

# НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.421

## Условия перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению металлов и сплавов. Сообщение 3. Определение условий перехода на основе анализа кинетики развития трещин

**В. Т. Трощенко, Л. А. Хамаза**

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

*Для широкого круга металлов и сплавов рассмотрены особенности зарождения и роста коротких трещин при напряжениях выше предела выносливости. Проанализирована кинетика роста коротких усталостных трещин, оцениваемая по зависимостям длины трещины либо скорости ее роста от числа циклов нагружения. Показано, что переход от стадии развития коротких трещин (рассеянное усталостное повреждение) к стадии развития магистральной трещины (локализованное усталостное повреждение) характеризуется более интенсивным увеличением скорости роста трещины. Обоснована методика определения размеров магистральных трещин, соответствующих переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению. Установлено, что размеры усталостных трещин, соответствующие указанному переходу при напряжениях выше предела выносливости, уменьшаются с увеличением напряжений и остаются меньшими, чем размеры трещин при напряжениях, равных пределу выносливости.*

**Ключевые слова:** усталость, магистральная трещина, рассеянное и локализованное повреждение.

**Введение.** В процессе циклического нагружения при напряжениях выше предела выносливости в металлах и сплавах возникает большое количество микроскопических усталостных трещин. При дальнейшем нагружении одни трещины останавливаются, другие растут с небольшой скоростью и лишь одна (или несколько), достигнув определенных размеров, начинает развиваться с большой скоростью, что приводит к полному разрушению конструктивного элемента. Эта трещина получила название магистральной усталостной трещины. Процесс ее развития может быть разделен на две стадии.

На первой стадии такая трещина не отличается от многих других трещин ни размером, ни скоростью развития. Эту стадию назовем стадией рассеянного усталостного повреждения.

На второй стадии данная трещина по тем или иным причинам, которые не рассматриваются, начинает развиваться с высокой скоростью, и дальнейший процесс усталостного разрушения конструктивного элемента определяется ее развитием. Именно на этой стадии усталостная трещина проявляет те свойства, которые дают основание назвать ее магистральной. Стадию развития усталостной трещины назовем стадией локализованного усталостного повреждения.

Представляет интерес проанализировать условия перехода магистральной трещины от рассеянного к локализованному усталостному повреждению. Под условиями перехода понимаются в первую очередь размеры усталостной трещины и число циклов нагружения до этого перехода.

Поскольку переход от одной стадии развития усталостной трещины к другой сопровождается резким увеличением скорости ее развития, представляет интерес оценить возможность определения условий перехода на основе анализа кинетики ее роста в области числа циклов, соответствующих такому переходу.

В литературных источниках имеется большое количество экспериментальных данных по кинетике роста усталостных трещин, однако во многих работах анализируется развитие трещин, начиная с размеров, которые выше размера трещин, соответствующих переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению.

В настоящей работе анализируются известные [1–22] результаты исследования кинетики роста усталостных трещин, начиная с очень малых размеров, предложен и обоснован метод определения условий перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению на основе анализа изменения скорости развития усталостной трещины в процессе циклического нагружения.

**Метод определения условий перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению.** На рис. 1 приведены зависимости глубины трещины  $a$  и скорости ее развития  $da/dN$  от числа циклов нагружения  $N$  для аустенитной нержавеющей стали 316L при испытании с постоянной амплитудой пластической деформации  $\varepsilon_{ap}$  [7, 17, 18]. Как видно, на зависимостях четко прослеживаются два участка. На первом участке размеры трещины и скорость ее развития небольшие и изменяются незначительно в зависимости от числа циклов нагружения, на втором – они резко возрастают. Поэтому размер трещины  $a_3$  и число циклов нагружения  $N_3$  могут быть приняты как характеристики, соответствующие переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению. Из рис. 1,  $a$  хорошо видно, что характер развития усталостной трещины на стадиях рассеянного и локализованного усталостного повреждения различается, что встречается не всегда.

Анализ экспериментальных данных по кинетике роста усталостных трещин с момента их зарождения до окончательного разрушения показывает, что описать зависимость длины трещины от числа циклов нагружения единой экспоненциальной, трансцендентной или степенной зависимостью, как это предлагается в [9, 14, 18, 20], невозможно.

Как правило, на ранней стадии развития трещина описывается с помощью экспоненциального закона (рис. 2). По достижении трещиной значения  $a = a_3$  зависимость глубины трещины от числа циклов нагружения отклоняется от первоначально экспоненциального закона.

Эту особенность, связанную со сменой функциональной зависимости роста трещины  $a = f(N)$ , предлагается использовать для определения размера трещины  $a_3$  и соответствующего ей числа циклов нагружения  $N_3$ , что осуществляется следующим образом.

Зависимость глубины трещины  $a$  на ранней стадии ее развития от числа циклов нагружения  $N$  описывается уравнением

$$a = a_0 \exp(kN_i), \quad (1)$$

где коэффициент  $k$  – относительное приращение длины трещины за один цикл; параметр  $a_0$  – экстраполированное значение длины трещины на число циклов  $N_i = 0$ .

Размер трещины при переходе от одной стадии разрушения к другой будет

$$a_3 = a_0 \exp(kN_3), \quad (2)$$

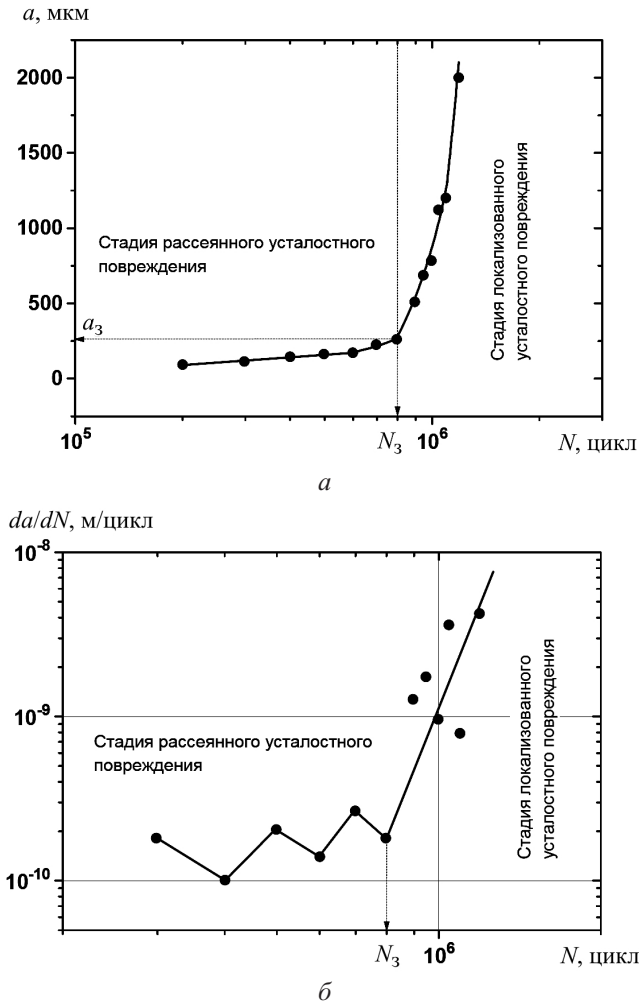


Рис. 1. Зависимость глубины ( $a$ ) и скорости развития ( $\dot{a}$ ) трещин от числа циклов нагружения для аустенитной нержавеющей стали 316L ( $\varepsilon_{ap} = 3 \cdot 10^{-5}$ ; число циклов до разрушения  $N_p = = 1,19 \cdot 10^6$ ;  $N_3 = 8 \cdot 10^5$  цикл;  $a_3 = 257$  мкм).

откуда имеем

$$k = \frac{\ln(a_3/a_0)}{N_3}. \quad (3)$$

Подставив (3) в уравнение (1), получим

$$a = a_0 \exp \left[ \ln(a_3/a_0) \frac{N_i}{N_3} \right]. \quad (4)$$

Путем последовательной подстановки в зависимость (4) текущих экспериментальных значений размера трещины  $a_i$ , соответствующих ей долговечностей  $N_i$  и подбора параметра  $a_0$  добиваемся наилучшего описания этой зависимостью экспериментальных данных на стадии рассеянного усталостного повреждения (рис. 2).

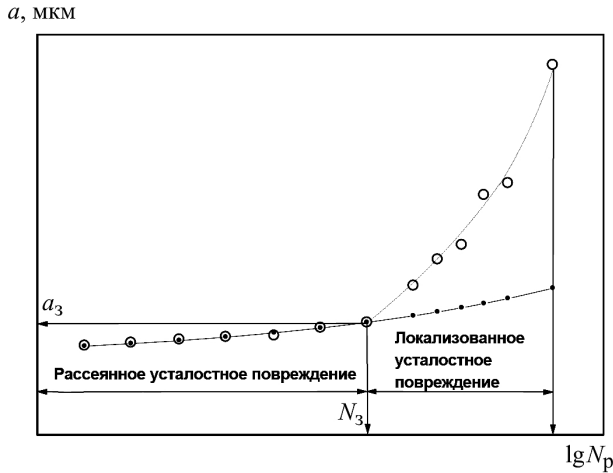


Рис. 2. Схема развития трещин: O – данные эксперимента; ● –  $a = a_0 \exp[\ln(a_3/a_0)N/N_3]$ .

Значения  $a_i$  и  $N_i$ , удовлетворяющие такому условию и по достижении которых наблюдается отклонение экспериментальных данных от экспоненциальной зависимости, и будут критическими значениями размера трещины  $a_3$  и долговечности  $N_3$ , соответствующими переходу от стадии рассеянного к стадии локализованного усталостного повреждения.

Если предположить, что зависимость длины трещины  $a$  от числа циклов нагружения  $N_i$  подчиняется экспоненциальному закону во всем диапазоне долговечностей вплоть до разрушения, уравнение (4) запишем в следующем виде:

$$a = a_i \exp \left[ \ln(a_p/a_i) \frac{N_i}{N_p} \right], \tag{5}$$

где  $a_i$  – размер трещины, соответствующий размеру структурного элемента материала (ферритное зерно, пластины бейнита, мартенсита, включения и т.п.);  $a_p$  – размер трещины при разрушении.

Использование уравнений Мэнсона–Коффина при растяжении–сжатии и кручении

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f (N_p)^c;$$

$$\gamma_{ap} = \gamma'_f (N_p)^{c'},$$

где  $\varepsilon_{ap}$ ,  $\gamma_{ap}$  – амплитуда пластической деформации при растяжении–сжатии и кручении соответственно;  $\varepsilon'_f$ ,  $\gamma'_f$  – коэффициенты циклической пластичности при растяжении–сжатии и кручении;  $c$ ,  $c'$  – экспоненты циклической пластичности при растяжении–сжатии и кручении;  $N_p$  – число циклов до разрушения, приводит к следующим зависимостям, связывающим размер трещины с числом циклов нагружения и амплитудой пластической деформации:

$$a = a_i \exp \left[ \ln(a_p/a_i) \left( \frac{\varepsilon_{ap}}{\varepsilon'_f} \right)^{-1/c} N_i \right]; \tag{6}$$

$$a = a_i \exp \left[ \ln(a_p/a_i) \left( \frac{\gamma_{ap}}{\gamma'_{f'}} \right)^{-1/c'} N_i \right]. \quad (7)$$

При использовании уравнений Басквина при растяжении–сжатии и кручении

$$\sigma_a = \sigma'_{f'} (N_p)^b;$$

$$\tau_a = \tau'_{f'} (N_p)^{b'},$$

где  $\sigma_a$ ,  $\tau_a$  – амплитуда напряжения при растяжении–сжатии и кручении соответственно;  $\sigma'_{f'}$ ,  $\tau'_{f'}$  – коэффициенты циклической прочности при растяжении–сжатии и кручении;  $b$ ,  $b'$  – экспоненты циклической прочности при растяжении–сжатии и кручении, получим следующие зависимости, связывающие размер трещины с числом циклов нагружения и амплитудой напряжения:

$$a = a_i \exp \left[ \ln(a_p/a_i) \left( \frac{\sigma_a}{\sigma'_{f'}} \right)^{-1/b} N_i \right]; \quad (8)$$

$$a = a_i \exp \left[ \ln(a_p/a_i) \left( \frac{\tau_a}{\tau'_{f'}} \right)^{-1/b'} N_i \right]. \quad (9)$$

Отметим, что с помощью уравнений (6)–(9) можно при наличии кривых усталости, соответствующих окончательному разрушению образца, построить кривые усталости образцов и конструктивных элементов, отвечающих определенным фиксированным размером трещины.

Переход к стадии локализованного усталостного повреждения может быть определен также при представлении экспериментальных данных по кинетике роста трещин в виде зависимости скорости роста трещины  $da/dN$  от числа циклов нагружения  $N$  (рис. 1,б). Характерной особенностью такой зависимости является наличие четкого перелома в точке, соответствующей размеру трещины  $a_3$  и долговечности  $N_3$ , после которой процесс развития трещины заметно ускоряется.

Следует отметить, что с целью повышения достоверности определения размера магистральных трещин изложенные методы должны дополнять друг друга.

**Размеры магистральной трещины и число циклов нагружения, соответствующие переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению.** В работе [11] исследовалась кинетика роста поверхностных трещин усталости в среднеуглеродистой стали при круговом изгибе гладких образцов. Регистрация и измерение поверхностных трещин осуществлялись с использованием пластических реплик через равномерные промежутки вплоть до разрушения образца. Минимальный фиксируемый размер трещины составлял примерно 10 мкм. Экспериментальные данные [11] представлены в виде зависимости скорости роста поверхностных трещин от их длины (рис. 3). Испытания проводились при четырех уровнях напряжений (МПа): 382 ( $N_p = 2,36 \cdot 10^4$  цикл); 353 ( $N_p = 6,64 \cdot 10^4$  цикл); 323 ( $N_p = 2,18 \cdot 10^5$  цикл); 304 ( $N_p = 5,1 \cdot 10^5$  цикл).

На рис. 3 можно видеть момент перехода к интенсивному росту трещин при всех уровнях напряжений. Однако более рельефно такой переход отмечается при

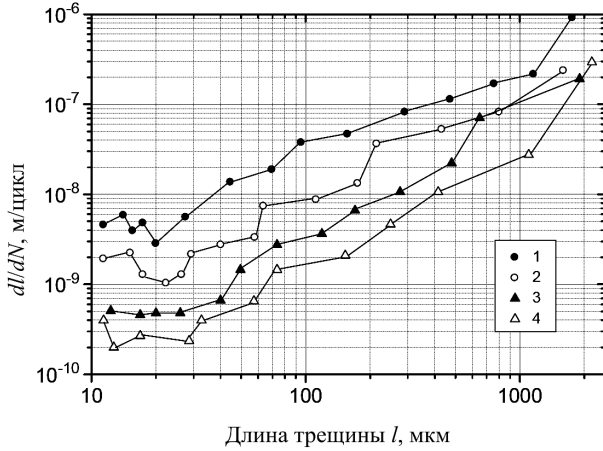


Рис. 3. Зависимость скорости роста трещин от их длины и уровня напряжений для среднеуглеродистой стали (0,43% C): 1 –  $\sigma_a = 382$  МПа; 2 –  $\sigma_a = 353$  МПа; 3 –  $\sigma_a = 323$  МПа; 4 –  $\sigma_a = 304$  МПа.

представлении экспериментальных данных в координатах скорость развития трещин – число циклов нагружения (рис. 4).

На рис. 4 показаны точки перегиба кривых  $dl/dN - N$  и долговечности  $N_3$ , соответствующие переходу от стадии рассеянного к стадии локализованного усталостного повреждения.

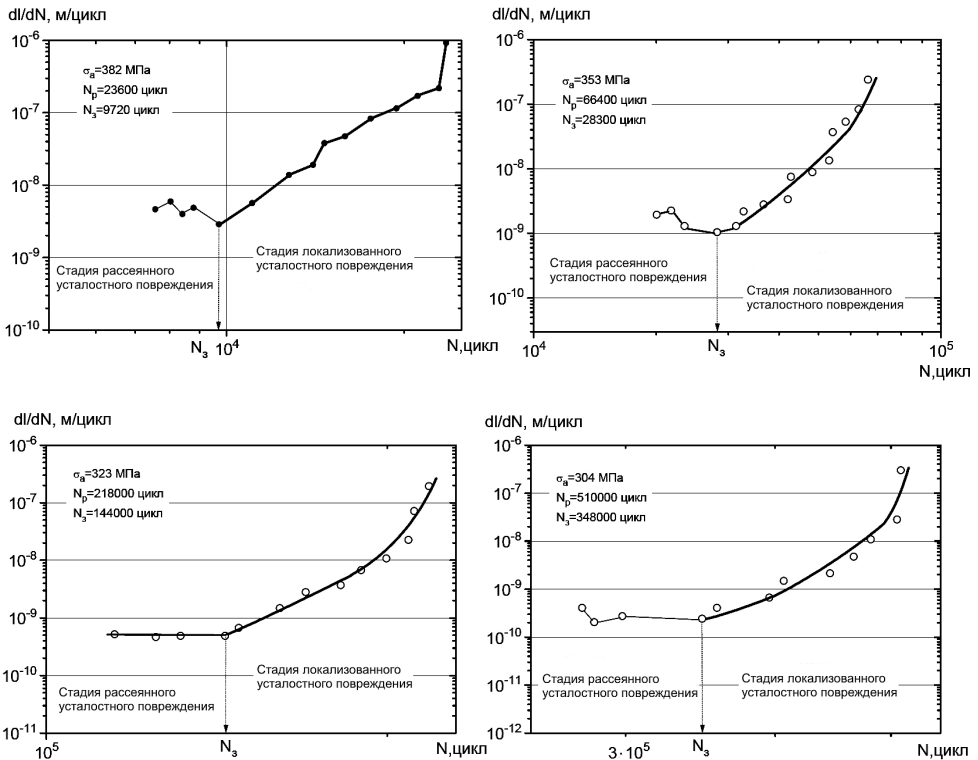


Рис. 4. Зависимость скорости роста трещин от числа циклов нагружения при различных уровнях напряжений для среднеуглеродистой стали (0,43% C).

Длина магистральной трещины  $l_3$ , соответствующая этому переходу, может быть найдена с использованием зависимости экспериментальных значений длины трещины от числа циклов нагружения в соответствии с изложенной в предыдущем разделе методикой. Результаты такого определения для среднеуглеродистой стали (0,43% C) представлены на рис. 5.

Зависимость длины магистральной трещины  $l_3$  от уровня напряжений для среднеуглеродистой стали (0,43% C) иллюстрирует рис. 6.

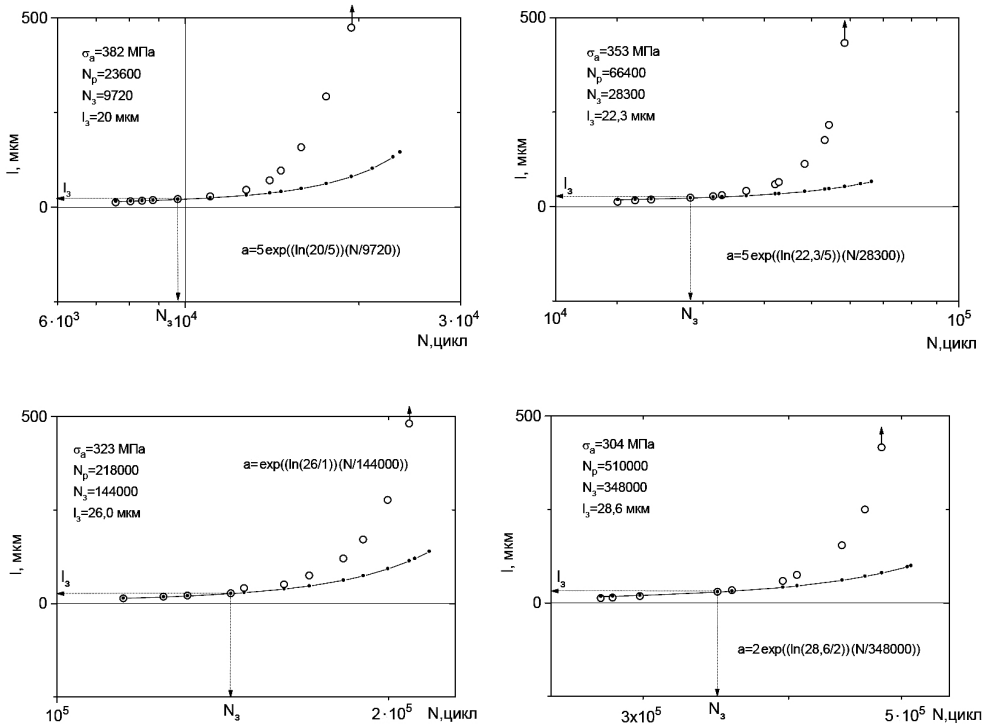


Рис. 5. Экспериментальные (точки) и экспоненциальные (кривые) зависимости длины трещины от числа циклов нагружения.

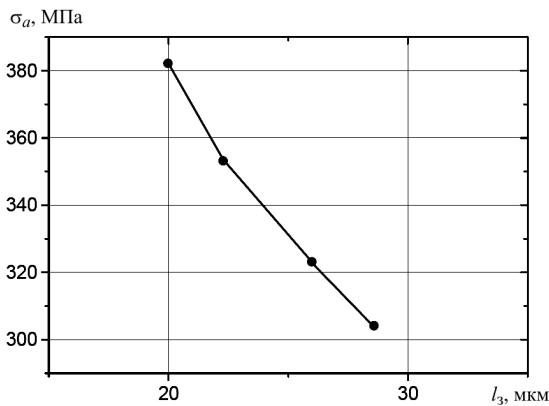


Рис. 6. Зависимость длины магистральной трещины, соответствующей переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, от уровня напряжений для среднеуглеродистой стали (0,43% C).

Представленные на рис. 6 данные свидетельствуют о том, что размер магистральной трещины, соответствующий переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, не является величиной постоянной, а зависит от уровня напряжений. Чем он выше, тем меньше размер трещины. При напряжениях, соответствующих пределу выносливости, размер трещины максимальный.

Продолжительность стадии зарождения магистральной трещины, как показано выше, оценивается долговечностью  $N_3$ , соответствующей началу интенсивного роста трещины.

Представляет интерес сравнить число циклов до зарождения магистральной трещины размером  $a_3$  с числом циклов до зарождения трещины, равной размеру структурного элемента.

Скорость развития трещины в параметрах линейной механики разрушения может быть записана в виде

$$\frac{da}{dN} = C(K_a)^m = C(Y\sigma_a \sqrt{\pi a})^m, \quad (10)$$

где  $K_a$  – коэффициент интенсивности напряжений;  $\sigma_a$  – амплитуда напряжений;  $C$ ,  $m$  – параметры кинетической диаграммы усталостного разрушения в координатах  $da/dN - K_a$ ;  $Y$  – геометрический фактор, для полукруговой трещины  $Y = 0,65$ , для сквозной – 1,12.

Продолжительность стадии зарождения трещины размером, равным размеру структурного элемента  $d$  или размеру включения  $d_{\text{вкл}}$ , определяется как

$$N_i = N_p - N_{\text{p.c}},$$

где  $N_{\text{p.c}}$  – число циклов распространения трещины от размеров структурного элемента до разрушения.

Продолжительность стадии развития трещины  $N_{\text{p.c}}$  может быть вычислена путем интегрирования уравнения (10):

$$N_{\text{p.c}} = \int_{a_i}^{a_p} \frac{1}{C(Y\sigma_a \sqrt{\pi a})^m} da. \quad (11)$$

При дальнейших расчетах согласно формуле (11) размеры структурного элемента  $a_i$  и трещины, соответствующей полному разрушению  $a_p$ , использовали из литературных источников.

На рис. 7,а приведены кривые усталости среднеуглеродистой стали (0,43% С), построенные по окончательному разрушению образцов  $N_p$ , по развитию структурных трещин  $N_i$  и по зарождению магистральной трещины  $N_3$ , на рис. 7,б – зависимости относительной продолжительности стадий развития структурных трещин ( $N_i/N_p$ ) и зарождения магистральной трещины ( $N_3/N_p$ ). Видно, что продолжительность указанных стадий не является величиной постоянной, а увеличивается с ростом долговечности (уменьшением действующих напряжений). Относительная продолжительность этих стадий возрастает до  $0,52N_p$  и  $0,78N_p$  соответственно.

Описанная выше на примере этой стали процедура по определению размеров магистральной трещины, соответствующих переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, и продолжительности стадии зарождения трещины была использована при исследовании кинетики роста трещин в следующих материалах: алюминийевый сплав EN-AW 6082/T6 двух модификаций [9]; аустенитно-ферритная сталь SAF 2205 [14]; стали X10CrAl24 [16], 42CrMo4 [20], SCr440 [22],



SCM435 [22]; аустенитная нержавеющая сталь 316L [18] и отожженная в вакууме бескислородная медь чистотой 99,95% [6]. Представленные в таблице в обобщенном виде результаты таких исследований показывают, что размеры магистральных трещин  $a_3$  в зависимости от класса материала и уровня нагрузки изменяются в широких пределах: 0,007...0,02 мм для углеродистых и легированных сталей, а также алюминиевого сплава при уровнях нагрузки, соответствующих небольшому числу циклов до разрушения, и до 0,74 мм для аустенитно-ферритной стали при уровнях нагрузки, соответствующих большому числу циклов до разрушения.

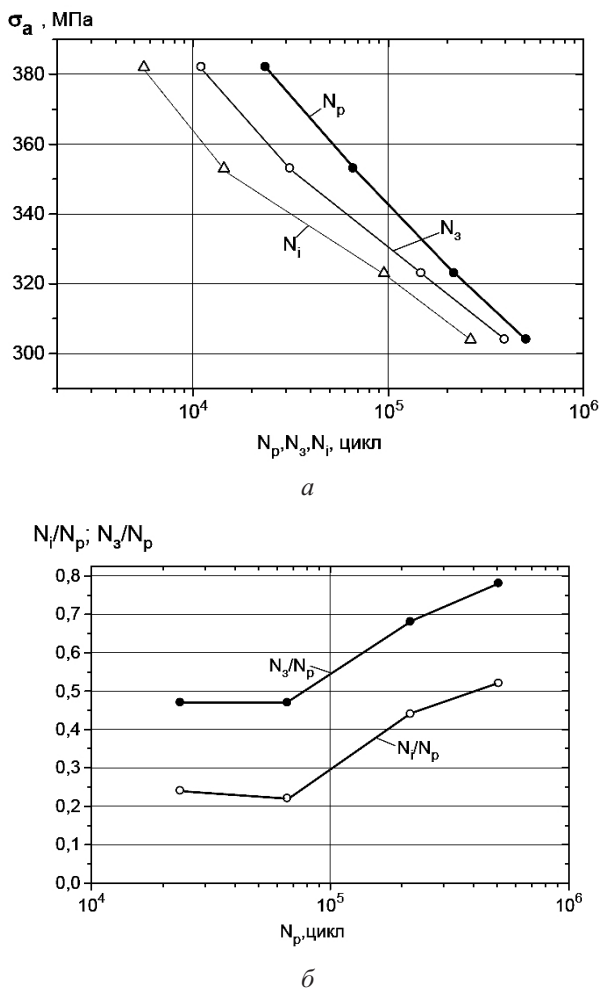


Рис. 7. Абсолютная (а) и относительная (б) долговечность до зарождения структурной и магистральной трещины для среднеуглеродистой стали (0,43% С).

Для углеродистых и легированных сталей в области чисел циклов до разрушения  $10^5 \dots 10^7$  размер магистральной трещины  $a_3$  составляет 0,01–0,02 мм, для высокопластичных аустенитных сталей – 0,2–0,74 мм, для алюминиевого сплава – 0,155 мм.

На рис. 8 приведена экспериментальная зависимость размеров магистральной трещины  $a_3$  от числа циклов до разрушения  $N_p$  для всех исследованных материалов.

Размеры магистральных трещин, соответствующие переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, и относительные продолжительности стадий зарождения трещин для различных материалов

Материал	Образец, вид режима нагружения	$\sigma_a$ , МПа ( $\varepsilon_{a,p}$ , мм/мм)	$N_p$ , цикл	$N_i$ , цикл	$N_{3p}$ , цикл	$a_3$ , мкм	$N_i/N_p$	$N_3/N_p$
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Среднеуглеродистая сталь (0,43% С), ( $\sigma_B = 625$ МПа, $\sigma_T = 375$ МПа, $d = 16,5$ мкм)	Гладкий, круговой изгиб, $\sigma_a = \text{const}$	382	$2,36 \cdot 10^4$	$5,6 \cdot 10^3$	$9,72 \cdot 10^3$	7,5	0,24	0,41
		353	$6,64 \cdot 10^4$	$1,44 \cdot 10^4$	$3,15 \cdot 10^4$	8,4	0,22	0,47
		323	$2,18 \cdot 10^5$	$9,5 \cdot 10^4$	$1,48 \cdot 10^5$	9,8	0,44	0,68
		304	$5,1 \cdot 10^5$	$2,64 \cdot 10^5$	$3,96 \cdot 10^5$	10,7	0,52	0,78
Алюминиевый сплав EN-AW 6082/T6 ( $\sigma_B = 354$ МПа, $\sigma_T = 308$ МПа, $d_{\text{вкл}} = 20$ мкм)	Гладкий, растяжение–сжатие (вдоль проката), $\sigma_a = \text{const}$	300	$3,81 \cdot 10^3$	$2,0 \cdot 10^3$	$2,0 \cdot 10^3$	20,0	0,52	0,52
		250	$4,08 \cdot 10^4$	$2,2 \cdot 10^4$	$3,3 \cdot 10^4$	56,0	0,54	0,81
		200	$1,38 \cdot 10^5$	$9,4 \cdot 10^4$	$1,15 \cdot 10^5$	155,0	0,68	0,83
		300	$1,3 \cdot 10^3$	$0,4 \cdot 10^3$	$0,4 \cdot 10^3$	28,7	0,31	0,32
Алюминиевый сплав EN-AW 6082/T6 ( $\sigma_B = 330$ МПа, $\sigma_T = 289$ МПа, $d_{\text{вкл}} = 20$ мкм)	Гладкий, растяжение–сжатие (поперек проката), $\sigma_a = \text{const}$	250	$1,67 \cdot 10^4$	$8,7 \cdot 10^3$	$9,04 \cdot 10^3$	44,0	0,52	0,54
		200	$8,0 \cdot 10^4$	$5,95 \cdot 10^4$	$6,5 \cdot 10^4$	66,0	0,74	0,81
		$(5 \cdot 10^{-3})$	$1,66 \cdot 10^3$	–	$6,28 \cdot 10^2$	108	–	0,38
		$(2 \cdot 10^{-3})$	$4,2 \cdot 10^3$	–	$2,29 \cdot 10^3$	75,6	–	0,55
Аустенитно-ферритная сталь SAF 2205 ( $d = 20$ мкм)	Гладкий, растяжение–сжатие, $\varepsilon_{a,p} = \text{const}$	$(1 \cdot 10^{-3})$	$1,02 \cdot 10^4$	–	$6,17 \cdot 10^3$	193	–	0,60
		$(2 \cdot 10^{-4})$	$1,28 \cdot 10^5$	–	$1,06 \cdot 10^5$	430	–	0,83
		$(1 \cdot 10^{-4})$	$1,65 \cdot 10^5$	–	$1,41 \cdot 10^5$	222	–	0,85
		$(5 \cdot 10^{-5})$	$2,73 \cdot 10^5$	–	$2,34 \cdot 10^5$	744	–	0,86

Продолжение таблицы

1	2	3	4	5	6	7	8	9
Сталь X10CrAl124	Гладкий, растяжение-сжатие, $\varepsilon_{\sigma p} = \text{const}$	$(1 \cdot 10^{-3})$	$1,14 \cdot 10^4$	–	$5,38 \cdot 10^3$	–	–	0,47
		$(5 \cdot 10^{-4})$	$2,42 \cdot 10^4$	–	$1,35 \cdot 10^4$	53	–	0,56
		$(2 \cdot 10^{-4})$	$8,74 \cdot 10^4$	–	$4,37 \cdot 10^4$	50	–	0,50
		$(1 \cdot 10^{-4})$	$1,68 \cdot 10^5$	–	$9,01 \cdot 10^4$	57	–	0,54
		$(5 \cdot 10^{-5})$	$2,72 \cdot 10^5$	–	$1,6 \cdot 10^5$	70	–	0,59
Кованая литейная сталь 42CrMo4	Гладкий, растяжение-сжатие, $\varepsilon_{\sigma p} = \text{const}$	$(7 \cdot 10^{-4})$	$2,01 \cdot 10^4$	–	$3,07 \cdot 10^3$	17,1	–	0,15
		$(5 \cdot 10^{-4})$	$3,6 \cdot 10^4$	–	$1,5 \cdot 10^4$	118	–	0,42
		$(2 \cdot 10^{-4})$	$6,5 \cdot 10^4$	–	$4,01 \cdot 10^4$	135	–	0,62
		$(1 \cdot 10^{-4})$	$9,97 \cdot 10^4$	–	$7,5 \cdot 10^4$	180	–	0,75
		$(7 \cdot 10^{-5})$	$2,81 \cdot 10^5$	–	$2,09 \cdot 10^5$	284	–	0,74
Аустенитная нержавеющая сталь 316L ( $\sigma_B = 562$ МПа, $\sigma_T = 262$ МПа, $d_{\text{вкл}} = 100$ мкм)	Гладкий, растяжение-сжатие, $\varepsilon_{\sigma p} = \text{const}$	$(1 \cdot 10^{-3})$	–	–	–	90	–	–
		$(5 \cdot 10^{-4})$	–	–	–	119	–	–
		$(2 \cdot 10^{-4})$	–	–	–	169	–	–
		$(1 \cdot 10^{-4})$	$7,2 \cdot 10^5$	–	$3,411 \cdot 10^5$	198	–	0,47
		$(5 \cdot 10^{-5})$	–	–	–	239	–	–
		$(3 \cdot 10^{-5})$	$1,193 \cdot 10^6$	–	$7,992 \cdot 10^5$	257	–	0,67
		$(3 \cdot 10^{-5})$	–	–	–	264	–	–

1	2	3	4	5	6	7	8	9
Отожженная чистая медь	Гладкий, растяжение-сжатие, $\varepsilon_{a p} = \text{const}$	–	$8,85 \cdot 10^3$	–	$3,56 \cdot 10^3$	56,5	–	0,40
		–	$1,16 \cdot 10^5$	–	$6,1 \cdot 10^4$	162	–	0,53
Среднеуглеродистая сталь S45C ( $\sigma_B = 833$ МПа, $\sigma_T = 750$ МПа, $\sigma_{-1} = 450$ МПа)	Гладкий, круговой изгиб, $\sigma_a = \text{const}$	700	$7,44 \cdot 10^3$	–	$2,076 \cdot 10^3$	8,8	–	0,28
		600	$3,38 \cdot 10^4$	–	$1,227 \cdot 10^4$	10,2	–	0,36
		500	$1,75 \cdot 10^5$	–	$6,685 \cdot 10^5$	14,1	–	0,38
		480	$2,71 \cdot 10^5$	–	$1,222 \cdot 10^5$	19,9	–	0,45
Сталь SCr440 ( $\sigma_B = 994$ МПа, $\sigma_T = 900$ МПа, $\sigma_{-1} = 500$ МПа)	Гладкий, круговой изгиб, $\sigma_a = \text{const}$	800	$1,09 \cdot 10^4$	–	$3,35 \cdot 10^3$	18,4	–	0,31
		750	$1,51 \cdot 10^4$	–	$7,13 \cdot 10^3$	30,2	–	0,47
		700	$2,42 \cdot 10^4$	–	$1,246 \cdot 10^4$	41,2	–	0,52
		520	$3,11 \cdot 10^5$	–	$2,034 \cdot 10^5$	72	–	0,65
Сталь SCM435 ( $\sigma_B = 927$ МПа, $\sigma_T = 832$ МПа, $\sigma_{-1} = 470$ МПа)	Гладкий, круговой изгиб, $\sigma_a = \text{const}$	800	$1,73 \cdot 10^4$	–	$6,64 \cdot 10^3$	39	–	0,38
		750	$2,09 \cdot 10^4$	–	$1,064 \cdot 10^4$	48	–	0,51
		700	$3,69 \cdot 10^4$	–	$1,99 \cdot 10^4$	52	–	0,54
		650	$6,31 \cdot 10^4$	–	$2,745 \cdot 10^4$	58	–	0,44
		600	$1,44 \cdot 10^5$	–	$7,95 \cdot 10^4$	60	–	0,55
500	$3,98 \cdot 10^5$	–	$2,555 \cdot 10^5$	76	–	0,64		

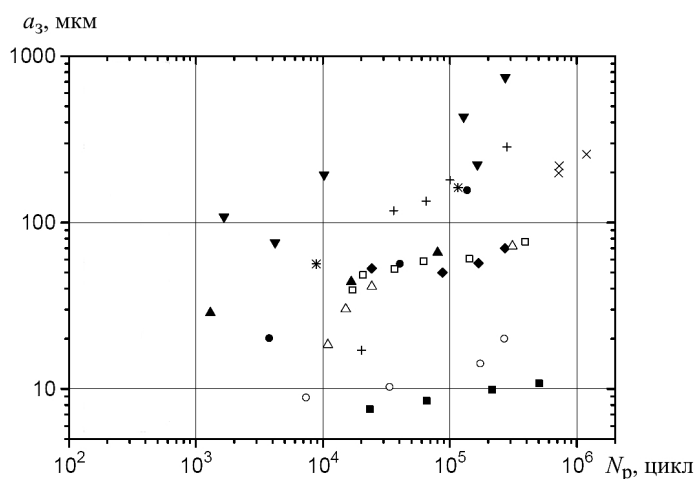


Рис. 8. Зависимость размеров магистральной трещины  $a_3$  от числа циклов до разрушения  $N_p$  для исследованных материалов. (Здесь и на рис. 9: ■ – среднеуглеродистая сталь; ●, ▲ – алюминиевый сплав EN-AW 6082/T6 (вдоль и поперек проката соответственно); ▼ – аустенитно-ферритная сталь SAF 2205; ◆ – сталь X10CrAl24; + – сталь 42CrMo4; × – аустенитная сталь 316L; \* – отожженная чистая медь; ○, △, □ – стали S45C, SCr440, SCM435 соответственно.)

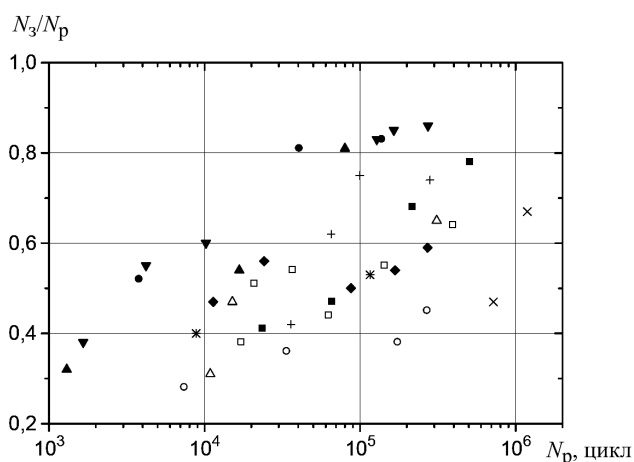


Рис. 9. Зависимость относительной продолжительности стадии зарождения магистральной трещины  $N_3/N_p$  от числа циклов до разрушения  $N_p$ .

Видно, что несмотря на довольно большое расхождение в абсолютных размерах магистральной трещины для разных классов материалов, ее размер, соответствующий переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, для каждого отдельного материала не является величиной постоянной, а зависит от уровня напряжений (числа циклов до разрушения). Чем он выше, тем меньше размер трещины. При напряжениях, соответствующих пределу выносливости, трещина достигает максимального размера.

Зарождение магистральной усталостной трещины при осевом нагружении гладких образцов всех исследованных материалов в зависимости от уровня напряжений происходит при числе циклов нагружения, составляющем 0,4...0,86 числа циклов до разрушения, т.е. стадия зарождения даже весьма малых усталостных трещин (0,01–0,05 мм) в этом случае равна основной части усталостной долговечности.

Зарождение усталостных трещин, размер которых соответствует размеру структурного элемента материала (зерно, частицы вторичной фазы, включения и т.п.), в зависимости от действующих напряжений происходит в стали при числе циклов нагружения  $(0,24...0,52)N_p$ , в алюминиевом сплаве – при  $(0,52...0,74)N_p$ , что также составляет значительную часть общей долговечности.

Отношение числа циклов до зарождения структурных трещин  $N_i$  к числу циклов до разрушения  $N_p$  и отношение числа циклов до зарождения магистральной усталостной трещины  $N_3$  к числу циклов до разрушения  $N_p$  для исследованных материалов увеличивается с ростом числа циклов до разрушения.

На рис. 9 приведена зависимость продолжительности стадии зарождения магистральной трещины ( $N_3/N_p$ ) от числа циклов до разрушения для исследованных материалов. Видно, что продолжительность стадии в зависимости от уровня напряжений (числа циклов до разрушения) составляет 30...85% полной долговечности.

**Заключение.** Обоснована методика определения размеров магистральных трещин, соответствующих переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению при напряжениях выше предела выносливости, основанная на учете изменения функциональной зависимости размера и скорости роста трещины от числа циклов нагружения.

Размеры усталостных трещин, соответствующие переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению при напряжениях выше предела выносливости, определенные как по зависимости длины трещины, так по зависимости скорости ее роста от числа циклов нагружения, уменьшаются с увеличением напряжений и остаются меньшими по сравнению с таковыми при напряжениях, равных пределу выносливости.

## Резюме

Для широкого кола металів і сплавів розглянуто особливості зародження і росту малих тріщин при напрузі, яка вища за границю витривалості. Проаналізовано кінетику росту коротких тріщин від утомленості, що оцінюється по залежностях довжини тріщини або швидкості її росту від числа циклів навантаження. Показано, що перехід від стадії розвитку малих тріщин (розсіяне втомне пошкодження) до стадії розвитку магистральної тріщини (локалізоване утомне пошкодження) характеризується інтенсивним зростанням швидкості росту тріщини. Обґрунтовано методику визначення розмірів магистральних тріщин, що відповідають переходу від розсіяного до локалізованого утомного пошкодження. Установлено, що розміри тріщин від утомленості, які відповідають такому переходу при напрузі, яка вища за границю витривалості, зменшуються зі збільшенням напружень і залишаються меншими, ніж розмір тріщини при напрузі, що дорівнює границі витривалості.

1. *Santus C. and Taylor D.* Physically short crack propagation in metals during high cycle fatigue // *Int. J. Fatigue.* – 2009. – **31**, No. 8-9. – P. 1356 – 1365.
2. *Basinski Z. S. and Basinski S. J.* Low amplitude fatigue of copper single crystals. – II. Surface observations. – III. PSB sections // *Acta Met.* – 1985. – **33**. – P. 1307 – 1327.
3. *Polák J., Lepistö T., and Kettunen P.* Surface topography and crack initiation in emerging persistent slip bands in copper single crystals // *Mater. Sci. Eng.* – 1985. – **74**. – P. 85 – 91.
4. *Blochwitz C. and Heinrich D.* Microcrack propagation studies in fatigued nickel single crystals // *Basic Mechanisms in Fatigue of Metals* / Eds. P. Lukáš and J. Polák. – Amsterdam: Elsevier, 1988. – P. 315 – 322.

5. Polák J. and Liškutín P. Nucleation and short crack growth in fatigued polycrystalline copper // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1990. – **13**, No. 2. – P. 119 – 133.
6. Ghammouri M., Abbadí M., Mendez J., et al. An approach in plastic strain-controlled cumulative fatigue damage // *Int. J. Fatigue.* – 2011. – **33**, No. 2. – P. 265 – 272.
7. Vašek A. and Polák J. Low cycle fatigue damage accumulation in armco-iron // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1991. – **14**, No. 2-3. – P. 193 – 204.
8. Plumtree A. and O'Connor B. P. D. Influence of microstructure on short fatigue crack growth // *Ibid.* – P. 171 – 184.
9. Jiša D., Liškutín P., Krumpl T., and Polák J. Small fatigue crack growth in aluminium EN-AW 6082/T6 // *Int. J. Fatigue.* – 2010. – **32**, No. 12. – P. 1913 – 1920.
10. Kage M., Miller K. J., and Smith R. A. Fatigue crack initiation and propagation in low-carbon steel of two different grain sizes // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1992. – **15**, No. 8. – P. 763 – 774.
11. Zhixue W. Short fatigue crack parameters describing the lifetime of unnotched steel specimens // *Int. J. Fatigue.* – 2001. – **23**, No. 4. – P. 363 – 369.
12. Suh C. M., Yuuki R., and Kitagawa H. Fatigue microcracks in a low carbon steel // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1985. – **8**, No. 2. – P. 193 – 203.
13. Nasr A., Nadot Y., Bouraoui Ch., et al. Fatigue initiation in C35 steel: Influence of loading and defect // *Int. J. Fatigue.* – 2010. – **32**, No. 4. – P. 780 – 787.
14. Polák J. and Zezulka P. Short crack growth and fatigue life in austenitic-ferritic duplex stainless steel // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 2005. – **28**, No. 10. – P. 923 – 935.
15. Iacoviello F., Boniardi M., and La Vecchia G. M. Fatigue crack propagation in austeno-ferritic duplex stainless steel 22Cr5Ni // *Int. J. Fatigue.* – 1999. – **21**, No. 10. – P. 957 – 963.
16. Polák J. Mechanisms and kinetics of the early fatigue damage in crystalline materials // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2007. – **468-470**. – P. 33 – 39.
17. Vašek A., Polák J., and Obrtlík K. Fatigue damage in two-step loading of 316L steel. II. Short crack growth // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1996. – **19**, No. 2-3. – P. 157 – 163.
18. Obrtlík K., Polák J., Hajek M., and Vašek A. Short fatigue crack behaviour in 316L stainless steel // *Int. J. Fatigue.* – 1997. – **19**, No. 6. – P. 471 – 475.
19. Hyspecky P. and Strnadel B. Conversion of short fatigue cracks into a long crack // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1992. – **15**, No. 9. – P. 845 – 854.
20. Polák J. Plastic strain-controlled short crack growth and fatigue life // *Int. J. Fatigue.* – 2005. – **27**, No. 10-12. – P. 1192 – 1201.
21. Demulsant X. and Mendez J. Microstructural effects on small fatigue crack initiation and growth in Ti6Al4V alloys // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1995. – **18**, No. 12. – P. 1483 – 1497.
22. Goto M. and Nisitani H. Fatigue life prediction of heat-treated carbon steels and low alloy steels based on a small crack growth law // *Ibid.* – 1994. – **17**, No. 2. – P. 171 – 185.

Поступила 25. 11. 2013