

Стадии усталостного разрушения металлов и сплавов и критерии перехода от одной стадии к другой

В. Т. Трощенко, Л. А. Хамаза

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

Проанализированы основные закономерности рассеянного и локализованного усталостного повреждения металлов и сплавов. На основе анализа закономерностей распространения коротких и длинных трещин предложены и обоснованы методы определения критериев перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению. Один из методов основан на анализе кинетики роста коротких усталостных трещин, оцениваемых либо по зависимости их размера, либо по скорости роста от числа циклов нагружения. За критерии перехода в этом случае принимаются размеры трещин и число циклов нагружения, соответствующие моменту более интенсивного увеличения скорости роста трещины. При переходе от рассеянного к локализованному усталостному повреждению при напряжениях выше предела выносливости изменяются форма и параметры уравнения, описывающего размер трещины в зависимости от числа циклов нагружения. Другой метод базируется на анализе изменения скорости распространения короткой трещины в зависимости от коэффициента интенсивности напряжений. В качестве критерия перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению в данном случае используются размах коэффициента интенсивности напряжений и соответствующий ему размер трещины, при котором коэффициент интенсивности напряжений начинает меняться с увеличенной скоростью. С использованием разработанных методов определены размеры трещин и число циклов нагружения, соответствующие переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению углеродистых, легированных, аустенитных сталей и алюминиевого сплава с учетом уровня напряжений и свойств исследованных материалов. Установлено, что размеры усталостных трещин, соответствующие указанному переходу при напряжениях выше предела выносливости, уменьшаются с увеличением напряжений и остаются меньшими, чем размеры трещин на пределе выносливости. Показано, что размеры магистральных трещин коррелируют с величиной предела выносливости исследованных материалов, уменьшаясь с ее повышением.

Ключевые слова: предел выносливости, короткие и длинные усталостные трещины, размеры магистральных трещин, рассеянное и локализованное усталостное повреждение.

Введение. Одним из наиболее часто встречаемых в технике разрушений является усталостное, которое наблюдается в конструкциях, подверженных воздействию изменяющихся во времени циклических нагрузок.

Усталостное разрушение происходит путем зарождения усталостных трещин и их дальнейшего развития вплоть до окончательного разрушения конструктивного элемента. Общепринято считать, что такое разрушение состоит из двух стадий: зарождения усталостной трещины (иногда называется стадия рассеянного усталостного повреждения) и ее развития (стадия локализованного усталостного повреждения).

В литературных источниках нет четкого определения критериев (размеры трещин и число циклов нагружения) перехода от одной стадии усталостного разрушения к другой. В одних случаях за размер трещины, соответствующий переходу от одной стадии усталостного разрушения к другой, принимается размер структурных составляющих исследуемого материала, в других – он принимается исходя из возможностей методов, используемых для определения размеров трещин, в третьих – исходя из

целей проводимого исследования и т.д. При этом предполагается, что размер трещины для исследуемого материала не зависит от величины напряжений, при которых проводятся испытания.

В данной работе предлагается за размер трещины перехода от стадии зарождения усталостной трещины к стадии ее развития принимать размер трещины, соответствующий зарождению магистральной трещины. Имеется ввиду трещина (из всего многообразия микроскопических трещин, зародившихся в металле), которая начинает развиваться с большой скоростью, что приводит к окончательному разрушению. Предлагаются и обосновываются методики определения размеров магистральных трещин и соответствующих им чисел циклов нагружения. С использованием предложенных методов выполнен анализ размеров трещин и числа циклов до разрушения, соответствующих переходу от стадии зарождения к стадии развития усталостных трещин для различных металлов и сплавов.

Рассеянное и локализованное усталостное повреждение металлов и сплавов.

Интенсивность накопления рассеянного усталостного повреждения металлов и сплавов при многоцикловом нагружении определяется неупругой деформацией за цикл $\Delta \epsilon_n$, которая равна ширине петли гистерезиса в координатах напряжение–деформация, и энергией неупругого деформирования за цикл ΔW_n , равной площади петли гистерезиса. Величина $\Delta \epsilon_n$ является интегральной характеристикой микропластических деформаций в локальных зонах материала, а ΔW_n – интегральной характеристикой энергии микропластического деформирования в этих зонах.

Величина неупругой деформации (энергии неупругого деформирования), а следовательно, интенсивность процессов, определяющих рассеянное усталостное повреждение, зависит от многих факторов: структуры материала и ее изменения в процессе циклического нагружения, величины напряжений, числа циклов нагружения и т.п.

На рис. 1 приведены зависимости неупругой деформации за цикл от числа циклов нагружения для различных классов материалов, испытываемых при постоянной амплитуде напряжений ($\sigma_a = \text{const}$).

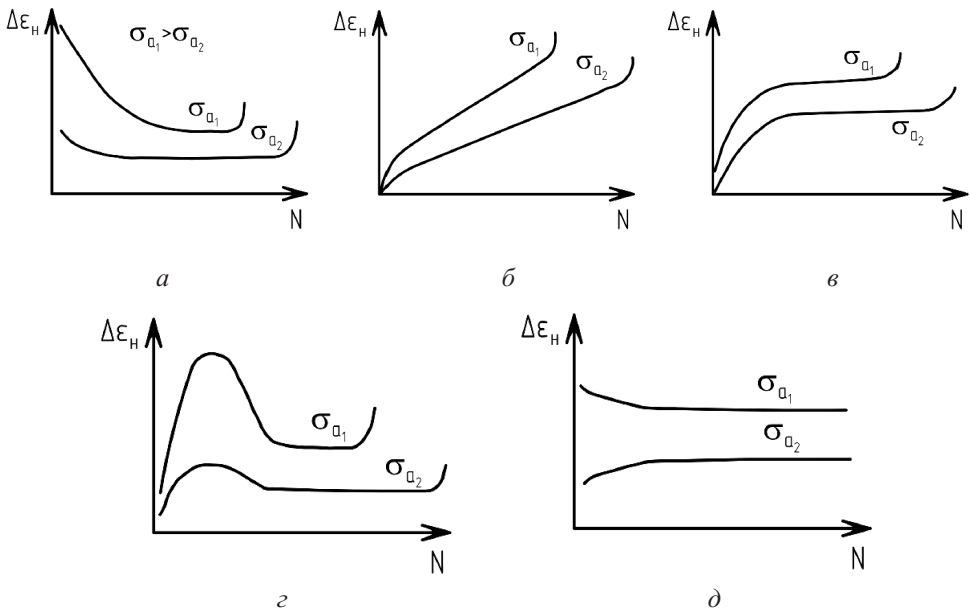


Рис. 1. Зависимость $\Delta \epsilon_n = f(N)$ для металлов и сплавов.

Зависимости на рис. 1,а типичны для чистых металлов (медь, никель) в отожженном состоянии, пластичных аустенитных сталей и др. [1], на рис. 1,б,в – для этих же металлов в деформированном состоянии, а также для сталей и сплавов с гранцентрированной кубической решеткой, упрочненных пластической деформацией или дисперсными частицами, на рис. 1,г – для углеродистых и легированных сталей, когда на первом этапе нагружения проявляется резкое разупрочнение, а на втором – деформационное старение. С понижением уровня напряжений всплеск неупругости становится менее существенным. Приведенные на рис. 1,д зависимости типичны для чугунов и некоторых литейных алюминиевых сплавов, когда локальные микроскопические деформации сосредотачиваются в местах включений, и увеличение числа циклов нагружения не приводит к изменению характера деформирования.

Для неупругой деформации за цикл при заданном напряжении характерна величина $\Delta\bar{\epsilon}_n$, соответствующая стадии стабилизации процесса деформирования, или величина при числе циклов нагружения, равном 0,5 числа циклов до разрушения.

Для металлов и сплавов наблюдается четкая зависимость между неупругой деформацией за цикл $\Delta\bar{\epsilon}_n$ и числом циклов до зарождения усталостной трещины определенных размеров N_3 или до разрушения N_p , если относительное число циклов до зарождения трещины принятых размеров ненамного отличается от относительного числа циклов до разрушения.

На рис. 2 приведены кривые усталости в координатах $\sigma_a - \lg N_p$ и $-\lg \Delta\bar{\epsilon}_n - \lg N_p$ для сталей 15Г2АФДпс, 45, 1Х13, чугуна СЧ 21-40 и бронзы БрАЖ9.

При построении кривых усталости в координатах $\sigma_a - \lg N_p$ наблюдается существенное рассеяние результатов. В случае если данные испытаний представлять в координатах $-\lg \Delta\bar{\epsilon}_n - \lg N_p$ с использованием величины $\Delta\bar{\epsilon}_n$, замеренной на испытуемых образцах, то их рассеяние значительно уменьшается, и все экспериментальные точки располагаются близко к единым прямым. Приведенные результаты показывают, что неупругая деформация за цикл гораздо лучше характеризует интенсивность усталостного повреждения, чем напряжение, и учитывает особенности этого процесса в индивидуальном образце.

Важно также знать величину неупругой деформации за цикл, ниже которой не наблюдается зарождения магистральной усталостной трещины и, следовательно, не происходит усталостного разрушения. Такая величина соответствует пределу выносливости σ_{-1} на базе 10^7 цикл.

В табл. 1 приведены амплитуды неупругих деформаций $\Delta\bar{\epsilon}_n/2$, соответствующие пределу выносливости на базе 10^7 цикл, для разных групп металлов и сплавов по результатам испытания гладких образцов при симметричном растяжении и $\sigma_a = \text{const}$ [1].

Существенная разница между неупругими деформациями (в 100 раз), соответствующими пределу выносливости разных металлов и сплавов, обусловлена в первую очередь различием в неоднородности протекания микропластических деформаций в локальных объемах, в “энергоемкости” зон локального пластического деформирования и в размерах трещин, соответствующих переходу от стадии рассеянного к стадии локализованного усталостного повреждения.

Закономерности рассеянного усталостного повреждения металлов и сплавов и установление взаимосвязи между ними и усталостным разрушением с учетом влияния всего многообразия конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов подробно рассмотрены ранее [2].

Интенсивность локализованного усталостного повреждения определяется, прежде всего, размерами трещины и скоростью ее развития. В соответствии с критериями линейной механики разрушения зависимость скорости роста усталостной трещины

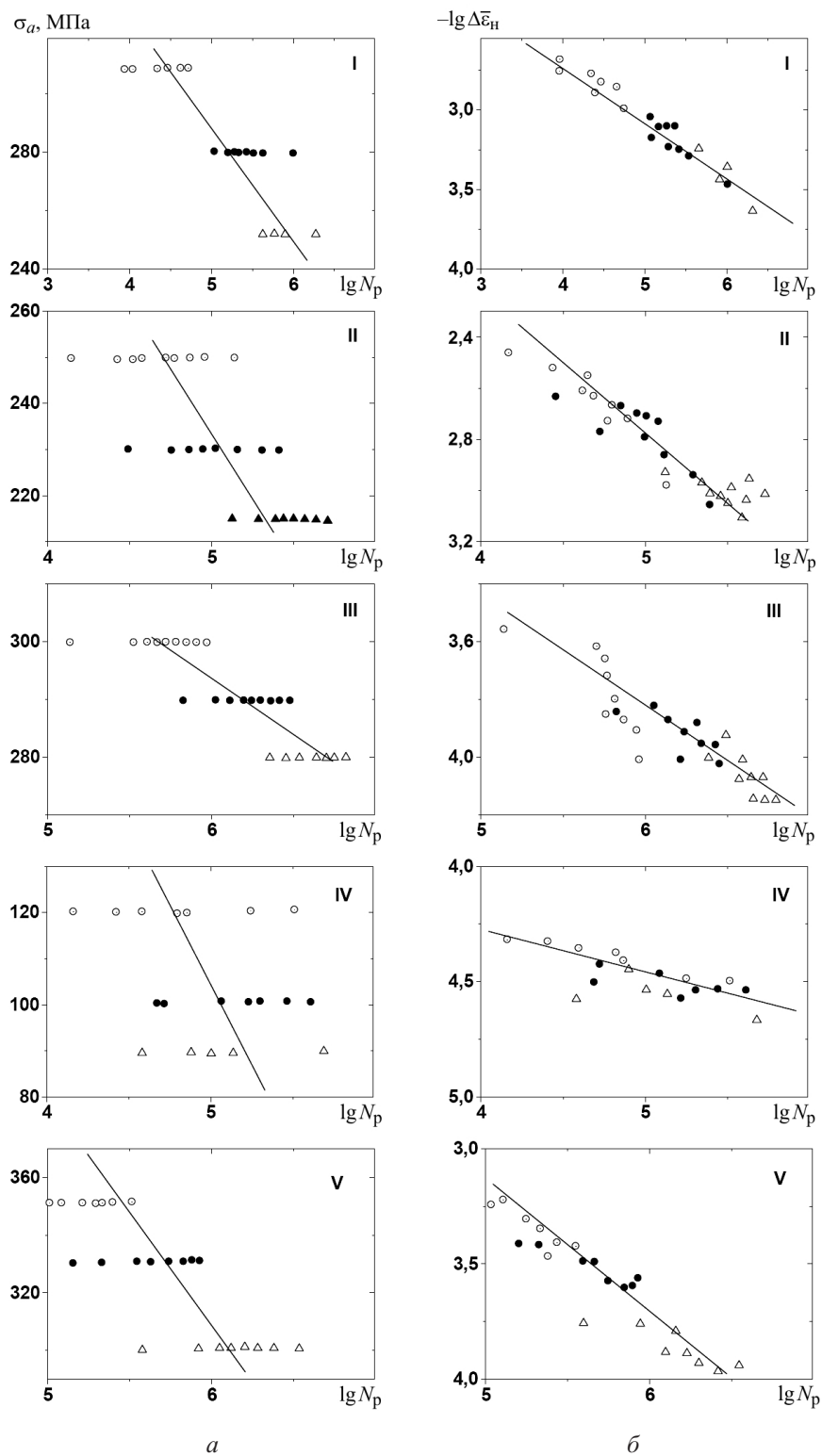


Рис. 2. Зависимости $\sigma_a - \lg N_p$ (а) и $-\lg \Delta \bar{\epsilon}_n - \lg N_p$ (б): I, II, III – стали 15Г2АФДпс, 45, 1Х13 соответственно; IV – чугуи СЧ 21-40; V – бронза БрАЖ9.

Т а б л и ц а 1

Неупругая деформация, соответствующая пределу выносливости

Металлы и сплавы	$\Delta \bar{\epsilon}_n / 2 \cdot 10^5$
Пластичные аустенитные стали, углеродистые и малолегированные стали с физическим пределом текучести	10...20
Углеродистые и малолегированные стали	0,2...5,0
Алюминий и алюминиевые сплавы	1,0...3,0
Медь и сплавы на ее основе в деформированном состоянии	0,5...1,0
Никелевые сплавы при комнатной температуре	0,2...0,5
Никелевые сплавы при высоких температурах	0,5...2,0
Серый чугун	2,8
Высокопрочные стали и сплавы	$\leq 0,2$

da/dN от размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK приведена на рис. 3 (сплошная линия). В общем виде эта зависимость может быть представлена как $da/dN = f(\Delta K)$.

Коэффициент интенсивности напряжений учитывает одновременно величину напряжений и геометрию образца и трещины.

Из рис. 3 видно, что основными характеристиками являются размах порогового коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th} , который характеризует условия начала роста трещины с заданной, весьма малой скоростью, параметры n и C уравнения $da/dN = C\Delta K^n$, описывающего линейный участок диаграммы, и циклическая вязкость разрушения ΔK_{fc} , определяющая условия окончательного разрушения. Более подробно эти характеристики описаны в [3–5] и др. Размер трещины при числе циклов нагружения N_i будет $a_i = \int_{N_0}^{N_i} d(\Delta K)dN$.

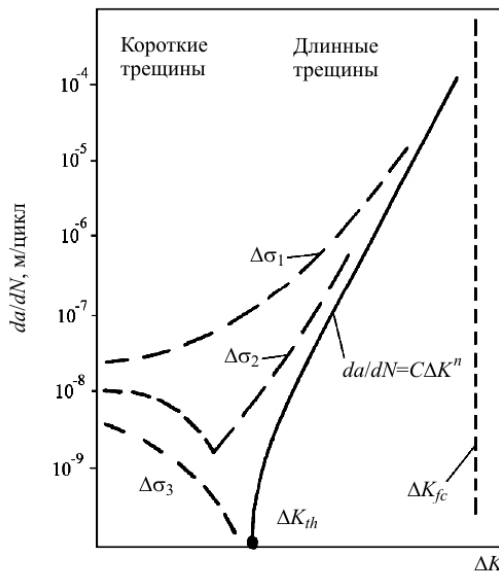


Рис. 3. Зависимость скорости развития коротких (штриховые линии) и длинных (сплошная линия) трещин от коэффициента интенсивности напряжений.

Анализ данных исследований [6–21] и др. показывает, что развитие трещин малых размеров не соответствует диаграмме, основанной на критериях линейной механики разрушения. На рис. 3 развитие трещин, получивших название коротких, в отличие от длинных, соответствующих критериям линейной механики, приведено в виде штриховых линий.

При напряжениях выше предела выносливости ($\Delta\sigma_1, \Delta\sigma_2$) короткие трещины достигают размеров, при которых их дальнейшее развитие соответствует диаграмме для длинных трещин. Скорость развития коротких трещин в этом случае может сначала либо уменьшаться до некоторого минимума, а затем расти или постоянно увеличиваться.

При напряжениях ниже предела выносливости ($\Delta\sigma_3$) рост трещин по достижении ими определенных размеров прекращается. На рис. 3 область существования трещин, которые не распространяются, ограничена штриховой линией ($\Delta\sigma_3$).

Методы определения критериев перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению. Описываемые ниже методы определения размеров магистральных трещин и числа циклов нагружения, соответствующих переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, основаны на анализе изменения размера и скорости развития магистральной трещины в процессе циклического нагружения.

О переходе от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, который характеризуется в первую очередь резким повышением скорости распространения магистральной усталостной трещины, можно судить по зависимости скорости роста коротких трещин от коэффициента интенсивности напряжений или от их размера, величины которых находятся в определенной зависимости. Размах коэффициента интенсивности напряжений и соответствующий ему размер трещины, при которых начинается ее ускоренное развитие, можно принять за критерии такого перехода.

На рис. 4 приведены результаты исследования роста коротких и длинных трещин при напряжениях, превышающих предел выносливости, в низколегированной и малоуглеродистой сталях с мелкозернистой и крупнозернистой структурой при круговом изгибе [10, 11].

Видно, что короткие трещины, которые переходят в длинные, достигают минимальной скорости роста приблизительно при одном и том же размахе коэффициента интенсивности напряжений. Там же штриховыми линиями указаны значения размахов коэффициента интенсивности напряжений, при которых магистральные трещины начинают развиваться с большой скоростью.

Воспользовавшись зависимостью между коэффициентом интенсивности напряжений и глубиной трещины в виде $\Delta K = \sigma_a \sqrt{\pi a}$, где ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений, который при симметричном цикле нагружения равен максимальному значению; σ_a – амплитуда напряжений; a – глубина трещины, в предположении ее равенства половине длины трещины на поверхности можно по результатам, приведенным на рис. 4, найти размеры трещин, соответствующие переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению при различных уровнях напряжений (табл. 2).

Из данных табл. 2 видно, что для всех исследованных материалов размеры трещин, соответствующие указанному переходу, с увеличением напряжений уменьшаются. Как правило, эти размеры меньше, чем экспериментально определенные на пределе выносливости.

Размеры трещин при переходе от одной стадии усталостного повреждения к другой как для низколегированной, так и для малоуглеродистой стали возрастают с увеличением размера зерна D .

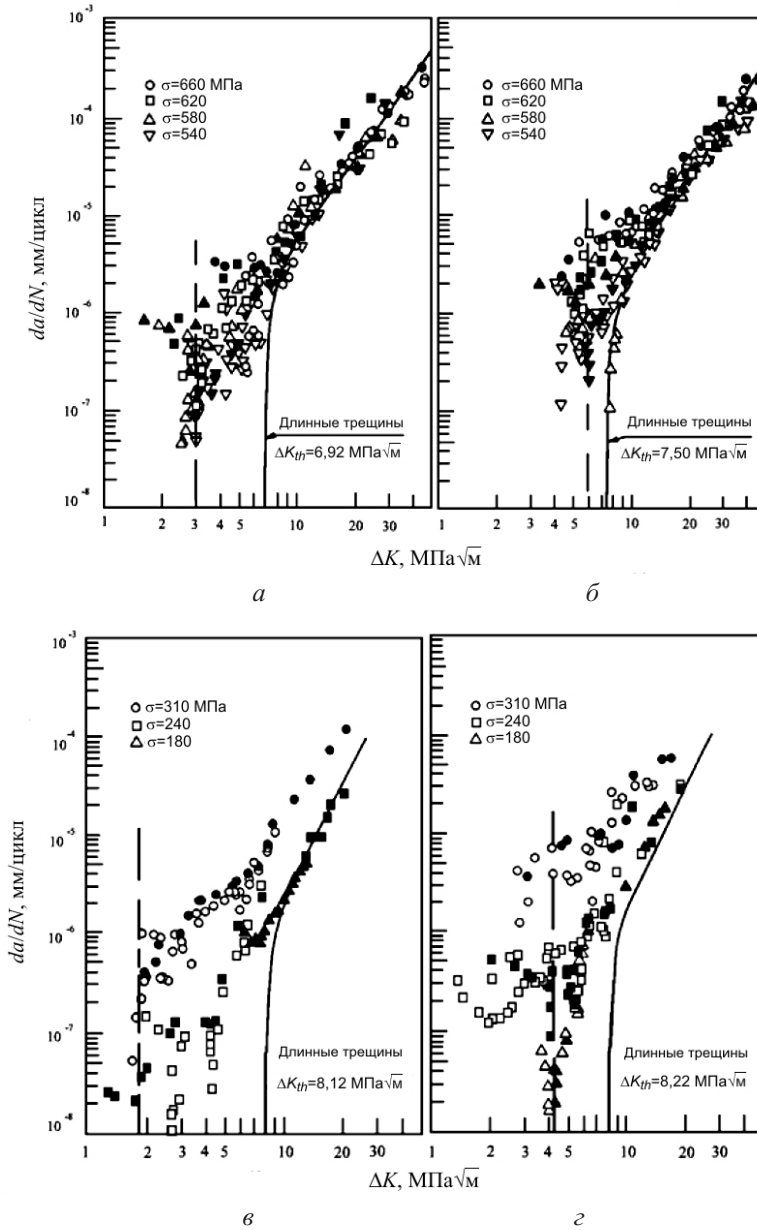


Рис. 4. Рост коротких и длинных трещин в низколегированной (*a*, *б*) и малоуглеродистой (*в*, *г*) сталях: *a*, *в* – мелкозернистая структура; *б*, *г* – крупнозернистая структура. (Темные точки – магистральные короткие трещины, вызывающие полное разрушение образцов.)

Анализ экспериментальных данных о кинетике роста усталостных трещин с момента зарождения до развития, приводящего к окончательному разрушению материалов, показывает, что описать зависимость их размера от числа циклов нагружения единой экспоненциальной, трансцендентной или степенной зависимостью, как это предлагается в некоторых работах [12, 21], невозможно. Как правило, на ранней стадии развития трещина описывается с помощью экспоненциального закона (рис. 5,*a*). По достижении значения $a = a_3$ зависимость размера трещины от числа циклов нагружения отклоняется от экспоненциального закона.

Размеры усталостных трещин в низколегированной и малоуглеродистой сталях

Сталь	D , мм	σ_{-1} , МПа	Размер трещин a , мм, при σ_{-1}	σ_a , МПа	Размер трещин a_3 , мм, при σ_a
Низколегированная [10] мелкозернистая	0,015	500	0,010	540	0,010
				620	0,080
крупнозернистая	0,091	460	0,028	540	0,038
				620	0,029
Малоуглеродистая [11] мелкозернистая	0,024	220	0,026	240	0,018
				310	0,011
крупнозернистая	0,084	190	0,174	240	0,101
				310	0,061

Основываясь на особенности, связанной со сменой функциональной зависимости роста трещины $a = f(N)$, предложена методика определения размера трещины a_3 и соответствующего числа циклов нагружения N_3 [16]. В соответствии с методикой предполагается, что участок зависимости размера трещины от числа циклов нагружения, соответствующий зарождению магистральной усталостной трещины, описывается следующим образом:

$$a = a_0 \exp \left[\ln(a_3/a_0) \frac{N}{N_3} \right], \quad (1)$$

где a – размер трещины; a_0 – длина трещины при числе циклов $N = 0$.

Тогда размер трещины, соответствующий переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению a_3 , и соответствующее число циклов нагружения N_3 будут отвечать координатам точки на зависимости $a-N$, от начала которой кривая, описываемая уравнением (1), отклоняется от экспериментально наблюдаемой (рис. 5,а).

Путем последовательной подстановки в зависимость (1) текущих экспериментальных значений размера трещины a , соответствующих ей долговечностей N и подбора параметра a_0 достигаем наилучшего описания этой зависимостью экспериментальных данных на стадии рассеянного усталостного повреждения (рис. 5,а). Значения a и N , удовлетворяющие такому условию и по достижении которых наблюдается отклонение экспериментальных данных от экспоненциальной зависимости, и будут значениями размера трещины a_3 и долговечности N_3 , соответствующими переходу от стадии рассеянного к стадии локализованного усталостного повреждения.

Переход к стадии локализованного усталостного повреждения может быть определен также при представлении экспериментальных данных в виде зависимости скорости роста трещины da/dN от числа циклов нагружения N (рис. 5,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.

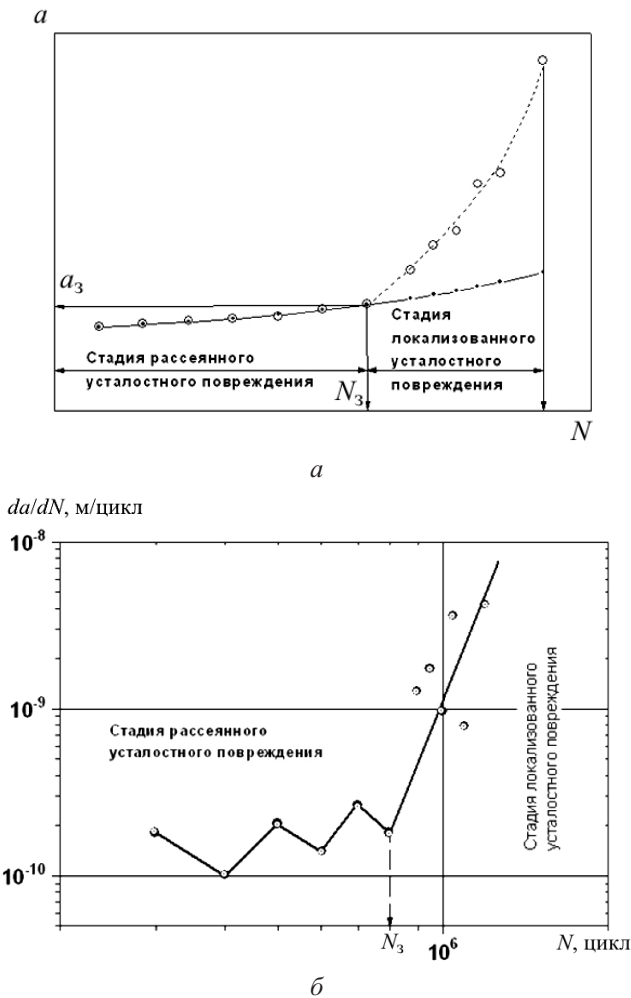


Рис. 5. Схема развития размера (а) и скорости (б) магистральной трещины. (Светлые точки – экспериментальные данные, темные – экспонента $a = a_0 \exp[\ln(a_3/a_0)N/N_3]$.)

Зависимость размеров магистральных трещин и числа циклов нагружения до их зарождения от величины напряжений для различных металлов и сплавов. Описанная выше процедура по определению размеров магистральной трещины, соответствующих переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, была применена при исследовании кинетики роста трещин для материалов различных классов (табл. 3).

На рис. 6 приведены экспериментальные зависимости размеров трещин a_3 от числа циклов до разрушения N_p .

Как видно, для каждого материала размер магистральной трещины a_3 величина непостоянная, а зависит от напряжений (числа циклов до разрушения). Присматривается четкая тенденция увеличения размеров таких трещин с ростом числа циклов до разрушения (уменьшением уровня напряжений).

Для углеродистых и легированных сталей при уровнях нагрузки, соответствующих числу циклов до разрушения $10^3 \dots 10^5$, размеры магистральных трещин a_3 в зависимости от класса материала и уровня нагрузки изменяются в пределах 0,007–0,02 мм, для аустенитно-ферритной стали – до 0,74 мм, для алюминиевого сплава – до 0,155 мм.

Механические свойства исследованных материалов

Материал	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_{-1} , МПа	N_0 , цикл	Литературный источник
Среднеуглеродистая сталь 0,43%С	625	375	300	$5,99 \cdot 10^5$	[17]
Среднеуглеродистая сталь S45C	833	750	450	$4,9 \cdot 10^5$	[18]
Сталь SCr440	994	990	500	$4,11 \cdot 10^5$	[18]
Сталь SCM435	927	832	470	$6,78 \cdot 10^5$	[18]
Аустенитная сталь 316L	562	262	180	10^7	[12]
Алюминиевый сплав EN-AW 6082/T6 (L)	354	308	130	10^7	[13]
Алюминиевый сплав EN-AW 6082/T6 (T)	330	289	130	10^7	[13]
Медь чистотой 99,95%	220	40	73	10^7	[21]
Сталь 42CrMo4	650	350	250	$8,18 \cdot 10^5$	[15]
Сталь X10CrA124	650	350	275	$9,16 \cdot 10^5$	[20]
Аустенитно-ферритная сталь SAF 2205	620	450	250	$3,97 \cdot 10^5$	[14]

Примечание. N_0 – число циклов нагружения, соответствующее перелому на кривой усталости при пределе выносливости.

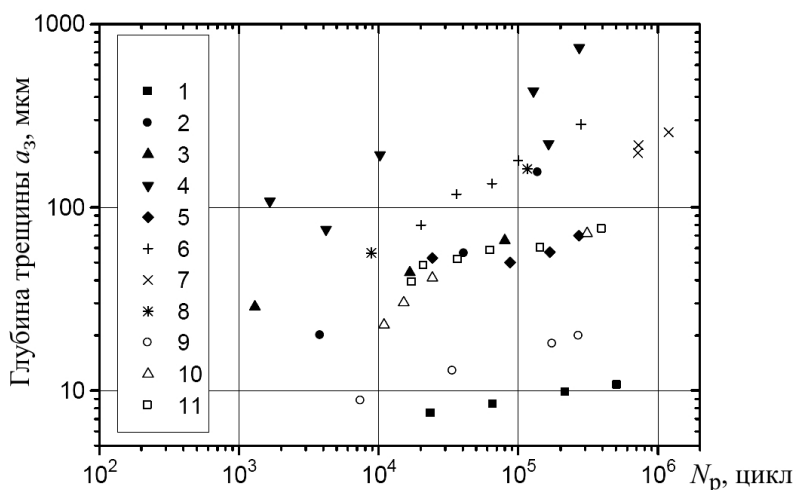


Рис. 6. Зависимость размеров магистральной трещины a_3 от числа циклов до разрушения N_p для исследованных материалов. (Здесь и на рис. 7: 1 – сталь, 0,43%С; 2 – алюминиевый сплав EN-AW 6082/T6 (L); 3 – алюминиевый сплав EN-AW 6082/T6 (T); 4 – аустенитно-ферритная сталь SAF 2205; 5 – сталь X10CrA124; 6 – сталь 42CrMo4; 7 – аустенитная сталь 316L; 8 – отожженная чистая медь; 9 – сталь S45C; 10 – сталь SCr440; 11 – сталь SCM435.)

Для углеродистых и легированных сталей в интервале числа циклов до разрушения $10^5 \dots 10^7$ величина 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. 7 приведена зависимость относительной продолжительности стадии зарождения магистральной трещины N_3/N_p от числа циклов до разрушения N_p для исследованных материалов.

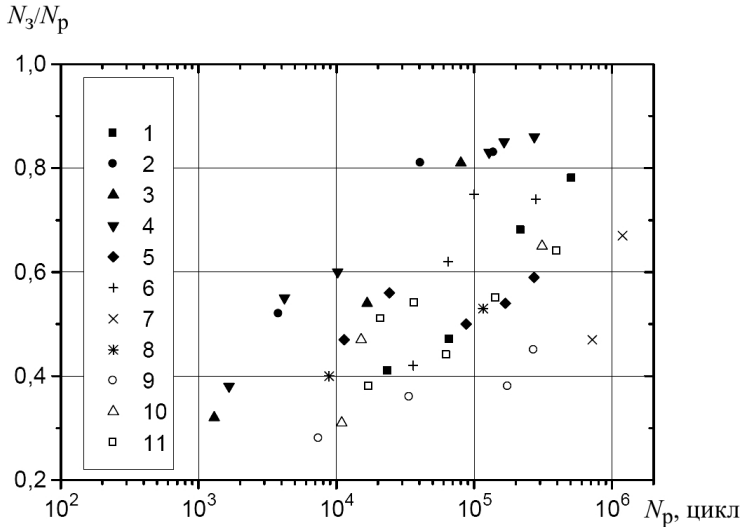


Рис. 7. Зависимость относительной продолжительности стадии зарождения магистральной трещины N_3/N_p от числа циклов до разрушения N_p .

Видно, что продолжительность стадии зарождения магистральной трещины в зависимости от уровня напряжений (числа циклов до разрушения) составляет 30...85% полной долговечности. Это значение возрастает с увеличением числа циклов до разрушения, т.е. с уменьшением действующих напряжений.

Представленные на рис. 6 данные позволяют для исследованных материалов определить размеры трещин, соответствующие различному числу циклов до разрушения, в том числе для числа циклов, соответствующего пределу выносливости.

На рис. 8 приведены зависимости величины a_3 от предела выносливости σ_{-1} исследованных материалов при числе циклов до разрушения $N_p = 10^5$ и 10^6 цикл, а также при числе циклов нагружения N_0 на пределе выносливости (табл. 3).

Как видно, определенные с использованием предложенной методики размеры трещин, соответствующие вышеуказанному переходу, уменьшаются с увеличением предела выносливости. Наблюдается существенное рассеяние полученных результатов.

Более четкая зависимость размера трещины от предела выносливости имеет место в случае, если определять размер трещины при числе циклов нагружения N_0 .

На рис. 8,в светлыми точками приведены данные о размерах трещин, полученных экспериментально при пределах выносливости углеродистых и легированных сталей. Таким образом, зависимость $a_3 - \sigma_{-1}$, полученная с использованием предложенной методики, подобна зависимости размеров трещин, соответствующих пределам выносливости, от определенных экспериментально пределов выносливости. Близки к ней также размеры трещин, соответствующие пределам выносливости, найденные по приведенной методике и экспериментально.

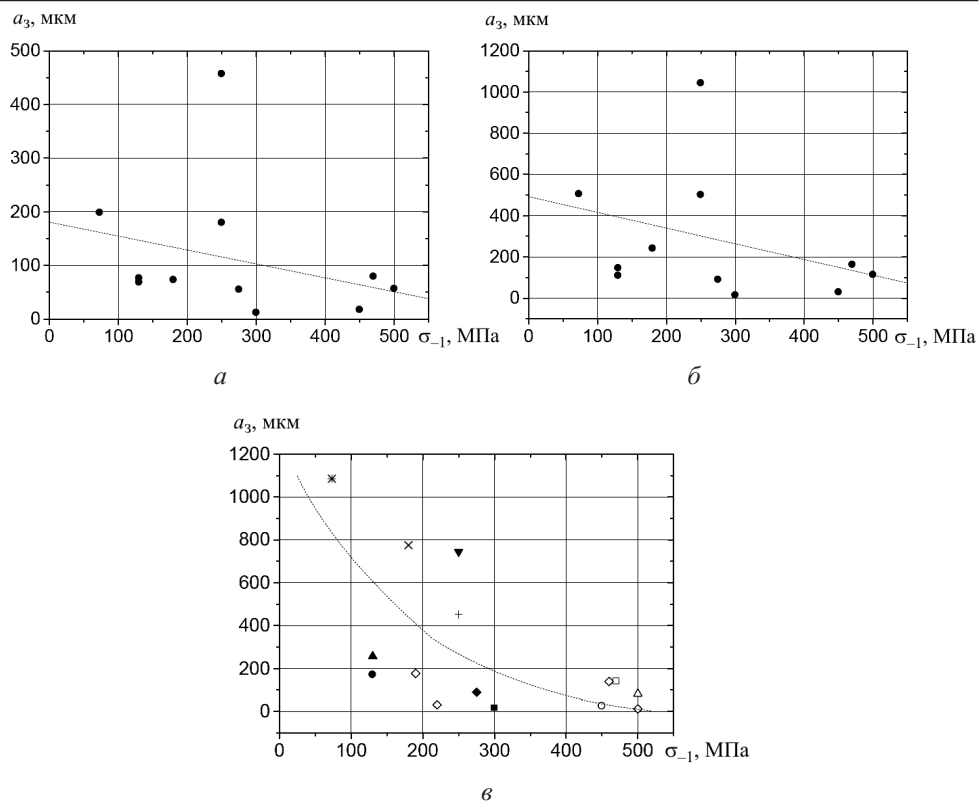


Рис. 8. Зависимость размеров трещин, соответствующих базе испытаний 10^5 (а) и 10^6 цикл, а также пределу выносливости (темные точки) (б), от предела выносливости исследуемых материалов (табл. 1 и 3).

Выводы

1. Разработаны методы определения размеров магистральных трещин и числа циклов нагружения, соответствующих переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, которые основаны на интенсивном увеличении скорости роста магистральной трещины при таком переходе.

2. Показано, что размеры трещин, соответствующие переходу от стадии их зарождения к стадии развития, которые получены по предложенной методике, зависят от величины напряжений испытания, с увеличением напряжений они уменьшаются.

3. Размеры магистральных трещин в зависимости от класса материала и уровня напряжений изменяются в довольно широких пределах (0,007–0,74 мм). Для углеродистых и легированных сталей при числе циклов до разрушения $10^5 \dots 10^7$ этот предел составляет 0,01–0,02 мм, для высокопластичных аустенитных сталей – 0,2–0,74 мм, для алюминиевого сплава – 0,155 мм.

4. Размеры магистральных трещин коррелируют с величиной предела выносливости исследованных материалов, уменьшаясь с ее увеличением.

Резюме

Проаналізовано основні закономірності розсіяного і локализованого утомного пошкодження металів і сплавів. На основі аналізу закономірностей розповсюдження

коротких і довгих тріщин запропоновано й обґрунтовано методи визначення критеріїв переходу від розсіяного до локалізованого утомного пошкодження. Один із методів ґрунтується на аналізі кінетики росту коротких утомних тріщин, оцінюваних або по залежності їх розміру, або по швидкості росту від числа циклів навантаження. За критеріїв переходу в цьому випадку приймаються розміри тріщин і число циклів навантаження, що відповідають моменту більш інтенсивного збільшення швидкості росту тріщини. При переході від розсіяного до локалізованого утомного пошкодження при напруженнях, які вищі за границю витривалості, змінюються форма і параметри рівняння, що описує розмір тріщини в залежності від числа циклів навантаження. Інший метод ґрунтується на аналізі зміни швидкості розповсюдження короткої тріщини в залежності від коефіцієнта інтенсивності напружень. За критеріїв переходу від розсіяного до локалізованого утомного пошкодження в даному випадку приймаються розмах коефіцієнта інтенсивності напружень і розмір тріщини, що йому відповідає, за якого коефіцієнт інтенсивності напружень починає мінятися зі збільшеною швидкістю. Із використанням розроблених методів визначено розміри тріщин і число циклів навантаження, що відповідають переходу від розсіяного до локалізованого утомного пошкодження вуглецевих, легованих, аустенітних сталей та алюмінієвого сплаву з урахуванням рівня напружень і властивостей досліджуваних матеріалів. Установлено, що розміри утомних тріщин, що відповідають указаному переходу при напруженнях вище границі витривалості, зменшуються зі збільшенням напружень і залишаються меншими, ніж розміри тріщин на границі витривалості. Показано, що розміри магістральних тріщин корелюють із величиною границі витривалості досліджуваних матеріалів, зменшуючись з її збільшенням.

1. Трощенко В. Т., Хамаза Л. А., Цыбанев Г. В. Методы ускоренного определения пределов выносливости металлов на основе деформационных и энергетических критериев. Киев: Наук. думка, 1979. 175 с.
2. Трощенко В. Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. Киев: Наук. думка, 1981. 343 с.
3. Механика разрушения и прочность материалов. Под ред. В. В. Панасюка. Т. 4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов. Киев: Наук. думка, 1990. 680 с.
4. Handbook of Fatigue Crack: Propagation in Metallic Structure. Ed. A. Carpinteri. Amsterdam: Elsevier, 1994. 834 p.
5. Трощенко В. Т., Покровский В. В., Прокопенко А. В. Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении. Киев: Наук. думка, 1987. 253 с.
6. Miller K. J. The short crack problem. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 1982. 5, No. 3. P. 223–232.
7. Taylor D. and Knott J. F. Fatigue crack propagation behaviour of short cracks; the effect of microstructure. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 1981. 4, No. 2. P. 147–155.
8. Miller K. J. The two thresholds of the fatigue behaviour. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 1993. 16, No. 9. P. 931–939.
9. Taylor D. Euromech colloquium on short fatigue cracks. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 1982. 5, No. 4. P. 305–309.
10. Tokaji K., Ogawa T., Harada Y., and Ando Z. Limitations of linear elastic fracture mechanics in respect of small fatigue cracks and microstructure. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 1986. 9, No. 1. P. 1–14.