: конструкционная сталь; статическое растяжение; усталость металлов; искусственные дефекты; усталостная трещина; акустическая эмиссия; фрактография разрушения.

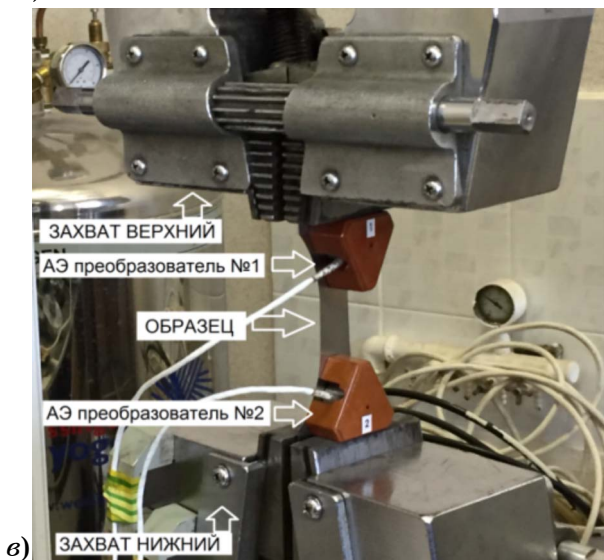
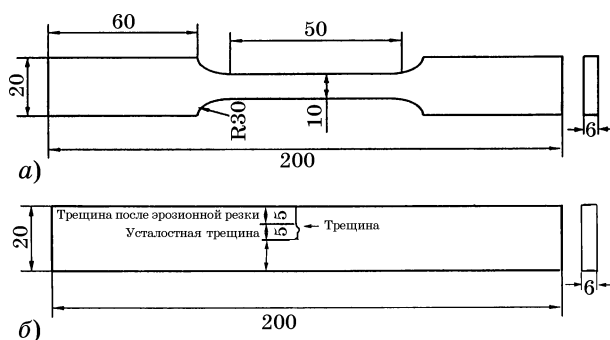
В процессе пластической деформации металлических материалов происходит постепенное накопление дефектов кристаллической решетки (вакансии, межузельные атомы, дислокации и дисклинации, двойники, границы блоков и зерен и др.), а также их взаимодействие. Вследствие этого на определенной стадии деформации в материале зарождаются и растут микротрещины. Достигнув критического размера, они приводят к необратимой повреждаемости материала и в конечном итоге вызывают его катастрофическое разрушение.

Выявление степени критической повреждаемости в ответственных металлических конструкциях — одно из важнейших направлений в настоящее время в науке о прочности материалов. Особенно это важно для металлических конструкционных материалов, работающих в условиях циклических нагрузок, поскольку критический размер дефекта в этом случае чрезвычайно мал, а высокая частота нагружения может привести к быстрому его развитию и катастрофическому разрушению конструкции. В условиях циклического деформирования микротрещины чаще всего зарождаются при напряжениях ниже статического предела текучести за счет интенсивных процессов микропластической деформации на протяжении многих циклов

нагружения в отдельных соответствующих образом ориентированных зернах поликристаллических материалов [1].

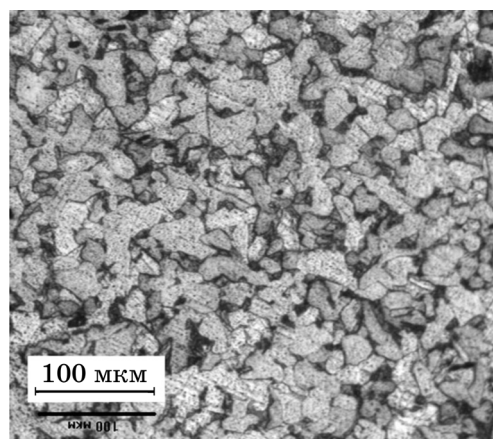
В настоящее время оперативный контроль деградации структуры и возникновения микро- и макротрещин критического размера в условиях статического и циклического деформирования возможен благодаря современным методам неразрушающего контроля. Примером является метод акустической эмиссии (АЭ) [2—6], который позволяет получать в реальном времени количественные характеристики изменения структурного состояния и остаточного ресурса работоспособности металла. В настоящей работе метод АЭ использован для изучения процессов пластической деформации, деградации структуры и разрушения конструкционной стали 09Г2С в условиях ее статического растяжения и циклического нагружения.

Материал и методика эксперимента. Исследовали конструкционную сталь 09Г2С (по ГОСТ 19281—89 состав мас. %: С <0,12; Si 0,17—0,37; Mn 1,4—1,8; Cr <0,30; Ni <0,30; Cu <0,30) в состоянии поставки. Экспериментальное исследование механизмов разрушения с применением метода АЭ проведено на плоских образцах без концентратора напряжений (фиг. 1, а) и образцах с концентратором напряжений в виде трещины



Фиг. 1. Форма образцов для испытания на статическое растяжение: *a* — образец без концентратора напряжений; *б* — образец с заранее выращенной трещиной; *в* — образец в захватах испытательной машины с установленными преобразователями АЭ

(фиг. 1, б). Концентратор напряжения в виде усталостной трещины создавали первичным электроэрозионным надрезом с последующим циклическим нагружением на 10-т гидравлической машине Instron 8801 с частотой 30 Гц. Статические испытания на растяжение проводили на 10-т механической машине Instron 3382, обладающей низким уровнем механических шумов, при скорости растяжения $\dot{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Скорость траверсы испытательной машины составляла 5 мм/мин для образцов без дефектов и 0,5 мм/мин для образцов с концентратором напряжения в виде усталостной трещины. Измерение акустико-эмиссионных параметров в процессе статического растяжения образцов осуществлялось посредством диагностической системы СДС1008 [2], обеспечивающей широкополосную регистрацию, обработку и анализ амплитудных, энергетических и спектральных характеристик сигналов АЭ в реальном времени.



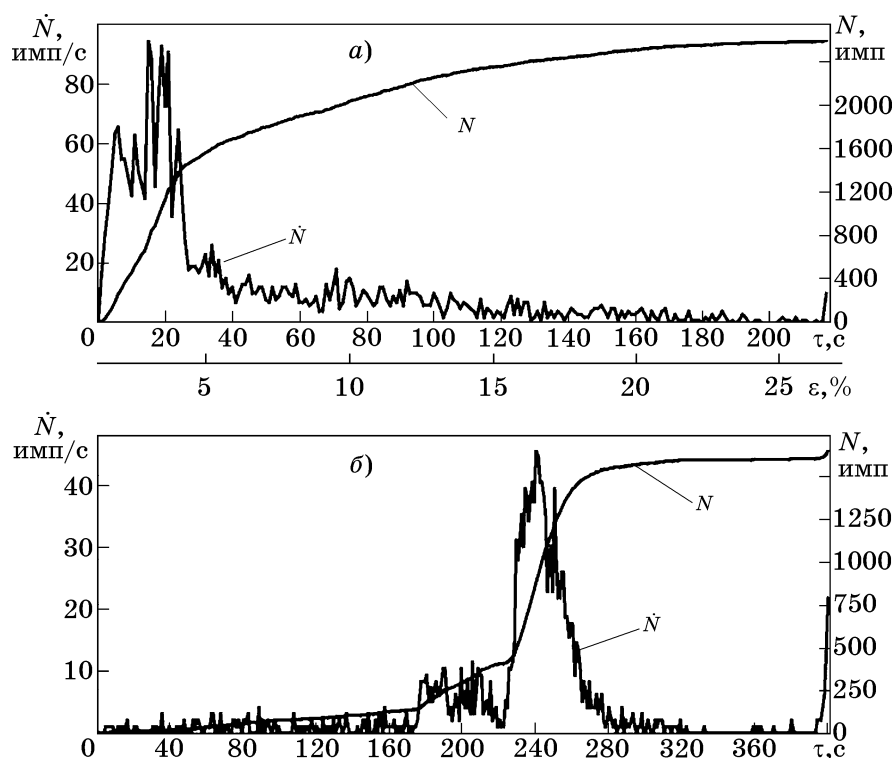
Фиг. 2. Микроструктура стали 09Г2С

Результаты исследования и их анализ. Исходная микроструктура стали 09Г2С (фиг. 2) состояла преимущественно из зерен феррита со средним размером зерна ~30 мкм и перлитных колоний значительно меньшего размера.

Полученные при статическом растяжении механические свойства образцов без концентратора напряжений составляли: $\sigma_B = 476 \text{ МПа}$, $\sigma_T = 281 \text{ МПа}$, $\delta = 29\%$.

На фиг. 3 представлены диаграммы изменения активности АЭ и суммарного числа сигналов АЭ образцов стали 09Г2С в процессе статического растяжения. Изменение параметров АЭ в процессе деформации образцов коррелирует с основными стадиями на диаграмме растяжения. В работе [1] предложено процесс пластической деформации до момента образования шейки в поликристаллических металлических металлах при статическом растяжении рассматривать как последовательность следующих стадий: микротекучести (макроупругая область), текучести (деформация Людерса—Чернова) и деформационного упрочнения.

Первый максимум $\dot{N}$ активности АЭ образца без концентратора напряжения (фиг. 3, а) регистрируется в области микротекучести (ниже предела текучести), а второй имеет наивысший пик интенсивности в районе предела текучести, при этом амплитудный спектр импульсов АЭ характеризуется преимущественно низкочастотными сигналами (фиг. 4, а) высокочастотными сигналами (фиг. 5, а). В целом в частотном спектре сигналов АЭ на стадии микротекучести (в области макроупругой деформации) и на площадке текучести преобладают частотные компоненты выше 400 кГц. По данным [7, 8] в же-

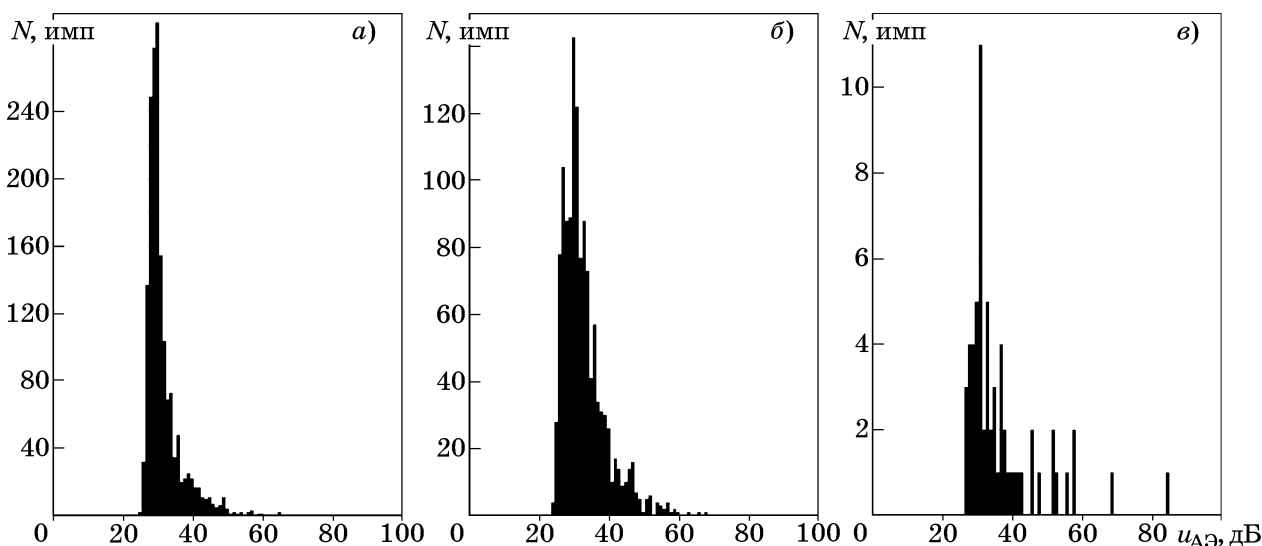


Фиг. 3. Диаграммы изменения активности АЭ: $\dot{N}$ — число событий в секунду; N — суммарное число событий АЭ при растяжении образцов стали 09Г2С без концентратора напряжения (а) и с усталостной трещиной (б); ε — степень деформации; τ — время

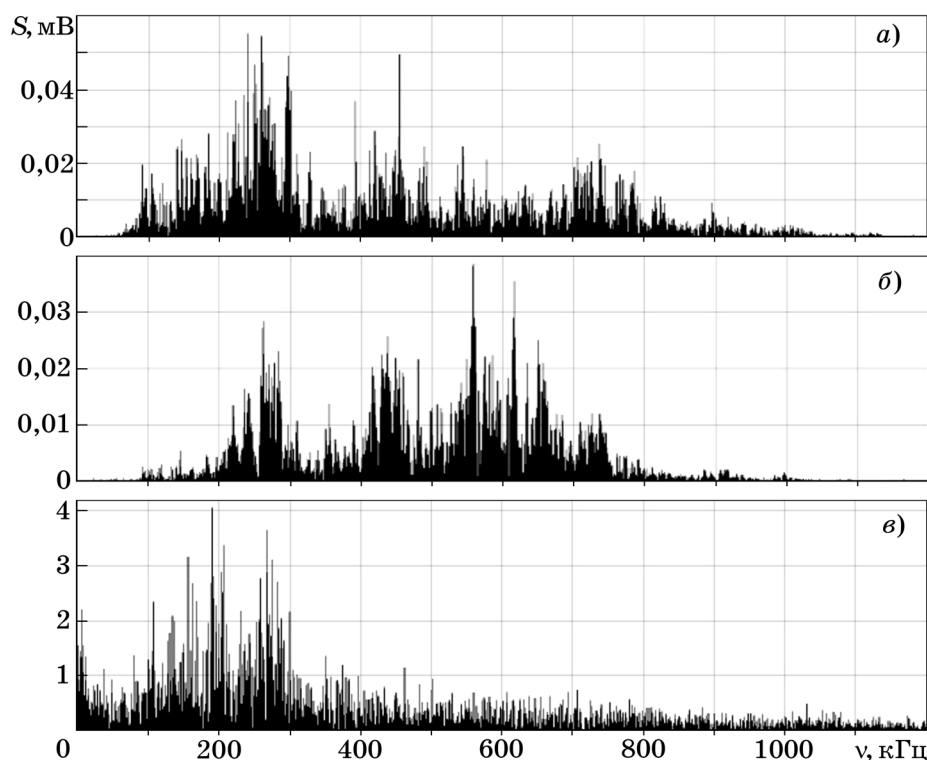
лезе, углеродистых и низколегированных сталях АЭ резко возрастает при напряжении меньше предела текучести (примерно при $0,7\sigma_T$). Отмечается, что в макроупругой области у этих материалов наблюдается преимущественное пластическое течение поверхностных слоев металла с прохождением

фронтов полос Людерса—Чернова в поверхностных зернах поликристалла [1, 8].

Таким образом, с учетом отмеченных факторов, первый пик АЭ на стадии микротекучести можно связать с коллективным движением и размножением дислокаций в области границ зерен преимущественно по-



Фиг. 4. Гистограммы амплитудных спектров сигналов АЭ при статическом растяжении образца стали 09Г2С без искусственного дефекта на стадии: а — микротекучести (в области макроупругой деформации) и на площадке текучести; б — деформационного упрочнения и пластического течения материала; в — локализации деформации (образование «шейки») и разрушения образца; $u_{\text{АЭ}}$ — амплитуда сигнала



Фиг. 5. Распределение спектральной плотности S сигналов АЭ при статическом растяжении образца стали 09Г2С, не имеющего искусственного дефекта, на стадии: *а* — микротекучести (в области макроупругой деформации) и на площадке текучести; *б* — локализации деформации (образование «шейки»); *в* — при разрушении образца

верхностного слоя, а также выходом их на поверхность. Отмечается, что подвижные дислокации зарождаются в основном на границах зерен, а микроконцентраторы напряжений — непосредственно на поверхности металла. Импульсы АЭ высокой амплитуды (40—50 дБ, фиг. 4, *а*) на площадке текучести связаны с процессами прорыва дислокационных лавин во всем объеме металла и прохождением деформации Людерса—Чернова на линии фронта текучести. При этом преобладающими факторами являются процессы выхода дислокаций на поверхность и преимущественного увеличения плотности подвижных дислокаций у границ зерен. Стадия деформационного упрочнения является наиболее важной для процессов, приводящих к изменению структуры металла. На этой стадии отмечается значительное увеличение плотности дислокаций с выходом дислокационных скоплений на границы зерен и когерентные границы фазовых включений, формированием дислокационной ячеистой структуры с критической плотностью дислокаций и образованием субмикротрещин. Стадия деформационного упрочнения и пластического течения образца стали 09Г2С без

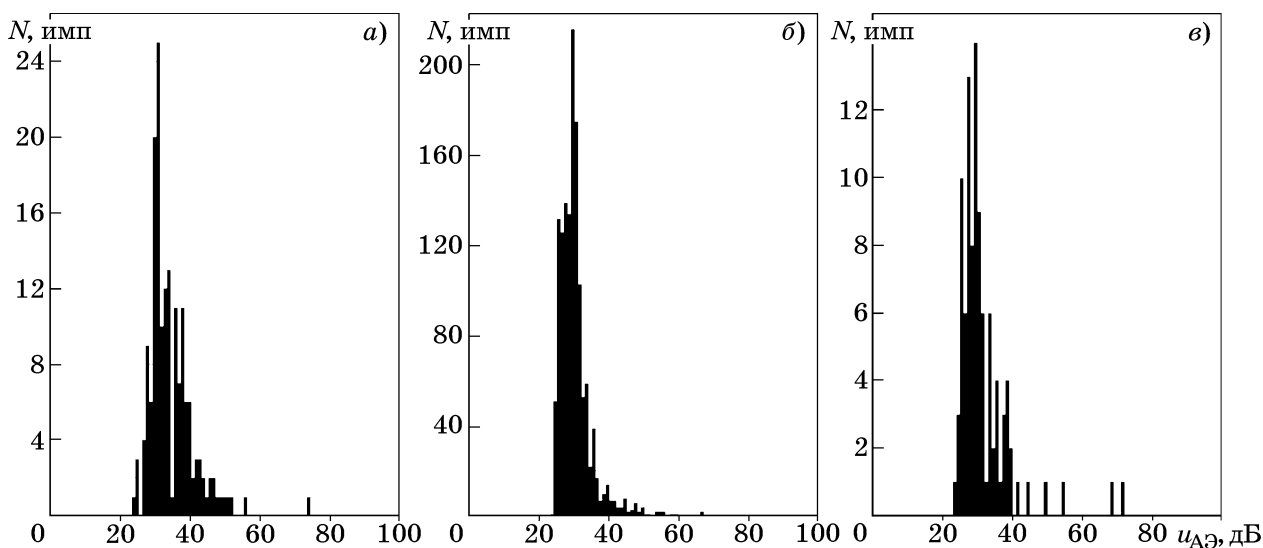
дефекта охватывает временной интервал 25—180 с. На этой стадии снижается и активность, и средняя амплитуда АЭ сигналов. В спектре преобладают импульсы АЭ амплитудой 30—35 дБ (фиг. 4, *б*), при этом по мере увеличения степени деформации прослеживается рост максимальной амплитуды одиночных АЭ сигналов, что связано с началом процесса зарождения и развития микротрещин. Как показано ранее [9], на стадии деформационного упрочнения существует критическое напряжение, при котором на поверхности металлов зарождаются субмикротрещины длиной порядка 1—5 мкм. Для железа это критическое напряжение при комнатной температуре соответствует пластической деформации 7—9%, и в этот момент (примерно 65—68 с) в данном эксперименте (см. фиг. 3, *а*) наблюдается заметный рост активности АЭ. Указанные процессы сопровождаются АЭ, характеризуемой значительными амплитудой и энергией. В распределении спектральной плотности импульсов АЭ на стадии деформационного упрочнения (фиг. 5, *б*) можно выделить два максимума: первый в диапазоне 100—400 кГц, а второй в диапазоне 400—800 кГц. При этом в спектре присут-

ствуют и высокочастотные компоненты малой интенсивности с частотой 800—1200 кГц. Среднечастотная область спектра сигналов АЭ (400—800 кГц) может быть связана с релаксацией упругой энергии посредством увеличения плотности скоплений подвижных дислокаций, а низкочастотная (100—400 кГц) — с релаксацией упругой энергии при выходе дислокационных скоплений на межзеренные или межфазные границы и в момент образования микротрещин. По мере роста степени деформации происходит увеличение плотности дислокаций, что приводит к уменьшению длины свободного пробега подвижных дислокаций и соответственно снижению амплитуды, энергии и числа регистрируемых сигналов АЭ, а сокращение активно деформируемого объема обуславливает постепенное снижение активности АЭ, которая достигает своего минимума в момент локализации деформации и образования шейки.

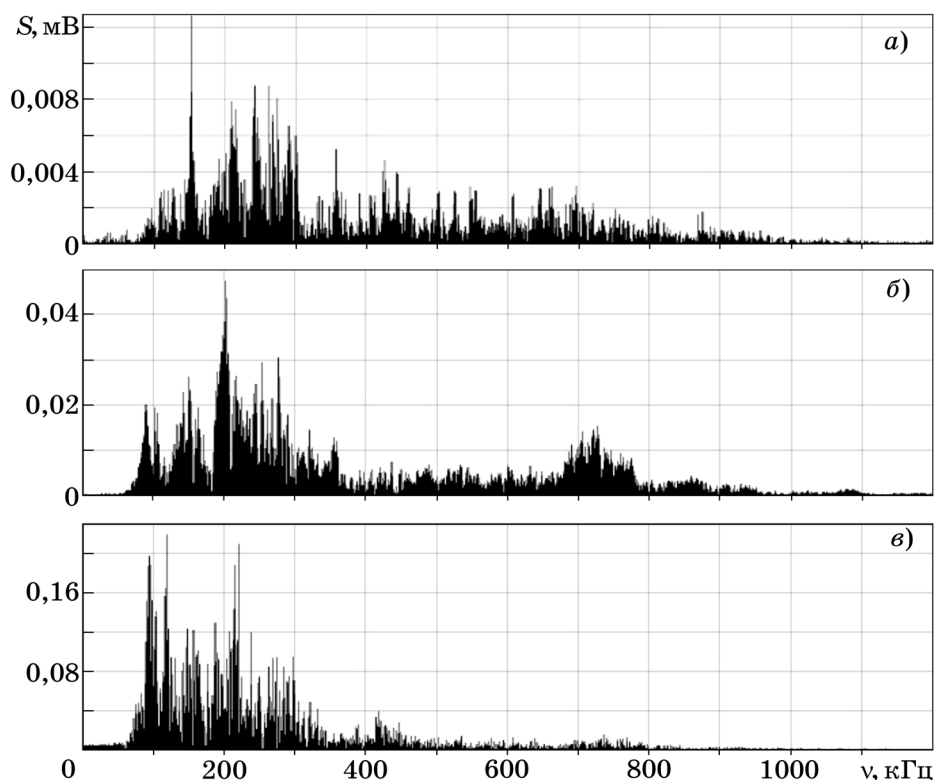
Для третьей стадии деформирования — стадия локализации деформации (образование «шейки») и разрушения образца (временной интервал 180—220 с) характерно небольшое число сигналов АЭ, но с предельно высокой амплитудой и энергией (фиг. 4, в). Локализация деформации (образование «шейки») приводит к резкому увеличению скорости пластического течения в зоне локализации, что сопровождается мощными высокочастотными сигналами АЭ, вызванными аннигиляцией больших скоплений дис-

локаций. В зоне локализации деформации ускоряются процессы образования и развития микротрещин, которые сопровождаются преимущественно сигналами АЭ с преобладанием в спектре среднечастотных компонент (400—800 кГц) (фиг. 5, б). Разрушение образца сопровождается одиночными мощными сигналами АЭ в низкочастотном диапазоне 100—400 кГц (фиг. 5, в) с максимальной амплитудой, достигающей 86 дБ (фиг. 4, в).

Процесс статического деформирования образца стали 09Г2С с надрезом и усталостной трещиной можно представить протекающим в три стадии [10] (фиг. 3, б): 1-я стадия — участок роста усталостной трещины (в эксперименте временной интервал $\tau = 0—180$ с), который завершается остановкой роста трещины; 2-я стадия — это период деформационного упрочнения и пластического течения материала в зоне надреза образца после остановки роста усталостной трещины (временной интервал $\tau = 180—280$ с); 3-я стадия — это время формирования магистральной трещины и разрушения образца ($\tau = 280—400$ с). На 1-й стадии АЭ обусловлена первичным продвижением трещины, сформированной в процессе циклического нагружения, и характеризуется низкой интенсивностью сигналов (регистрируются редко следующие одиночные импульсы АЭ), а кривая накопления N сигналов АЭ на этом участке имеет практически постоянный наклон, что отражает равномерное продвижение трещины.



Фиг. 6. Гистограммы амплитудных спектров сигналов АЭ при статическом растяжении образца стали 09Г2С с искусственным дефектом на участке роста усталостной трещины (а), на стадии деформационного упрочнения и пластического течения материала в зоне надреза образца (б), а также на стадии формирования магистральной трещины и разрушения образца (в)



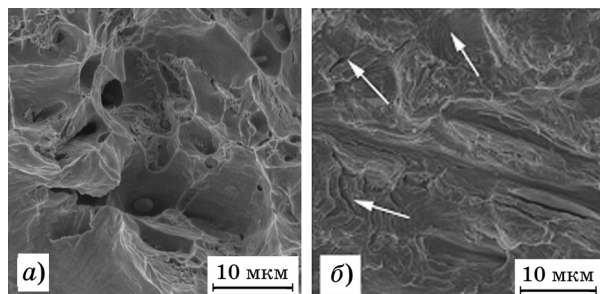
Фиг. 7. Распределение спектральной плотности мощности сигналов АЭ при статическом растяжении образца стали 09Г2С с искусственным дефектом на участке роста усталостной трещины (а), на стадии формирования магистральной трещины (б) и в момент разрушения образца (в)

Максимальная амплитуда АЭ импульсов, соответствующих скачкам трещины, достигает 72 дБ (фиг. 6, а). Для 2-й стадии деформирования образца с надрезом и усталостной трещиной характерны резкое увеличение активности АЭ и последующее после прохождения пика ее снижение. Эта стадия деформирования сопровождается акустической эмиссией, во многом аналогичной АЭ на 2-й стадии деформирования образца без концентратора напряжения. Число сигналов на этой стадии значительно больше, чем на 1-й стадии, однако их амплитуда не превышает 68 дБ (фиг. 6, б). При этом средняя амплитуда сигналов постепенно по мере увеличения степени деформации снижается. Наконец, 3-я стадия деформирования образца с усталостной трещиной (разрушение) подобна стадии разрушения образца без искусственного дефекта, имеет все признаки вязкого разрушения и сопровождается аналогичной по значению параметров АЭ с максимальной амплитудой сигналов до 73 дБ в момент разрушения (фиг. 6, в).

На фиг. 7 приведено распределение спектральной плотности мощности сигналов АЭ при статическом растяжении образца стали

09Г2С с искусственным дефектом на участке роста усталостной трещины (а), на стадии формирования магистральной трещины (б) и в момент разрушения образца (в).

На фиг. 8 представлены результаты фрактографического анализа поверхности разрушения образцов исследованной стали 09Г2С. При статическом разрушении образца без искусственного дефекта у исследованной стали наблюдается вязкое ямочное разрушение (фиг. 8, а) с неметаллическими включениями на дне отдельных ямок.



Фиг. 8. Фрактографии поверхности разрушения при статическом растяжении образцов стали 09Г2С без искусственного поверхностного дефекта (а) и с предварительно выращенной усталостной трещиной (б)

В образцах стали 09Г2С с концентратором напряжения в зоне усталостного распространения трещины рельеф поверхности разрушения относительно плоский с признаками расслоения вдоль направления распространения усталостной трещины (фиг. 8, б). Вдоль полосчатых образований отмечается растрескивание, при этом распространение усталостной трещины происходит по бороздчатому рельефу. Расслоение поверхности разрушения, по-видимому, обусловлено текстурой прокатки. Статический долом характеризуется, как и в случае образцов без концентратора напряжений, типичным ямочным разрушением.

Выводы. 1. Получены амплитудные и энергетические характеристики акустической эмиссии (АЭ) на отдельных стадиях статического растяжения и при разрушении образцов стали 09Г2С без концентратора и с концентратором напряжения в виде усталостной трещины. Отмечено, что метод АЭ позволяет контролировать кинетику процессов пластической деформации, деформационного упрочнения, зарождения и развития магистральной трещины.

2. Показано, что амплитудные и энергетические спектры и другие параметры АЭ позволяют выявлять трещины, зародившиеся в результате воздействия многократных циклических нагрузок, уровень которых значительно ниже предела прочности, и контролировать их развитие.

3. Зарегистрированы спектральные характеристики АЭ сигналов в процессе статического растяжения на стадиях текучести, деформационного упрочнения, пластического течения и разрушения образцов стали 09Г2С. Полученные спектральные характеристики АЭ образцов стали 09Г2С позволяют оптимизировать требования, предъявляемые к системам АЭ неразрушающего конт-

роля, при проведении технического освидетельствования промышленных объектов методом АЭ.

4. Проведен фрактографический анализ поверхности разрушения образцов без дефектов и с усталостной трещиной стали 09Г2С, установлена корреляция характера разрушения материала с параметрами АЭ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Терентьев, В.Ф. Усталость металлических материалов / В.Ф. Терентьев. — М. : Наука, 2003. 254 с.
2. Пенкин, А.Г. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической твердости / А.Г. Пенкин, В.Ф. Терентьев, Л.И. Маслов. — М. : Интерконтакт Наука, 2005. 69 с.
3. Семашко, Н.А. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении / Н.А. Семашко, В.И. Шпорт, Б.Н. Марьин [и др.] — М. : Машиностроение, 2002. 239 с.
4. Мерсон, Е.Д. Исследование стадийности процесса разрушения высокоуглеродистой стали, охрупченной водородом, с применением метода акустической эмиссии / Е.Д. Мерсон, М.М. Криштал, Д.Л. Мерсон, А.А. Еремичев, А.Ю. Виноградов // Деформация и разрушение материалов. 2012. №9. С.41—48.
5. Гусев, О.В. Акустическая эмиссия при деформировании монокристаллов тугоплавких металлов / О.В. Гусев. — М. : Наука, 1982. 106 с.
6. Muller, A. The Portevin-Le Chatelier effect in metastable austenitic stainless steel / A. Muller, C. Segel, M. Linderov, M. Vinogradov, A. Wiedner, H. Biermann // Met. Mater. Trans. 2016. V.47. P.59—74.
7. Bassim, M.N. Acoustic emission mechanisms in armco iron / M.N. Bassim, M. Veillette // Mater. Sci. Eng. 1981. V.50. P.285—287.
8. Sigel, E. Correlation of microyielding strain bursts and acoustic emission pulses in b.c.c. alloys exhibiting yield drops and serrated yielding / E. Sigel // Scripta Metallurgica. 1974. V.8. №6. P.617—620.
9. Одинг, И.А. Накопление дефектов и образование субмикроскопических трещин при статическом деформировании армко-железа / И.А. Одинг, Ю.П. Либеров // Изв. АН СССР. ОТН. Металлургия и тепло, горное дело. 1964. №1. С.113—119.
10. Терентьев, В.Ф. Усталость металлов / В.Ф. Терентьев, С.А. Кораблева. — М. : Наука, 2015. 485 с.