

УДК 620.172/178.2: 620.192.7

## ОЦЕНКА ХАРАКТЕРИСТИК МНОЖЕСТВЕННОГО И ЛОКАЛИЗОВАННОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТОДАМИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ<sup>1</sup>

©2024 г. Л.Р. Ботвина, А.И. Болотников, М.Р. Тютин

ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва  
E-mail: lbotvina@imet.ac.ru

Поступила в редакцию 16 октября 2023 г.

После доработки 23 ноября 2023 г. принята к публикации 6 декабря 2023 г.

Выполнено исследование влияния предварительного циклического нагружения на стадийность разрушения образцов из стали 316L, изготовленных методом селективного лазерного плавления, и образцов из судовой арктической стали F500W. При растяжении образцов после предварительного циклирования оценены параметры акустической эмиссии (АЭ) и деформационные характеристики (площадь пластических зон и значение главной деформации в пределах зон). Показано, что совместный анализ картин полей деформаций и параметров АЭ информативен и важен, поскольку оба метода дополняют один другой и позволяют выявить важные особенности и стадийность процесса разрушения. Установлены линейные зависимости площади слабодеформированной зоны от суммарного числа событий и экспоненциальные зависимости максимальной главной деформации от суммарного числа событий АЭ. Оценен параметр циклической деградации материала, определяемый как относительная разность суммарных чисел акустических сигналов в процессе разрушения исходного и циклически поврежденного образцов. Показано, что этот параметр для образцов исследуемых сталей после их предварительного циклического нагружения по мере увеличения относительной долговечности возрастает.

*Ключевые слова:* сталь 316L; судовая сталь F500W; селективное лазерное плавление; усталость, акустическая эмиссия; корреляция цифровых изображений.

Диагностика развития поврежденности конструкционных элементов в процессе их эксплуатации часто связана с необходимостью разделения стадии постепенного накопления множественных дефектов и стадии локализации разрушения, оканчивающейся зарождением магистральной трещины. Информативными параметрами, которые могут характеризовать такое разделение, являются локальная деформация и размер области пластической деформации, в которой эта деформация реализуется.

В работах [1—3] показано, что формирование трещины связано с образованием в процессе разрушения не менее двух пластических областей: зоны слабой деформации вдали от трещины, т.е. в области множественного разрушения, и зоны сильной деформа-

ции в области вершины трещины. Кинетика в этих зонах определяет закономерности процесса разрушения при разных условиях нагружения, однако оценка размера зон и степени деформации в них обычно связана с трудоемкими исследованиями методами рентгеноструктурного анализа [1, 4, 5] или измерениями микротвердости [6, 7].

В исследованиях [8—10] поведение пластической зоны у вершины усталостной трещины изучено с помощью метода корреляции цифровых изображений (КЦИ), и результаты исследования успешно использованы для моделирования роста усталостной трещины в металлических материалах.

Метод КЦИ позволяет намного ускорить эти измерения и, что важно, выполнить их в процессе испытаний, а сочетание метода КЦИ с оценкой акустической эмиссии (АЭ) дает возможность связать кинетику изменения размера пластических зон и локальной деформации в зонах с характеристиками аку-

<sup>1\*</sup>Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 23-19-00784).

стического отклика материала на их развитие [11—13]. Комбинированную методику, сочетающую несколько методов анализа процесса разрушения, в том числе КЦИ и АЭ, развивают и авторы работ [14—17].

Несмотря на очевидную перспективность такого совместного анализа процесса разрушения, взаимосвязь параметров, оцененных методами КЦИ и АЭ, изучена недостаточно полно. В нашем исследовании методы КЦИ и АЭ использованы при изучении влияния предварительного циклического нагружения на характеристики множественного и локализованного разрушения стальных образцов.

**Материалы и методы исследования.** В качестве объектов исследования были использованы образцы, вырезанные из заготовок высотой 100 мм и площадью поперечного сечения 15×15 мм, синтезированных методом аддитивной печати на отечественной установке селективного лазерного плавления (СЛП) MeltMaster<sup>3D</sup>-550 (АО НПО «ЦНИИТМАШ», Россия) из металлопорошковой композиции аустенитной стали 316L [18], а также образцы судостроительной стали F500W. Согласно ГОСТ Р 52927—2008 «Прокат для судостроения из стали нормальной, повышенной и высокой прочности. Технические условия» сталь высокой прочности F500W может использоваться в условиях Арктики при температуре до –60 °С (буква «F») и обладает повышенной свариваемостью (буква «W») с гарантией сопротивляемости слоистым разрывам. Структура стали в состоянии поставки после закалки и отпуска — бейнит. На фиг. 1 приведены эскизы образцов.

Исследование взаимосвязи характеристик КЦИ и АЭ проведено на образцах из указанных материалов после их предварительного циклического нагружения до относительной долговечности  $N/N_f = 0,3; 0,7$  (сталь 316L) и  $0,4; 0,6; 0,8$  (сталь F500W), где  $N$

— число циклов усталостного нагружения;  $N_f$  — число циклов до разрушения. Предварительные усталостные испытания проводили при напряжении  $\sigma_{\max} = 210$  МПа (равно  $1,3 \sigma_{0,2}$ ) для образцов из стали 316L и при  $\sigma_{\max} = 630$  МПа (равно  $1,03 \sigma_{0,2}$ ) для образцов из стали F500W. Циклические испытания проведены на сервогидравлических установках BISS Nano (максимальная нагрузка 25 кН) и Instron 8801 (максимальная нагрузка 100 кН) при коэффициенте асимметрии  $R = 0,1$ . Последующие испытания на растяжение до разрушения выполнены на установке Instron 3382 (максимальная нагрузка 100 кН) при скорости нагружения 1 мм/мин. Были определены условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , предел прочности  $\sigma_b$  и работа разрушения  $A$  образцов по площади под диаграммой деформирования в координатах нагрузка—удлинение.

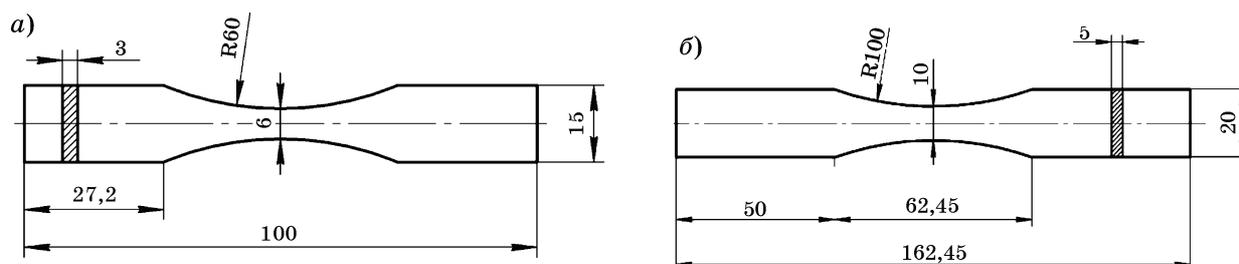
В процессе испытаний на растяжение в режиме реального времени регистрировали сигналы АЭ и фиксировали поля деформации методом КЦИ.

Оценка параметров АЭ выполнена с использованием системы Express-8 (Mistras, США) и пьезоэлектрических широкополосных датчиков Mini30S (Mistras, США) в диапазоне частот 270—970 кГц. Регистрировали следующие характеристики АЭ: активность ( $\dot{N}$ ), накопленное число сигналов АЭ ( $\Sigma N_{АЭ}$ ),  $RA$ -параметр, равный отношению времени нарастания сигнала к его амплитуде, а также параметр  $b_{АЭ}$ , отражающий долю высокоамплитудных сигналов [19] и оцениваемый по соотношению:

$$20 \lg N_{АЭ} = \text{Const} - b_{АЭ} A_{АЭ},$$

где  $A_{АЭ}$  — амплитуда сигнала АЭ, дБ.

Регистрацию полей деформации выполняли методом КЦИ с помощью цифровой видеокамеры DMK 33UX250 (разрешение



Фиг. 1. Геометрия образцов сталей 316L (а) и F500W (б)

5 Мпкс), снабженной объективом TCL 3520, с частотой 2 кадр/с. Для обработки результатов использован некоммерческий программный продукт с открытым исходным кодом «Ncorr» [20]. В результате анализа в процессе нагружения оценены изменения главных деформаций  $\varepsilon_1$ , рассчитанных по формуле:

$$\varepsilon_1 = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + 4\varepsilon_{xy}^2},$$

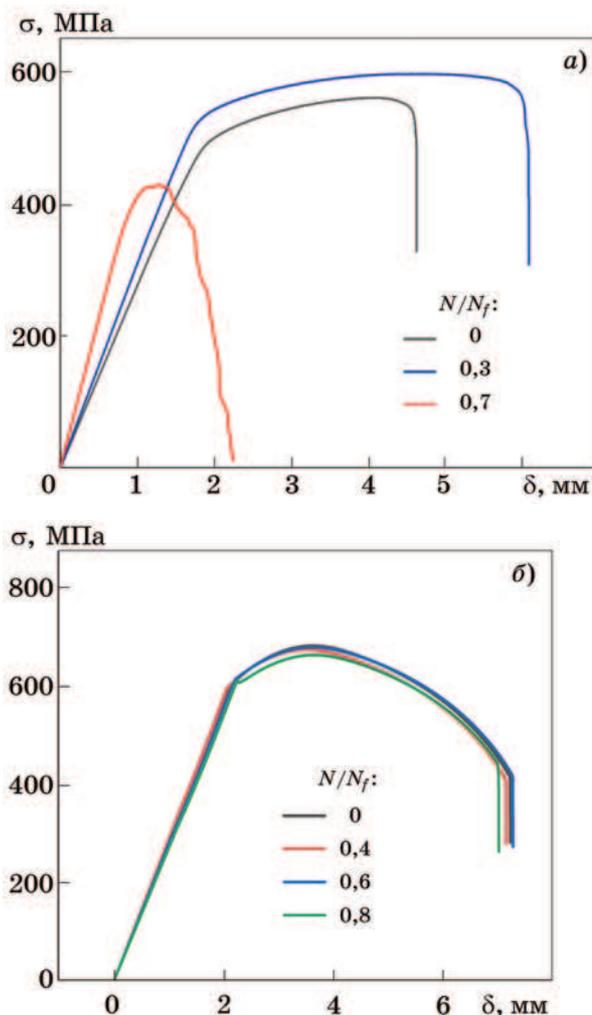
где  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$ ,  $\varepsilon_{xy}$  — компоненты деформаций.

По полученным полям деформаций определены площади слабо- ( $S_L$ ) и сильнодеформированной ( $S_H$ ) пластических зон, формирующихся соответственно на ранней и более поздней стадии разрушения [1, 21]. При этом для стали 316L за слабодеформированную принята пластическая зона, в пределах которой значения главных деформаций составляли  $\varepsilon_1 > 0,045$ , а за сильнодеформированную принята зона с  $\varepsilon_1 > 0,25$ . Для стали F500W значения главных деформаций в этих зонах составили соответственно  $\varepsilon_1 > 0,01$  и  $\varepsilon_1 > 0,35$ .

**Результаты исследования и их обсуждение. Оценка механических свойств при растяжении после предварительного циклирования.** Как видно из графиков, представленных на фиг. 2, диаграммы растяжения исследуемых материалов после их предварительного циклирования различаются, демонстрируя слабую чувствительность к циклической нагрузке стали F500W и сильную чувствительность стали 316L, прочность, пластичность и работа разрушения которой заметно снижаются после относительного числа циклов  $N/N_f = 0,7$ .

Из табл. 1 следует, что циклирование образцов из стали 316L до  $N/N_f = 0,3$  привело к увеличению прочностных и пластических свойств, что, вероятно связано с упрочнением материала при циклическом нагружении и раскрытием несплошностей, наблюдаемых в исходной структуре материала, и малых усталостных трещин, сформировавшихся при циклировании. Предварительное циклирование до относительной долговечности  $N/N_f = 0,7$  привело к значительному снижению механических свойств при растяжении, вызванному развитием в процессе испытания малых усталостных трещин и образованием макротрещины [18].

Как показали результаты испытаний образцов из стали F500W, предварительное циклирование до относительной долговечно-



Фиг. 2. Диаграммы растяжения образцов сталей 316L (а) и F500W (б) в исходном состоянии ( $N/N_f=0$ ) и после предварительного циклирования ( $N/N_f=0,3; 0,7$  сталь 316L и  $0,4; 0,6; 0,8$  сталь F500W)

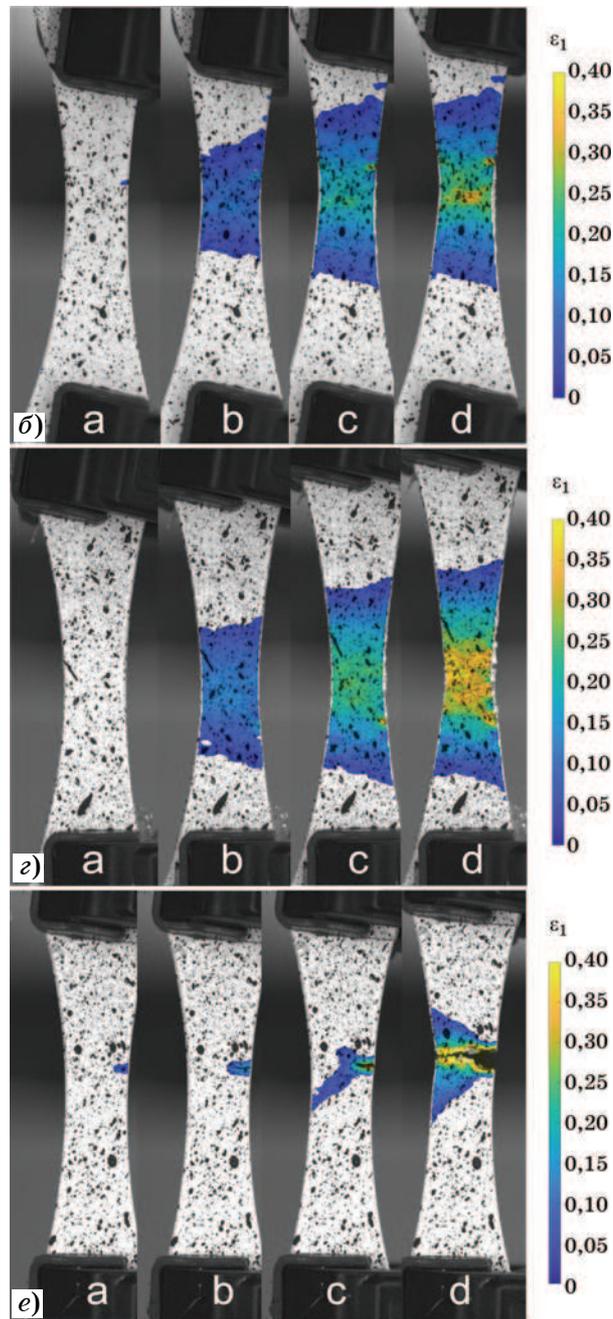
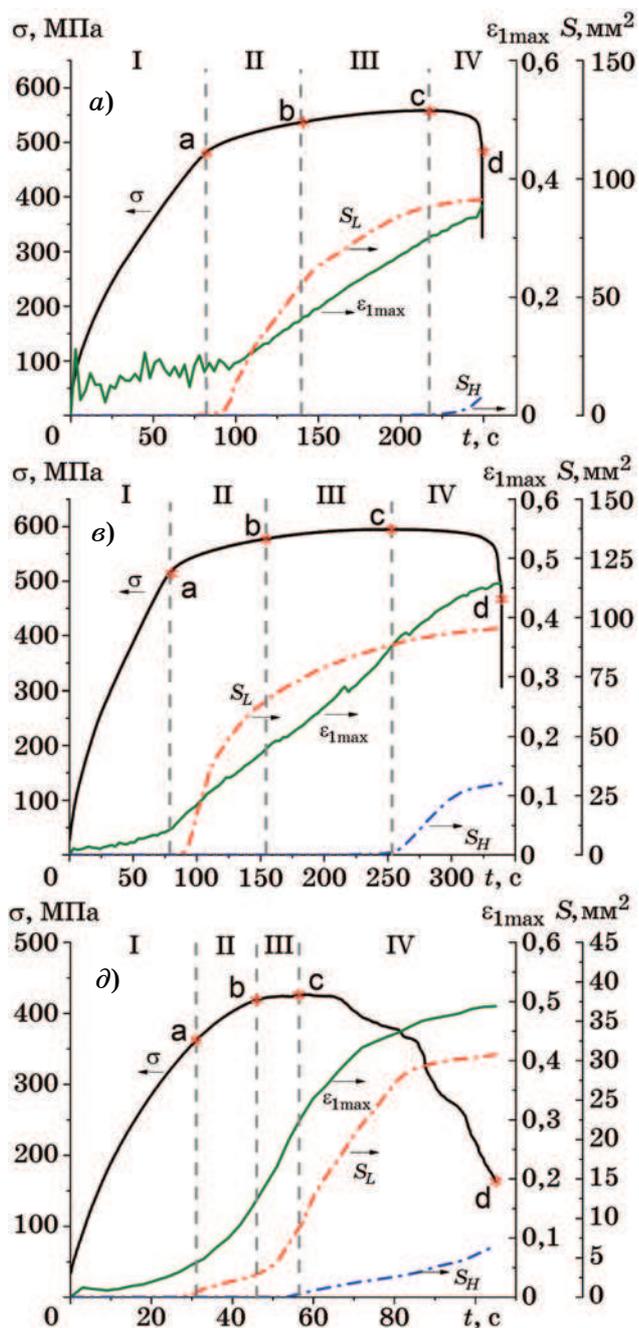
Таблица 1

Механические свойства испытанных образцов сталей 316L и F500W

$N/N_f$	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	A, Дж
Образцы стали 316L			
0	401	559	34,8
0,3	447	595	54,1
0,7	367	427	10,9
Образцы стали F500W			
0	590	681	183,9
0,4	600	682	180,5
0,6	609	684	184,9
0,8	623	679	174,7

сти  $N/N_f = 0,4$  и  $0,6$  не приводит к существенному изменению прочности и работы разрушения, определенной по площади под кривой разрушения (см. фиг. 2, б, табл. 1). У образца, испытанного до значения  $N/N_f = 0,8$ , отмечено небольшое снижение прочности и работы разрушения (на  $\sim 5\%$ ).

**Исследование полей деформации методом корреляции цифровых изображений с оценкой размера пластических зон и локальной деформации в зонах.** Картины главных деформаций и временные зависимости оцененных характеристик пластических зон приведены на фиг. 3. Из них следует, что



Фиг. 3. Временные зависимости максимальной главной деформации  $\epsilon_{1max}$ , площади слабо- ( $S_L$ ) и сильнодеформированных ( $S_H$ ) пластических зон для стали 316L в исходном состоянии (a) и после предварительного циклирования до относительной долговечности  $N/N_f = 0,3$  (e) и  $0,7$  (d), а также картины локализации деформаций на разных стадиях нагружения образцов a—d стали 316L в исходном состоянии (б) и после предварительного циклирования до относительной долговечности  $N/N_f = 0,3$  (z) и  $0,7$  (e): I—IV — стадии деформации

Параметры деформированного состояния, оцененные методом КЦИ, и показатели экспоненциальной зависимости (1)\* при испытании образцов сталей 316L и F500W

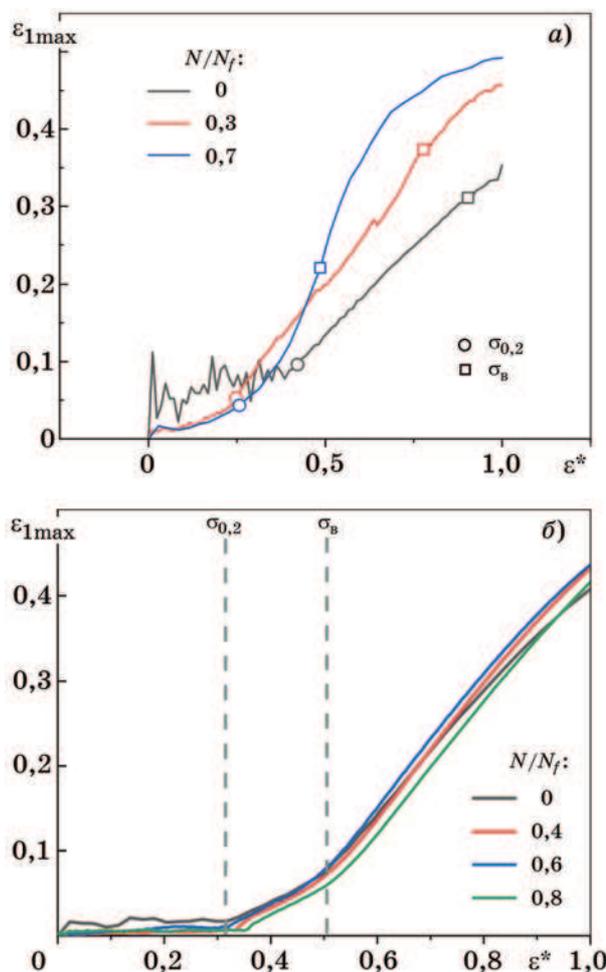
$N/N_f$	$\varepsilon_{1\max}$	$S_L, \text{мм}^2$	$S_H, \text{мм}^2$	$\times 10^{-4}k (R^2)$
Образцы стали 316L				
0	0,35	91,2	7,9	12 (0,98)
0,3	0,46	95,7	30,2	16 (0,98)
0,7	0,49	30,7	6,6	8 (0,99)
Образцы стали F500W				
0	0,41	267	28	251 (0,89)
0,4	0,43	273	28	618 (0,89)
0,6	0,44	281	29	765 (0,94)
0,8	0,42	278	23	853 (0,90)

\*См. далее при рассмотрении оценок метода КЦИ.

изменения максимальной главной деформации и размеров слабо- и сильнодеформированной зон отвечают стадийности изменения параметров АЭ, отмеченной ранее при исследовании механического поведения образцов из алюминиевого сплава Д16Ч [13]. На I стадии главная деформация мала, а пластические зоны отсутствуют. На II стадии значение главной деформации начинает расти и появляется слабодеформированная зона  $S_L$ . На III стадии, оканчивающейся пределом прочности, наблюдаются линейный рост главной деформации  $\varepsilon_{1\max}$  и замедление скорости роста зоны  $S_L$ . На IV стадии происходят процессы формирования магистральной трещины и разрушения образца, что сопровождается появлением и ростом сильнодеформированной зоны  $S_H$ .

Влияние предварительного циклического нагружения стали 316L до  $N/N_f = 0,3$  отразилось на увеличении скорости роста локальной деформации  $\varepsilon_{1\max}$  и площади зоны  $S_H$  (фиг. 3, в). Повышение относительного числа циклов предварительного нагружения до  $N/N_f = 0,7$  (фиг. 3, д) привело к изменению вида временных зависимостей  $\varepsilon_{1\max}$  и  $S_L$  (появлению на них плато) и сопровождалось более ранним формированием сильнодеформированной зоны  $S_H$  в результате локализации разрушения в вершине образовавшейся усталостной трещины (фиг. 3, е). При этом площади зон слабой и сильной деформации стали меньше, чем при  $N/N_f = 0,3$  (см. фиг. 3, в, д). Значения измеренных характеристик приведены в табл. 2. Из представленных в этой таблице данных отмечают более высокие значения  $\varepsilon_{1\max}$  и  $S_H$  для образца стали 316L, подвергшегося предварительному циклическому нагружению до  $N/N_f = 0,3$ . Этот эффект можно объяснить циклическим упрочнением материала и раскрытием малых усталостных трещин [18] в процессе предварительного циклического нагружения. При испытании образцов стали F500W с бейнитной структурой, полученных по классической технологии, подобного деформационного поведения не наблюдается.

Зависимости максимальной главной деформации  $\varepsilon_{1\max}$  от относительной деформации  $\varepsilon^*$  (отношении текущей деформации образца к деформации при разрушении) исследуемых материалов после предварительного циклирования, как и диаграммы растяжения, оказались совершенно различными (фиг. 4).



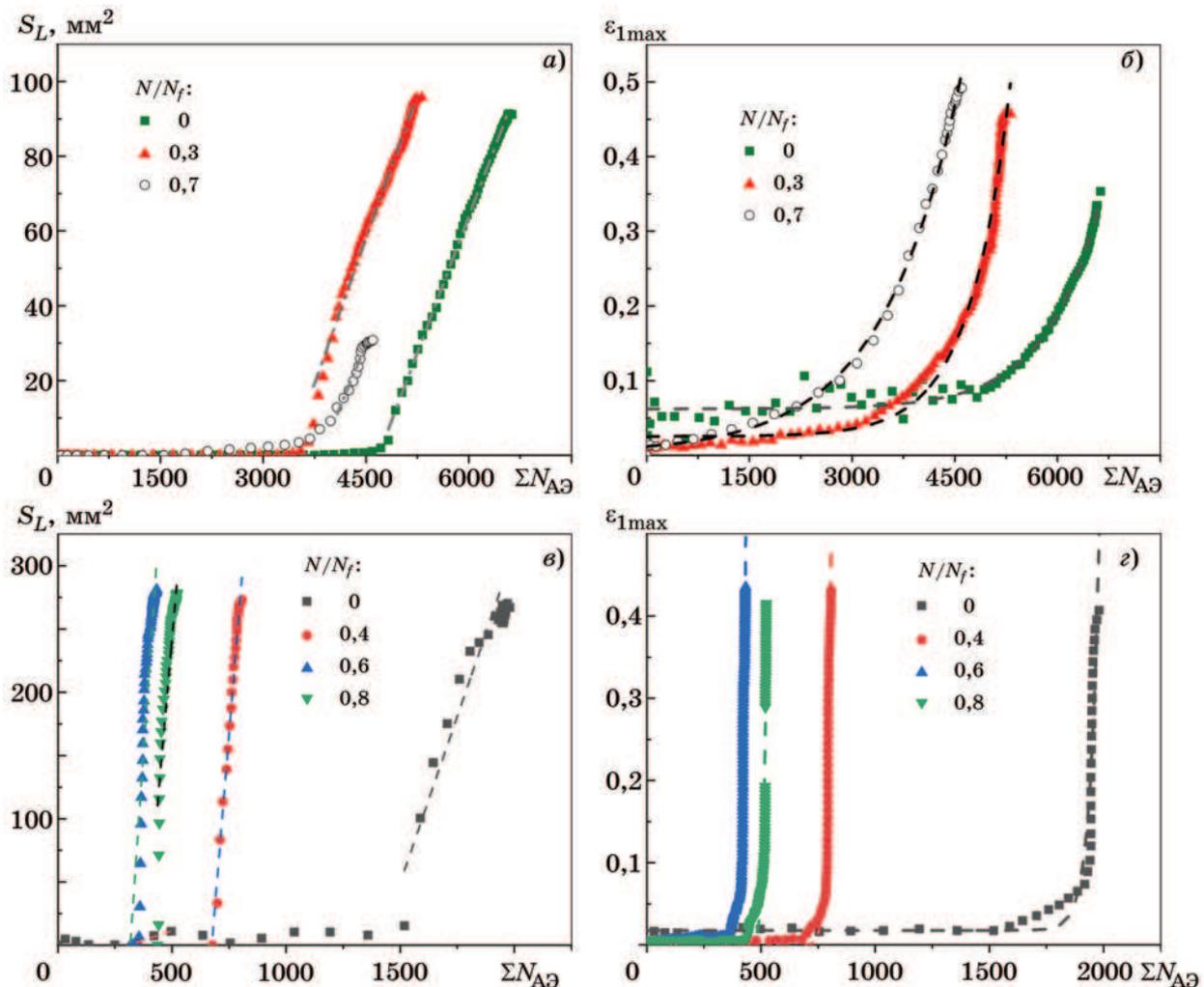
Фиг. 4. Зависимость максимального значения главной деформации  $\varepsilon_{1\max}$  от относительной деформации  $\varepsilon^*$  образцов сталей 316L (а) и F500W (б) в исходном состоянии и после предварительного циклирования до разных значений относительной долговечности. Точки  $\circ$  на а соответствуют пределу текучести; точки  $\square$  — пределу прочности

Циклическая деградация стали 316L после  $N/N_f = 0,7$  вызвала значительное увеличение скорости роста  $\varepsilon_{1\max}$  вследствие локализации разрушения в вершине усталостной трещины (см. фиг. 3, е; фиг. 4, а). При множественном разрушении ( $N/N_f = 0$  и  $0,3$ ), т.е. до его локализации, кривые  $\varepsilon_{1\max} - \varepsilon^*$  были подобны кривым, полученным при испытании стали F500W (фиг. 4, б), и соответствовали почти линейной зависимости, хотя при  $N/N_f = 0,3$  локальная деформация превышала ее значение, оцененное для стали 316L в исходном состоянии.

**Взаимосвязь параметров акустической эмиссии, локальной деформации и площадей пластических зон, оцененных методом корреляции цифровых изображений.** Сопоставление оцененных методом КЦИ характеристик пластических зон и максимальной главной деформации с параметрами АЭ по-

зволило установить их взаимосвязь, более полно характеризующую картину развития процесса разрушения. Так, на фиг. 5, а, б представлены зависимости площади зоны  $S_L$  и максимального значения главной деформации  $\varepsilon_{1\max}$  от суммарного числа сигналов акустической эмиссии  $\Sigma N_{AЭ}$  для стали 316L в исходном состоянии и после ее предварительного циклирования.

Из графиков видно, что формирование обеих пластических зон характеризуется определенным числом сигналов АЭ, которое уменьшается с увеличением числа циклов предварительного нагружения. Причем при появлении слабodeформированной зоны (фиг. 5, а) суммарное число сигналов отвечает перелому на зависимости  $\varepsilon_{1\max} - \Sigma N_{AЭ}$  (фиг. 5, б). Следует отметить, что при испытании образца стали 316L после предварительного циклирования до  $N/N_f = 0,7$  формирование



Фиг. 5. Зависимости площадей слабodeформированной пластической зоны  $S_L$  (а, в) и максимального значения главной деформации  $\varepsilon_{1\max}$  (б, г) от суммарного числа сигналов акустической эмиссии  $\Sigma N_{AЭ}$  для сталей 316L (а, б) и F500W (в, г) в исходном состоянии и после предварительного циклирования

слабдеформированной пластической зоны происходит при значениях  $\Sigma N_{AЭ}$ , близких к значениям этого параметра для образца, испытанного до  $N/N_f = 0,3$  (фиг. 5, а). Это можно объяснить увеличением числа сигналов АЭ за счет источников АЭ в виде развивающихся малых усталостных трещин.

Аппроксимация зависимостей на фиг. 5, а показала, что они близки к линейным с  $R^2 = 0,95—0,99$ , а кривые  $\varepsilon_{1max}—\Sigma N_{AЭ}$  (фиг. 5, б) удовлетворяют экспоненциальным соотношениям с  $R^2 = 0,98$  и показателями функции, приведенными в табл. 2:

$$\varepsilon_{1max} \sim b \exp(k \Sigma N_{AЭ} + t). \quad (1)$$

Из табл. 2 следует, что показатель  $k$ , характеризующий скорость роста максимального значения главной деформации, является наибольшим при значении  $N/N_f = 0,3$ , при котором также наблюдаются максимальные размеры зон пластической деформации. Локализация деформации при испытании образца после циклирования до  $N/N_f = 0,7$  приводит к резкому снижению показателя  $k$ .

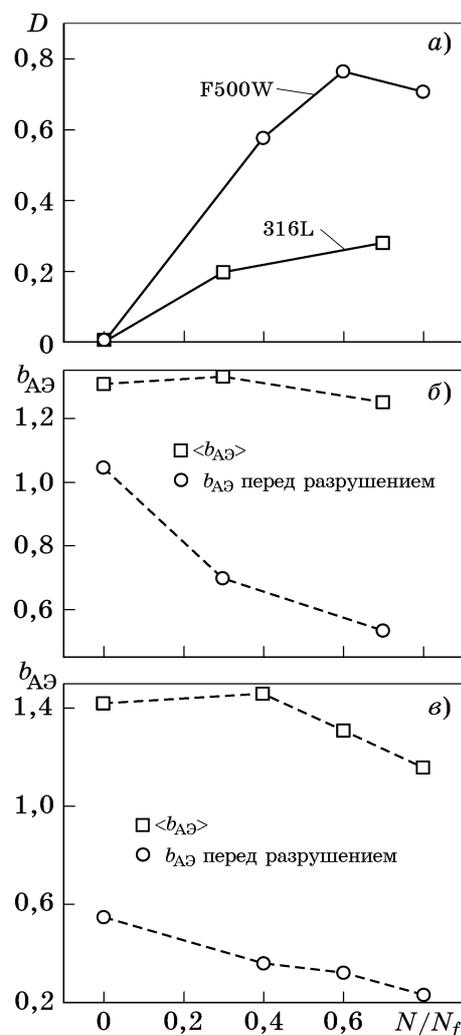
На фиг. 5, в, г представлены зависимости  $S_L$  и  $\varepsilon_{1max}$  от  $\Sigma N_{AЭ}$ , полученные для стали F500W и в значительной степени отличающиеся от таких же зависимостей для стали 316L на фиг. 5, а, б. В этом случае скорость увеличения всех измеренных параметров намного большая, чем при разрушении стали 316L, и влияние предварительного циклирования выражено сильнее, поскольку смещение кривых влево по оси  $\Sigma N_{AЭ}$  больше.

Аппроксимация кривых на фиг. 5, в показала, что они удовлетворяют экспоненциальному соотношению (1) с  $R^2 \approx 0,9$  и с показателем функции, приведенным в табл. 2, который возрастает с увеличением  $N/N_f$ , что согласуется с результатами для стали 316L, полученной по аддитивной технологии.

В учете вышеприведенного циклическую деградацию стали можно характеризовать относительной разностью суммарного числа акустических событий:

$$D = (\Sigma N_{AЭ0} - \Sigma N_{AЭi}) / \Sigma N_{AЭ0},$$

где  $\Sigma N_{AЭ0}$  и  $\Sigma N_{AЭi}$  — кумулятивное число акустических событий соответственно для исходного материала и для материала после предварительного циклирования. Результаты оценки  $D$ -параметра деградации для ис-



Фиг. 6. Зависимости  $D$ -параметра поврежденности по данным АЭ (а), средних значений параметра  $b_{AЭ}$  и его значений перед разрушением образцов сталей 316L (б) и F500W (в) от относительного числа циклов предварительного нагружения  $N/N_f$

следуемых сталей 316L и F500W представлены на фиг. 6, а. Видно, что значение  $D$  исследуемых сталей возрастает по мере увеличения относительной долговечности предварительного циклического нагружения. Подобные результаты получены и при анализе результатов исследования циклической деградации сталей 20 [22], 12X18H9T [23], 15X2ГМФ [24]. Наблюдаемое уменьшение суммарного числа сигналов АЭ после предварительного циклирования может быть связано с известным эффектом Кайзера. Следует отметить, что для стали 316L, полученной аддитивным способом, характерно наименее интенсивное увеличение  $D$ , хотя в абсолютных значениях разность  $\Sigma N_{AЭ0} - \Sigma N_{AЭi}$  больше, чем для стали F500W. Это связано,

вероятно, с наличием в структуре стали 316L технологических дефектов в виде пор и несплавлений [25], которые при предварительном циклировании являются очагами зарождения малых усталостных трещин и источниками дополнительных событий АЭ.

При анализе влияния числа циклов предварительного нагружения на акустические характеристики также выявлено различие в поведении при нагружении исследуемых сталей. Как следует из данных табл. 2, максимальная главная деформация при разрушении стали 316L растет с увеличением  $N/N_f$ , но остается почти постоянной при испытании стали F500W, ненамного снижаясь при  $N/N_f=0,8$ .

При оценке средних значений параметра  $b_{АЭ}$ , характеризующего долю высокоамплитудных акустических сигналов, выявлено небольшое их снижение с увеличением относительной долговечности предварительного нагружения (фиг. 6, б, в). При этом более резкое снижение отмечено перед разрушением образцов из стали 316L, что вызвано появлением большего числа источников сигналов АЭ вследствие образования малых усталостных трещин, а также локализации деформации при формировании макротрещины [18]. На стадии накопления множественных микротрещин параметр  $b_{АЭ}$  оставался практически постоянным при увеличении  $N/N_f$  (см. фиг. 6, б). При испытании стали F500W параметр  $b_{АЭ}$  перед разрушением образца также снижается, но с намного меньшей скоростью (см. фиг. 6, в).

**Выводы.** 1. Совместный анализ картин полей деформации методом корреляции цифровых изображений (КЦИ), деформационных характеристик и параметров акустической эмиссии (АЭ) информативен и важен, поскольку эти методы дополняют один другой и позволяют выявить важные особенности и стадийность процесса разрушения.

1. Установлена взаимосвязь параметров КЦИ и АЭ: показано, что зависимость площади слабдеформированной зоны от суммарного числа событий отвечает линейной зависимости, а зависимость главной деформации от суммарного числа акустических событий описывается экспоненциальной зависимостью, показатель которой увеличивается с ростом относительной долговечности  $N/N_f$  для случая предварительного циклического нагружения образцов стали 316L,

полученных по аддитивной технологии, и резко снижается для образца после циклирования до  $N/N_f=0,7$ , в котором разрушение происходит в более локализованной зоне. Для стали F500W наблюдается аналогичная картина – экспоненциальный показатель  $k$  растет с увеличением  $N/N_f$ .

2. Оценен параметр циклической деградации материала, определяемый как относительная разность суммарных чисел акустических сигналов в процессе разрушения исходного и циклически поврежденного материала. Показано, что для стали 316L, полученной аддитивным способом, характерен наименее интенсивный рост параметра  $D$ , что, вероятно, связано с наличием в структуре этой стали технологических дефектов в виде пор и несплавлений, которые при предварительном циклировании являются очагами зарождения малых усталостных трещин и источниками дополнительных событий АЭ.

3. Отмечены особенности локализации деформации в образцах стали 316L, вызванные формированием макротрещины при предварительном циклическом нагружении и связанные с резким уменьшением параметра  $b_{АЭ}$  перед разрушением образца, сокращением размера пластических зон, повышением максимальной локальной деформации в зонах и уменьшением показателя  $k$  в экспоненциальном соотношении, связывающем максимальную главную деформацию и накопленное число сигналов АЭ.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Клевцов, Г.В. Микро-и макрозона пластической деформации как критерии предельного состояния материала при разрушении / Г.В. Клевцов, Л.Р. Ботвина // Проблемы прочности. 1984. №4. С.24—28.
2. Ботвина, Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов / Л.Р. Ботвина. — М. : Наука, 1989. 230 с.
3. Ботвина, Л.Р. Основы фрактодиагностики / Л.Р. Ботвина. — М. : ТЕХНОСФЕРА, 2022. 394 с.
4. Клевцов Г.В. Пластические зоны и диагностика разрушения металлических материалов / Г.В. Клевцов. — М. : Изд. МИСиС, 1999. 111 с.
5. Клевцов, Г.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций / Г.В. Клевцов, Л.Р. Ботвина, Н.А. Клевцова, Л.В. Лимарь. — М. : Изд. НИТУ МИСиС, 2007. 264 с.
6. Ботвина, Л.Р. Остаточная прочность, микротвердость и акустические свойства циклически деформированной малоуглеродистой стали / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, Т.Б. Петерсен, В.П. Левин, А.П. Солдатенков, Д.В. Просвирнин // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2018. №6. С.44—53. DOI: 10.31857/S023571190002561-8.

7. Ларионова, А.В. О параметрах статистических распределений микротвердости и их взаимосвязи с характеристиками локальной деформации и коэффициентом затухания ультразвуковых волн / А.В. Ларионова, Л.Р. Ботвина // Деформация и разрушение материалов. 2023. №1. С.19—27. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-1-19-27.
8. Vasco-Olmo, J.M. Assessment of crack tip plastic zone size and shape and its influence on crack tip shielding / J.M. Vasco-Olmo, M.N. James, C.J. Christopher, E.A. Patterson, F.A. Diaz // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2016. V.39. №8. P.969—981. DOI: 10.1111/ffe.12436.
9. Zhang, W. Plastic zone size estimation under cyclic loadings using in situ optical microscopy fatigue testing / W. Zhang, Y. Liu // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2011. V.34, №9. P.717—727. DOI: 10.1111/j.1460-2695.2011.01567.x.
10. Gonzáles, G. Using DIC techniques to measure strain ranges inside the cyclic plastic zone ahead of a fatigue crack tip / G. Gonzáles, J. González, J. Castro, J. Freire // Frat. Integrita Strutt. 2019. V.13. №49. P.74—81. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.49.08.
11. Alam, S.Y. Detecting crack profile in concrete using digital image correlation and acoustic emission / S.Y. Alam, A. Loukili // EPJ Web Conf. 2010. V.6. Art.23003. DOI: 10.1051/epjconf/20100623003.
12. Ohno, K. Fracture process zone in notched concrete beam under three-point bending by acoustic emission / K. Ohno, K. Uji, A. Ueno, M. Ohtsu // Constr. Build. Mater. 2014. V.67. P.139—145. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2014.05.012.
13. Ботвина, Л.Р. Исследование кинетики разрушения сплава Д16ч методами акустической эмиссии, корреляции цифровых изображений и изучения реальной поврежденности / Л.Р. Ботвина, А.И. Болотников, И.О. Синева, М.Р. Тютин, Е.Н. Белецкий // Металлы. 2022. №4. С. 15—23. — (L.R. Botvina, A.I. Bolotnikov, I.O. Sineva, M.R. Tyutin, E.N. Beletskii, «Investigation of D16ch alloy fracture kinetics by acoustic emission, digital image correlation, and real damage analysis». Russian Metallurgy (Metally). 2022. №7. P.719—726.)
14. Панин, С.В. Исследование деформации и разрушения по данным акустической эмиссии, корреляции цифровых изображений и тензометрии / С.В. Панин, А.В. Бяков, П.С. Любутин, О.В. Башков, В.В. Гренке, И.В. Шакиров, С.А. Хижняк // Зав. Лаб. Диагностика Матер. 2011. Т.77. №9. С.50—59.
15. Shrestha, S. In-situ fatigue life analysis by modal acoustic emission, direct current potential drop and digital image correlation for steel / S. Shrestha, M. Kannan, G.N. Morscher, M.J. Presby, S. Mostafa Razavi // Int. J. Fatigue. 2021. V.142. P.105924. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105924.
16. Дампилов, Б.В. Стадийность деформации наплавленного контактного материала CuCr30, обработанного сферодвижным штампом, по данным корреляции цифровых изображений и акустической эмиссии / Б.В. Дампилов, С.В. Панин, А.В. Бяков, В.Г. Дураков, П.С. Любутин // Изв. вузов. Физика. 2013. Т.56. №7/2. С.221—226.
17. Панин, С.В. Комбинированный метод исследования деформации и разрушения образцов из углерод-углеродного композиционного материала по данным акустической эмиссии, корреляции цифровых изображений и тензометрии / С.В. Панин, М.В. Бурков, А.В. Бяков, П.С. Любутин // Вест. науки Сибири. 2012. №4(5). С.129—138.
18. Ботвина, Л.Р. Малые усталостные трещины в аддитивной стали 316L: влияние на механические свойства, параметры акустической эмиссии и кинетику разрушения / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, А.И. Болотников, И.О. Синева, Е.Н. Белецкий, И.А. Иванов, А.В. Юдин // Деф. разруш. матер. 2024. №2. С.25—34.
19. Ботвина, Л.Р. Оценка и анализ b-параметра акустической эмиссии / Л.Р. Ботвина, Т.Б. Петерсен, М.Р. Тютин // Зав. Лаб. Диагностика Матер. 2011. Т.77. №3. С.43—50.
20. Blaber, J. Ncorr: open-source 2D digital image correlation matlab software / J. Blaber, B. Adair, A. Antoniou // Exp. Mech. 2015. V.55. №6. P.1105—1122.
21. Čapek, J. Highly porous, low elastic modulus 316L stainless steel scaffold prepared by selective laser melting / J. Čapek, M. Machová, M. Fousova, J. Kubásek, D. Vojtěch, J. Fojt, E. Jablonská, J. Lipov, T. Ruml // Mater. Sci. Eng. C. 2016. V.69. P.631—639. DOI: 10.1016/j.msec.2016.07.027.
22. Ботвина, Л.Р. Стадийность процесса разрушения и остаточная прочность трубной стали после длительной эксплуатации / Л.Р. Ботвина, В.М. Кушнаренок, М.Р. Тютин, В.П. Левин, А.Е. Морозов, А.И. Болотников // Физическая мезомеханика. 2021. Т.24. №1. С.50—61. DOI: 10.24412/1683-805X-2021-1-50-61.
23. Ботвина, Л.Р. Остаточная прочность циклически деформированной коррозионностойкой стали / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, Т.Б. Петерсен, Д.В. Просвирнин, А.М. Морозов, Е.И. Колоколов // Деф. разруш. матер. 2019. №11. С.37—48.
24. Ботвина, Л.Р. Механические и физические свойства, механизмы разрушения и остаточная прочность стали 15Х2ГМФ, используемой для изготовления нефтяных насосных штанг / Л.Р. Ботвина, М.Р. Тютин, В.П. Левин, А.В. Иоффе, Ю.С. Перминова, Д.В. Просвирнин // Деф. разруш. матер. 2020. №9. С.22—34. DOI: 10.31044/1814-4632-2020-9-22-34.
25. Zhang, B. Defect formation mechanisms in selective laser melting: a review / B. Zhang, Li Y., Bai Q // Chinese J. Mech. Eng. (English Ed. Chinese Mech. Eng. Soc.). 2017. V.30. №3. P.515—527. DOI: 10.1007/S10033-017-0121-5/FIGURES/17.