

# НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.421

## Условия перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению металлов и сплавов. Сообщение 2. Продолжительность стадий зарождения и развития усталостных трещин

В. Т. Трощенко, Л. А. Хамаза

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

*Выполнен анализ соотношения продолжительности стадий зарождения и развития усталостных трещин с учетом влияния размеров трещин, соответствующих их зарождению, наличия на поверхности образцов локальных повреждений, рассеяния результатов испытания, концентраторов напряжений, вида напряженного состояния и других факторов. Рассмотрены подходы к определению условий перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению и приведены результаты исследования этих условий, базирующиеся на анализе изменения характеристик циклической неупругости металлов и сплавов в зависимости от числа циклов нагружения и скорости развития коротких усталостных трещин в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений.*

**Ключевые слова:** усталостная трещина, стадии зарождения и развития трещин, магистральная трещина.

**Введение.** Кривые усталости, соответствующие разрушению образца и зарождению усталостной трещины, показаны на рис. 1 в координатах амплитуда напряжений  $\sigma_a$  – число циклов до разрушения  $N_p$ , или до зарождения трещины  $N_z$ . Кривая 1 соответствует разрушению образца, под которым, в зависимости от принятого метода испытания, понимается либо его полное разрушение, либо возникновение трещин определенных размеров, по достижении которых дальнейшее испытание прекращается. Предполагается, что размеры таких трещин достаточно велики по сравнению с размерами, которые рассматриваются при исследовании зарождения усталостных трещин.

Кривая 2 соответствует зарождению усталостной трещины одного и того же размера, не зависящего от величины напряжений, при которых проводятся испытания. Полагают, что размер такой трещины, как правило, больше, чем размер трещины, отмечаемый при переходе от рассеянного к локализованному усталостному повреждению.

Во многих исследованиях, известных из литературных источников, вывод о продолжительности стадий зарождения и развития усталостных трещин основывается на рассмотрении именно таких кривых зарождения усталостных трещин.

Кривая 3 соответствует зарождению магистральной усталостной трещины, т.е. трещины, соответствующей переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению. Этот переход обусловлен тем, что одна из микротрещин, зародившихся в случайно распределенных по объему металла зонах локального пластического деформирования, достигает таких размеров, что при действующем уровне напряжений и состоянии материала вблизи трещины начинает развиваться с высокой скоростью, что приводит к полному разрушению.

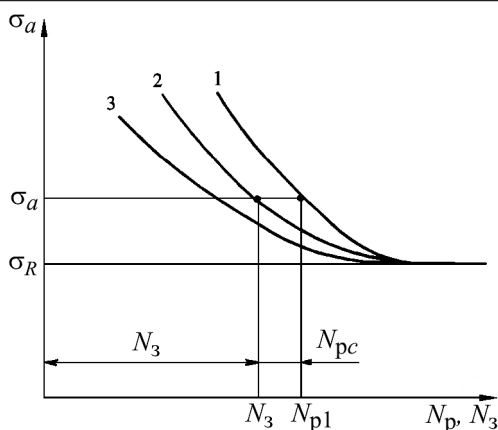


Рис. 1. Кривые усталости, соответствующие разрушению образца и зарождению усталостной трещины в металлах:  $N_{pc}$  – число циклов от зарождения трещины до разрушения;  $\sigma_R$  – предел выносливости.

Одним из важных факторов, обуславливающих резкое увеличение скорости развития трещины, как это показано во многих работах, является “поглощение” магистральной трещиной в процессе ее развития других зародившихся трещин.

Анализ продолжительности стадий зарождения усталостной трещины и ее распространения проводится, как правило, на основе экспериментально построенных зависимостей размера трещины на поверхности образца от числа циклов нагружения  $N$  или от отношения числа циклов нагружения  $N$  к числу циклов до разрушения  $N_p$  при постоянной величине номинальных напряжений.

С использованием таких результатов можно построить кривые зарождения усталостных трещин и сравнить их с кривыми усталости.

На рис. 2 приведено сравнение результатов, полученных при круговом изгибе малолегированной стали с мелкозернистой и крупнозернистой структурой, высокопрочной углеродистой стали и углеродистой стали с мелко- и крупнозернистой структурой [1–3].

Как видно, для всех исследованных сталей поверхностные трещины длиной  $2a = 0,20 \dots 0,25$  мм зарождаются при числе циклов, не превышающем 20% числа циклов до разрушения, продолжительность стадии зарождения трещин существенно возрастает с увеличением размера трещины.

С учетом задачи исследования наибольший интерес представляет анализ соотношения продолжительности стадий зарождения и развития усталостных трещин при условии, что переход от одной стадии к другой определяется достижением трещиной размеров магистральной трещины, что соответствует переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению.

В то же время представляет интерес проанализировать имеющиеся в литературных источниках многочисленные экспериментальные данные по продолжительности стадий зарождения и распространения усталостных трещин, в которых не используется сформулированный выше критерий перехода от одной стадии развития трещин к другой [4–9 и др.].

Полученные при таком анализе числа циклов до зарождения и распространения усталостных трещин и их соотношение зависят от многих факторов.

В первую очередь это выбор размера трещины, который принимается за размер зародившейся трещины.

В одних случаях это размер трещины, по достижении которого она надежно фиксируется принятым методом измерения, в других – это размер, который находится

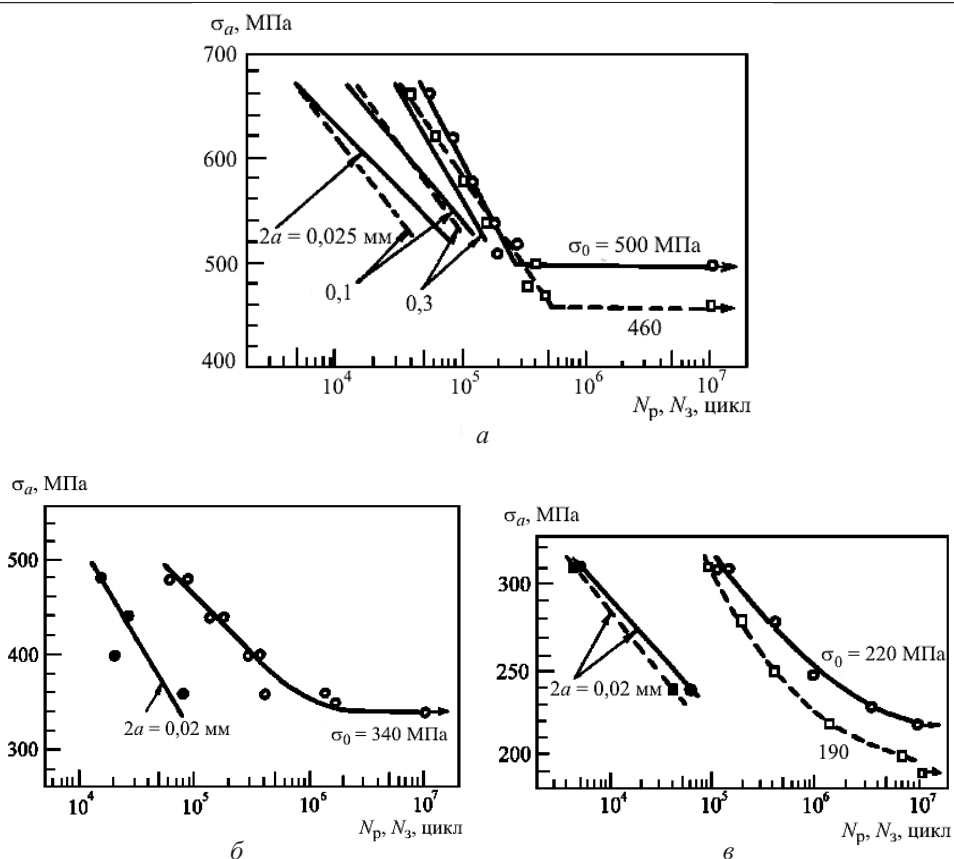


Рис. 2. Кривые усталости и кривые зарождения усталостных трещин разных размеров  $2a$  в малолегированной (а), высокопрочной углеродистой (б) и углеродистой (в) сталях,  $\sigma_0$  – предел выносливости гладкого образца (а, в: сплошные линии – мелкозернистая структура, штриховые – крупнозернистая).

в каком-либо соотношении с размерами структурных составляющих исследуемого материала, в третьих – такой размер принимается для удобства исследования и т.д.

При анализе соотношения стадий зарождения и развития усталостных трещин необходимо учитывать рассеяние чисел циклов до зарождения и распространения усталостных трещин [5, 8, 9 и др.]. Соотношение указанных стадий зависит от того, зародилась ли усталостная трещина на гладкой поверхности образца или ее зарождение инициировано нанесением на поверхность различных локальных повреждений [5, 7]. При этом важным является учет влияния на соотношение стадий метода определения числа циклов до разрушения образца: в одних случаях таким числом циклов является полное разрушение образца, в других – зарождение трещины определенного размера. Значительные сложности представляет измерение размеров малых трещин с высокой точностью.

**Влияние различных факторов на соотношение стадий зарождения и развития усталостных трещин.** На рис. 3 приведены результаты исследования развития поверхностных трещин в гладких образцах при круговом изгибе при различных напряжениях в виде зависимости размера трещины от отношения числа циклов нагружения к числу циклов до разрушения углеродистой стали S45C и малолегированных сталей SCr440, SCM435 и SNCM439 [7]. Полученные при различных уровнях напряжений экспериментальные данные показывают, что для каждого из

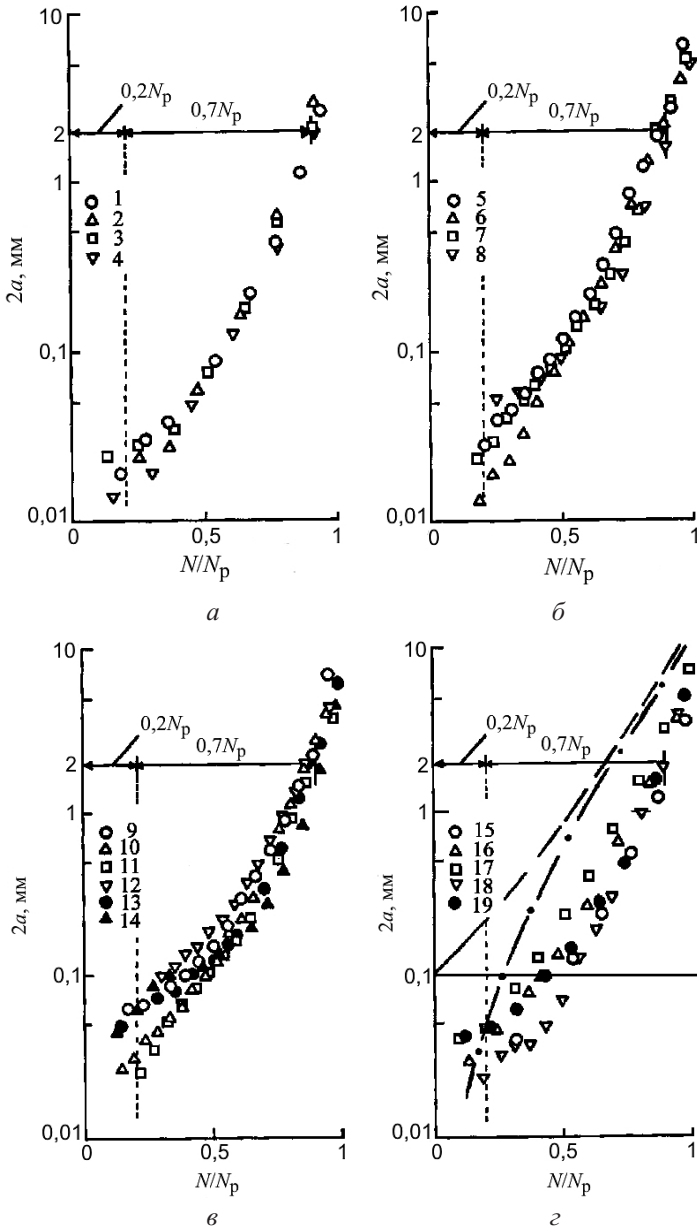


Рис. 3. Зависимость длины трещины  $2a$  от отношения  $N/N_p$  для сталей S45C (а), SCr440 (б), SCM435 (в) и SNCM439 (г): 1, 7, 11, 16 –  $\sigma_a = 700$  МПа; 2, 13, 18 –  $\sigma_a = 600$  МПа; 3, 14, 19 –  $\sigma_a = 500$  МПа; 4 –  $\sigma_a = 480$  МПа; 5, 9 –  $\sigma_a = 800$  МПа; 6, 10, 15 –  $\sigma_a = 750$  МПа; 8 –  $\sigma_a = 520$  МПа; 12, 17 –  $\sigma_a = 650$  МПа.

исследованных материалов они располагаются близко к единой кривой в координатах длина трещины  $2a$  – отношение  $N/N_p$ . Наблюдается определенное рассеяние результатов, которое наиболее существенно в области малых размеров трещин.

Если для исследованных сталей принять размер зародившейся трещины 0,025 мм, то при размере трещины 2,0 мм число циклов до зарождения трещины размером 0,025 мм составит  $0,2N_p$ , в то время как число циклов ее распространения –  $0,7N_p$  (рис. 3).

Приняв размер зародившейся трещины больше 0,025 мм, соотношение стадий зарождения и развития усталостных трещин будет другим.

В работе [7] приведены также результаты исследования распространения трещины в стали SNCM439 при инициировании зарождения трещины из сверлений диаметром и глубиной 0,1 мм. Осредненные результаты этих исследований при различных уровнях напряжений для случая, когда размер трещины равен сумме диаметра сверления и размера усталостной трещины, зародившейся в нем, показаны на рис. 3,з штриховой линией. Там же штрихпунктирной линией представлена зависимость, когда за размер трещины принимается только размер усталостной трещины, зародившейся в сверлении.

Из полученных результатов следует, что относительная продолжительность стадии зарождения трещины размером больше 0,1 мм при наличии сверления, которое имитирует поверхностный дефект, существенно уменьшается по сравнению со стадией зарождения трещины аналогичных размеров в неповрежденном образце.

Рассеяние чисел циклов до зарождения усталостных трещин принятых размеров и продолжительность их распространения до разрушения исследовались в работах [5, 8, 9]. На рис. 4 приведены результаты исследования углеродистой нормализованной стали (0,21% C) и углеродистой стали (0,45% C) после закалки и отпуска [8].

Для каждого материала при круговом изгибе при одном уровне напряжения исследовалось 15 или 16 образцов. Зарождение и развитие трещин максимальных размеров наблюдалось на гладкой поверхности образцов с использованием оптических методов.

На рис. 4,а,б построены зависимости размеров трещины от числа циклов нагружения, на рис. 4,в,г – зависимости длины трещины от отношения числа циклов до достижения трещиной определенных размеров к числу циклов до разрушения. Видно существенное рассеяние от образца к образцу числа циклов до зарождения трещин определенных размеров и до полного разрушения.

Наибольшее рассеяние данных отмечается для числа циклов до зарождения трещин сравнительно небольших размеров. Так, для нормализованной стали – это трещины размером 0,2 мм, для закаленной и отпущенной стали – 0,1 мм.

Рассеяние числа циклов нагружения от зарождения трещин указанных размеров до полного разрушения гораздо меньше, чем таковое до зарождения трещин.

Данные, приведенные в литературных источниках, показывают, что отношение числа циклов до зарождения усталостной трещины принятых размеров к числу циклов до разрушения ( $N_3/N_p$ ) возрастает с увеличением числа циклов до разрушения.

В работе [10] выполнено обобщение экспериментальных данных по оценке отношения  $N_3/N_p$  при осевом нагружении гладких образцов малолегированных сталей, алюминиевого сплава, высокопрочной стали, поликарбоната, чистого алюминия и никеля. Результаты такого обобщения приведены на рис. 5 в виде зависимости отношения числа циклов до зарождения усталостной трещины размером примерно 0,05–0,07 мм к числу циклов до разрушения от числа циклов до разрушения. Принятый размер трещины 0,05–0,07 мм близок к размерам трещин, соответствующих пределам выносливости углеродистых и малолегированных сталей.

Из приведенных на рис. 5 данных следует, что для рассмотренных материалов при числе циклов до разрушения больше  $10^6$  стадия зарождения усталостной трещины размером 0,05–0,07 мм составляет более 90% общей долговечности.

Увеличение доли зарождения трещины по сравнению с долей ее развития с ростом числа циклов до разрушения наблюдалось также в работах [11, 12 и др.].

При наличии концентраторов напряжений продолжительность стадии зарождения усталостной трещины принятых размеров уменьшается, а продолжительность стадии ее распространения увеличивается. Это наблюдается как при нанесении на

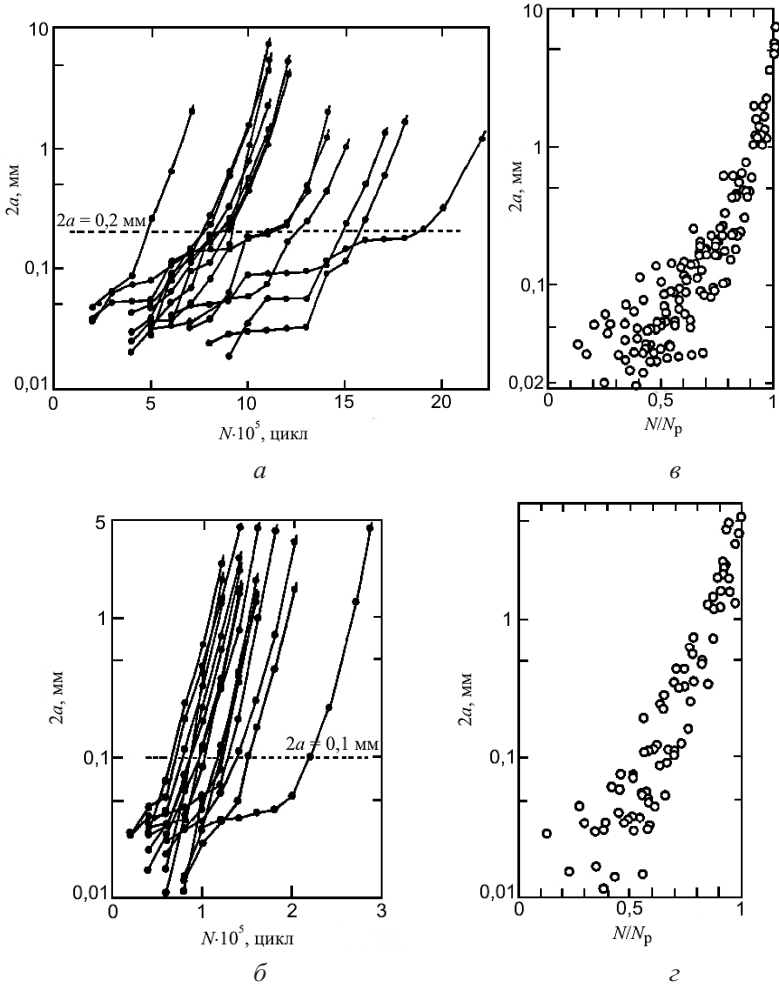


Рис. 4. Рассеяние результатов испытания углеродистой нормализованной стали (а, в) и углеродистой стали после закалки и отпуска (б, г): а, в –  $\sigma_a = 1,06\sigma_0 = 260$  МПа; б, г –  $\sigma_a = 1,14\sigma_0 = 500$  МПа;  $\sigma_0$  – предел выносливости.

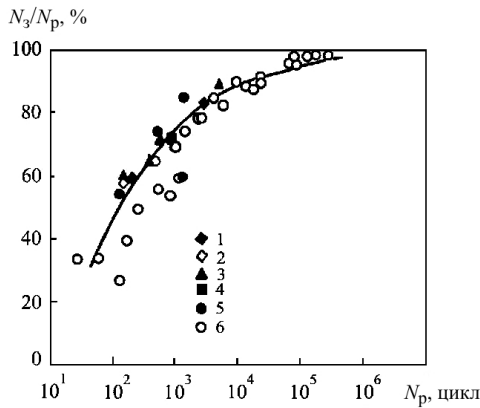


Рис. 5. Зависимость отношения  $N_3/N_p$  от числа циклов до разрушения  $N_p$ : 1, 2 – малолегированная сталь; 3 – алюминиевый сплав; 4 – высокопрочная сталь; 5 – поликарбонат; 6 – чистый алюминий и никель.

поверхность образцов различных локальных повреждений (сверление, коррозионные язвы и т.п.), что обычно имеет место как при инициировании зарождения трещин на поверхности, так и при наличии концентраторов больших размеров [11, 13 и др.].

На рис. 6 в координатах вероятность – число циклов  $N$  приведены результаты экспериментального исследования чисел циклов до зарождения усталостных трещин  $N_3$  (светлые точки) и их распространения  $N_{pc}$  (темные точки) в малоуглеродистой стали (0,16% С) различной зернистости (0,014...0,102 мкм) при инициировании поверхностных трещин из сверлений диаметром 0,2 мм [5] при напряжении  $\sigma_a = 255$  МПа. Механические свойства исследованной стали представлены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

## Механические свойства малоуглеродистой стали

Размер зерна, мм	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	Обозначение точек на рис. 6	
					$N_3$	$N_{pc}$
0,014	263	416	47	66	▽	▼
0,025	244	398	52	68	□	■
0,055	190	396	61	65	△	▲
0,102	187	400	59	64	○	●

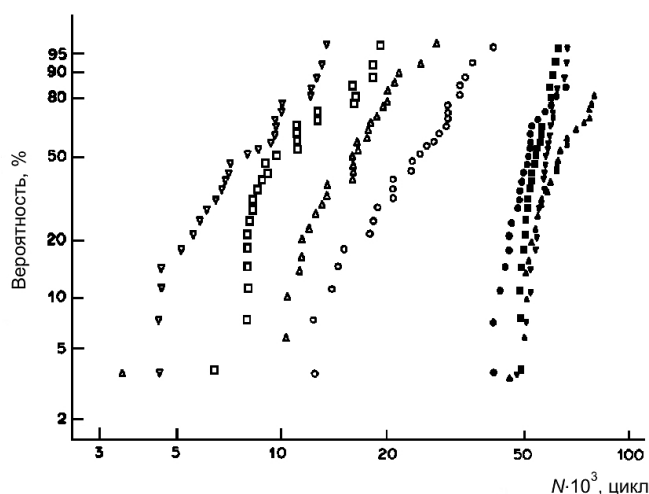
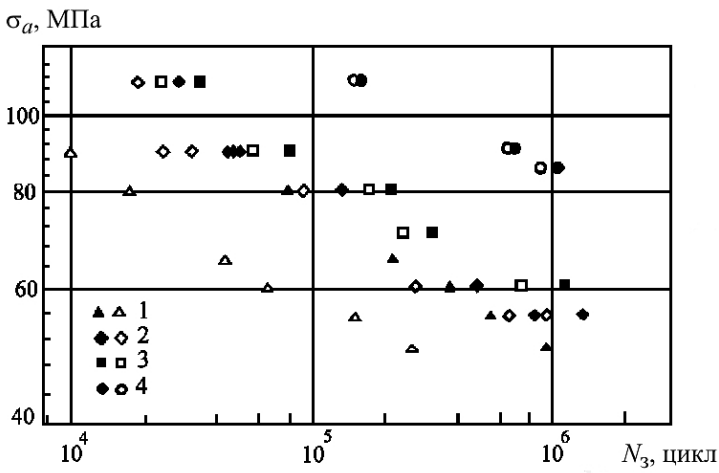


Рис. 6. Кривые распределения чисел циклов до зарождения и распространения усталостных трещин из концентратора напряжения в малоуглеродистой стали различной зернистости.

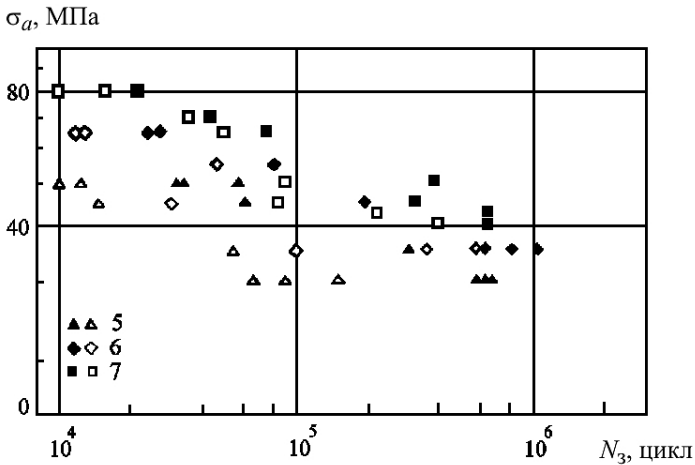
За число циклов до зарождения трещины  $N_3$  принималось число циклов до достижения трещиной размера, равного сумме диаметра сверления и инициированной сверлением трещины длиной 2,5 размера зерна, за разрушение – число циклов до достижения трещиной длины 3,0 мм.

Из рис. 6 следует, что при наличии концентраторов напряжений в виде сверлений число циклов до зарождения трещин принятых размеров значительно меньше, чем число циклов распространения трещины. Кроме того, число циклов до зарождения усталостной трещины существенно зависит от размера зерна и с ростом последнего увеличивается, число циклов распространения усталостной трещины практически не зависит от размера зерна, рассеяние числа циклов до зарождения трещин принятых размеров существенно больше, чем рассеяние числа циклов распространения трещины.

Детальное исследование продолжительности стадии зарождения усталостных трещин глубиной 0,5 мм и их распространения в зависимости от радиуса концентратора напряжений (теоретического коэффициента концентрации напряжений) в деформированной стали и литом алюминиевом сплаве выполнено в работе [13]. Исследование проводилось при осевом нагружении с коэффициентом асимметрии цикла  $R = 0,1$  плоских образцов шириной 40–60 мм с боковыми концентраторами напряжений глубиной 8–10 мм. Для стали радиус концентратора напряжений  $\rho = 0,2; 1,25; 2,5; 10$  мм, для алюминиевого сплава  $\rho = 0,1; 1,25; 2,5$ , что отвечает теоретическим коэффициентам концентратора напряжения  $K_T = 2,04 \dots 10,43$  и  $K_T = 2,95 \dots 12,1$  соответственно. Результаты исследования показывают, что для стали при больших радиусах концентратора напряжений, например при  $\rho = 10$  мм, число циклов до зарождения трещины глубиной 0,5 мм весьма близко к числу циклов до полного разрушения (рис. 7). В то же время для малых радиусов концентратора напряжений стадия зарождения трещины намного меньше стадии ее распространения.



а



б

Рис. 7. Число циклов до зарождения усталостной трещины (светлые точки) и до разрушения образцов (темные точки) с концентраторами напряжений из деформированной стали (а) и литого алюминиевого сплава (б): 1 –  $\rho = 0,2$  мм; 2, 6 –  $\rho = 1,25$  мм; 3, 7 –  $\rho = 2,5$  мм; 4 –  $\rho = 10$  мм; 5 –  $\rho = 0,1$  мм.



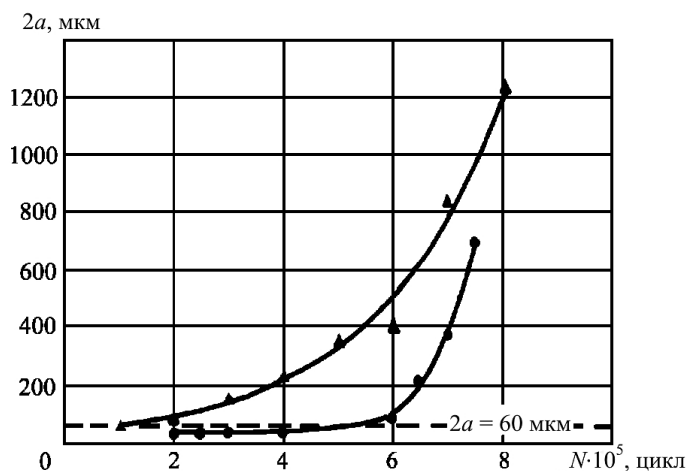


Рис. 8. Зависимость размера трещины от числа циклов нагружения при растяжении (●) и кручении (▲).

На рис. 8 приведены зависимости размеров поверхностных усталостных трещин от числа циклов нагружения при осевом нагружении и кручении гладких образцов из малоуглеродистой стали при напряжениях, приводящих в обоих случаях примерно к одинаковому ( $9 \cdot 10^5$ ) числу циклов до полного разрушения [14].

Принималось, что размер зародившейся трещины соответствует суммарным размерам одного ферритного и двух перлитных зерен, что составляет 60 мкм.

Из рис. 8 следует, что усталостная трещина размером 0,060 мм зарождается в гладких образцах при кручении при гораздо меньшем числе циклов нагружения ( $N_3/N_p \approx 10\%$ ), чем при осевом нагружении ( $N_3/N_p \approx 60\%$ ), и, следовательно, стадия зарождения усталостной трещины принятых размеров при кручении является менее существенной, чем при осевом нагружении.

Этот вывод хорошо соответствует результатам, полученным в работе [15], в которой исследовалось зарождение трещины длиной 0,1 мм при кручении и осевом нагружении тонкостенных образцов из сталей 45, 12ХН3А и 40Х. Там же показано, что весьма малое отношение  $N_3/N_p$  при кручении гладких образцов, очевидно, обусловлено тем, что рост трещин до 0,06–0,1 мм в исследованных сталях происходит в плоскости максимальных касательных напряжений, когда скорость развития усталостной трещины весьма велика, в то время как при растяжении основное ее развитие наблюдается в плоскости максимальных нормальных напряжений.

В случае если трещина развивается из концентратора напряжения, то как при растяжении, так и при кручении она зарождается в плоскости максимальных нормальных напряжений [16, 17], при этом отношение  $N_3/N_p$  остается одинаковым.

**Некоторые подходы к определению условий перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению.** Переход от рассеянного к локализованному усталостному повреждению можно исследовать по изменению интегральных характеристик процессов, связанных с локальными пластическими деформациями, как, например, циклические неупругие деформации, и образованием микротрещин, а также по закономерностям перехода от нераспространяющихся коротких трещин к распространяющимся, на основе анализа кинетики распространения усталостных трещин и т.п.

Представляют интерес результаты, полученные в работах [18, 19], в которых продолжительность стадии зарождения магистральной усталостной трещины и условия перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению анали-

зировались с использованием зависимостей величины неупругой деформации за цикл, равной ширине петли гистерезиса в координатах напряжение–деформация, от числа циклов нагружения. Исследовались конструкционные стали с пределом текучести 482...675 МПа при симметричном растяжении с частотой 20 Гц.

На рис. 9 показаны зависимости неупругой деформации за цикл от числа циклов нагружения при различных амплитудах напряжения для стали А10 ( $\sigma_{0,2} = 450$  МПа,  $\sigma_B = 570$  МПа,  $\delta = 6\%$ ). Анализ данных зависимостей [18, 19] свидетельствует о том, что перегиб в области малых чисел циклов нагружения (на рис. 9 линия I) соответствует появлению микроскопических трещин в зонах локального пластического деформирования, а перегиб в области больших чисел циклов нагружения (линия II) – их объединению и возникновению магистральных усталостных трещин.

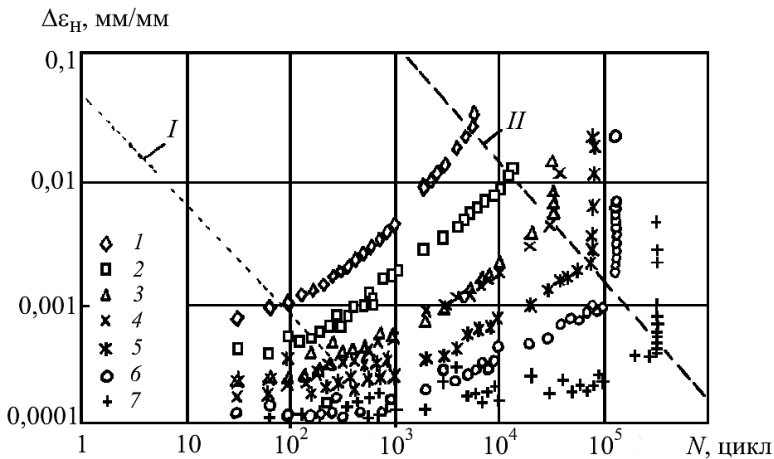


Рис. 9. Изменение циклических неупругих деформаций  $\Delta\epsilon_n$  в зависимости от числа циклов нагружения  $N$  для стали А10: 1 –  $\sigma_a = 530$  МПа; 2 –  $\sigma_a = 500$  МПа; 3, 4 –  $\sigma_a = 450$  МПа; 5, 6 –  $\sigma_a = 400$  МПа; 7 –  $\sigma_a = 350$  МПа.

Обобщенные полученные результаты приведены на рис. 10.

В соответствии с полученными результатами отношение числа циклов до зарождения магистральной трещины к числу циклов до разрушения в исследованном диапазоне напряжений составляет 0,83 и практически не зависит от напряжений.

Полученный в работах [18, 19] вывод о том, что отношение числа циклов до зарождения магистральной трещины к числу циклов до разрушения не зависит от величины напряжений в рассмотренном диапазоне напряжений, очевидно, будет справедливым для материалов, для которых зависимость длины трещины от отношения числа циклов нагружения к числу циклов до разрушения при напряжениях выше предела выносливости не зависит от напряжений, как это имело место, например, в работе [20].

О переходе от рассеянного к локализованному усталостному повреждению при напряжениях выше предела выносливости, что характеризуется в первую очередь резким увеличением скорости распространения магистральной усталостной трещины, можно судить по зависимостям скорости развития коротких трещин от коэффициента интенсивности напряжений или от размера трещины, величины которых находятся в определенной зависимости.

Исследованию зависимости скорости распространения коротких усталостных трещин от коэффициента интенсивности напряжений (размера трещины) посвящены многочисленные работы [1–3, 20–30 и др.].

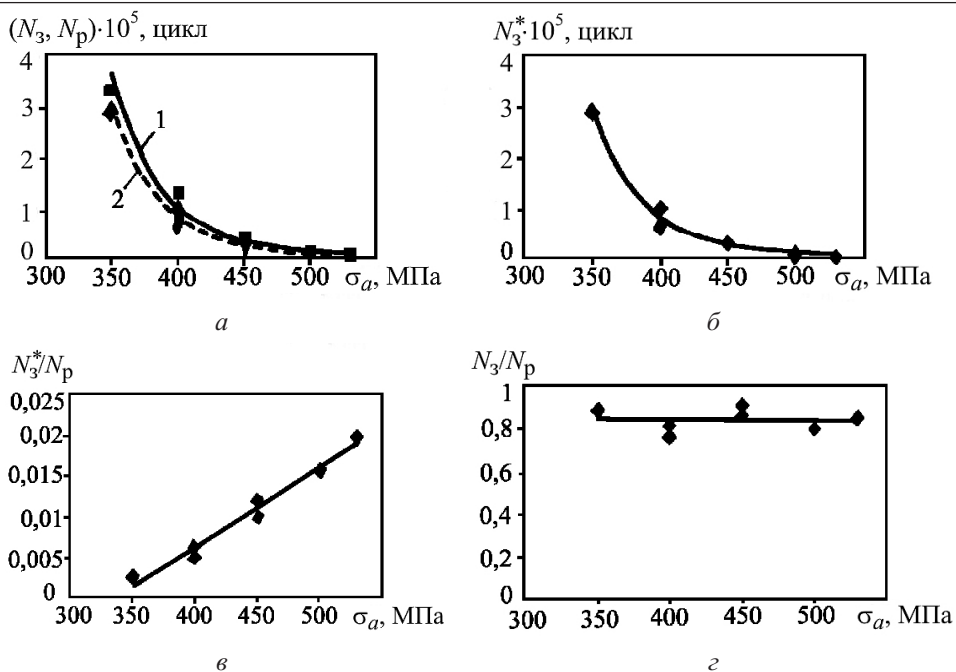


Рис. 10. Зависимость числа циклов до разрушения (кривая 1) и до зарождения магистральной трещины (кривая 2) – а и микроскопических трещин – б, а также отношения числа циклов до зарождения микроскопических трещин (в) и магистральной усталостной трещины (г) к числу циклов до разрушения от амплитуды напряжений для стали А10.

Скорость распространения коротких трещин зависит от влияния многих микро-структурных факторов, учет которых требует построения весьма сложных моделей. Например, особенности элементов микроструктуры, которые в одном и том же сплаве имеют различные физическую природу и размеры, особенности границ между микро-структурными элементами, ориентация кристаллографических плоскостей соседних структурных элементов по отношению друг к другу, уровень пластических деформаций в вершине трещины, вызывающих ее закрытие, и т.п.

Не вдаваясь в подробности исследования влияния этих факторов на скорость развития коротких трещин, рассмотрим общие закономерности их перехода к распространению с большой скоростью.

Результаты исследования развития коротких трещин на поверхности образцов из алюминиевого сплава 7075–Т6 при осевом нагружении при асимметрии цикла  $R = 0$  приведены на рис. 11 в виде зависимости скорости их развития от размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  [29]. Видно, что короткие трещины развиваются при существенно меньших значениях коэффициентов интенсивности напряжений, чем длинные, скорость их развития достигает значительных величин.

По мере роста размеров трещины могут либо останавливаться, либо, достигнув минимальной скорости, распространяться с увеличивающейся скоростью, переходя к развитию в соответствии с кривой развития длинных трещин (рис. 11).

Условия, при которых трещина начинает развиваться с увеличивающейся скоростью, можно принять за условия перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению.

Как видно из рис. 11, все короткие трещины, которые переходят в длинные, достигают минимальной скорости развития при одном и том же размахе коэффициента интенсивности напряжений.

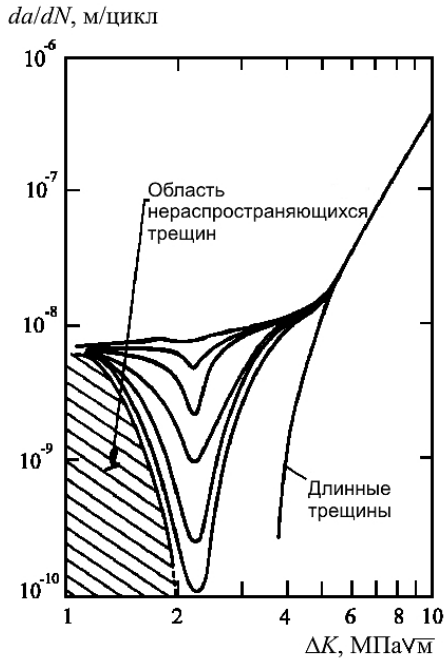


Рис. 11. Распространение коротких трещин в алюминиевом сплаве 7075-T6.

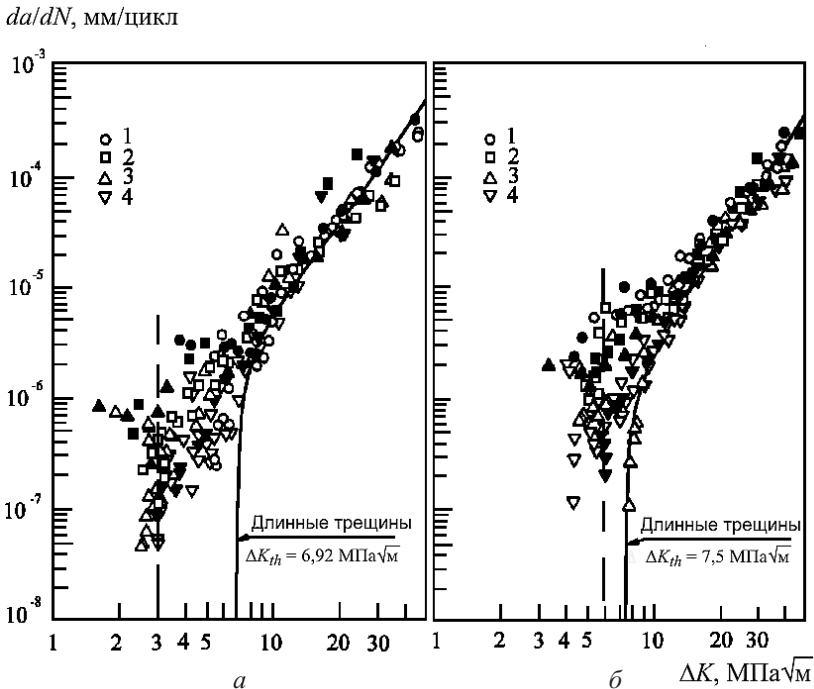


Рис. 12. Рост коротких и длинных трещин в малолегированной стали с мелко- (а) и крупнозернистой (б) структурой: 1 –  $\sigma_a = 660$  МПа; 2 –  $\sigma_a = 620$  МПа; 3 –  $\sigma_a = 580$  МПа; 4 –  $\sigma_a = 540$  МПа. (Здесь и на рис. 13: темные точки – результаты исследования развития магистральных трещин, т.е. трещин, приводящих к полному разрушению образцов; штриховые линии – значения размахов коэффициентов интенсивности напряжений при переходе магистральных трещин к развитию с большой скоростью.)

Т а б л и ц а 2

## Размеры усталостных трещин в малолегированной и малоуглеродистой сталях

Сталь	$D$ , мм	$\sigma_{-1}$ , МПа	$d$ , мм	$\sigma_a$ , МПа	$a$ , мм, при $\sigma_a$
Мало- легированная [2]	$\frac{0,015}{0,091}$	$\frac{500}{460}$	$\frac{0,010}{0,028}$	$\frac{540}{540}$	$\frac{0,010}{0,038}$
				$\frac{620}{620}$	$\frac{0,080}{0,029}$
Мало- углеродистая [3]	$\frac{0,024}{0,084}$	$\frac{220}{190}$	$\frac{0,026}{0,174}$	$\frac{240}{240}$	$\frac{0,018}{0,101}$
				$\frac{310}{310}$	$\frac{0,011}{0,061}$

**Примечание.** Над чертой приведены данные для стали с мелкозернистой структурой, под чертой – крупнозернистой.

$da/dN$ , мм/цикл

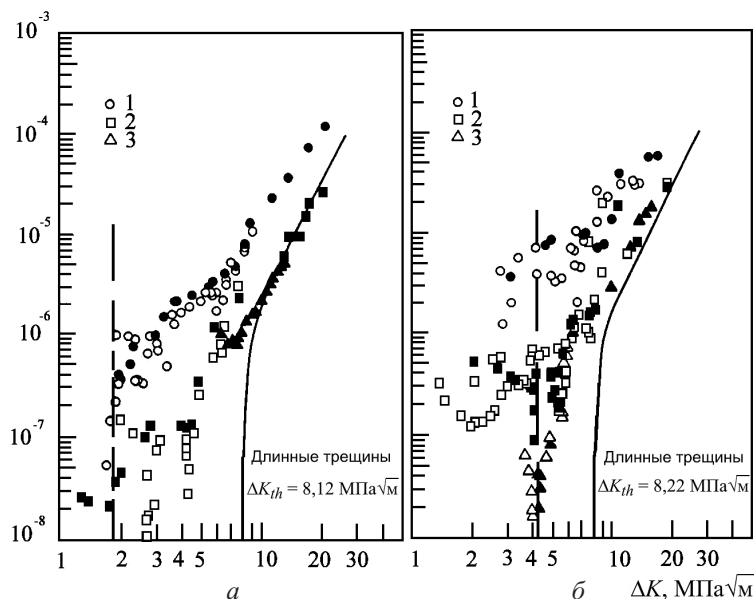


Рис. 13. Рост коротких и длинных трещин в малоуглеродистой стали с мелко- (а) и крупнозернистой (б) структурой: 1 –  $\sigma_a = 310$  МПа; 2 –  $\sigma_a = 240$  МПа; 3 –  $\sigma_a = 180$  МПа.

На рис. 12 и 13 приведены результаты исследования распространения коротких и длинных трещин в малолегированной [2] и малоуглеродистой [3] сталях с мелко- и крупнозернистой структурой при круговом изгибе при напряжениях выше предела выносливости.

Воспользовавшись зависимостью между коэффициентами интенсивности напряжений и глубиной трещины в виде [2, 3]  $\Delta K = \sigma_a \sqrt{\pi a}$ , где  $\Delta K$  – размах коэффициента интенсивности напряжений, который при симметричном цикле нагружения равен максимальному значению,  $\sigma_a$  – амплитуда напряжения,  $a$  – глубина трещины, в предположении, что глубина трещины равна половине ее длины на поверхности, можно по результатам, приведенным на рис. 12 и 13, найти значения размеров трещин, соответствующих переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению при различных уровнях напряжений (табл. 2).

Из данных, представленных в табл. 2, следует, что размеры трещин, соответствующие переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, при напряжениях выше предела выносливости меньше, чем таковые при пределе выносливости, полученные экспериментально.

Для всех исследованных материалов с повышением напряжений размер трещины, соответствующий переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению, уменьшается.

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

Как следует из работ [23 и др.], аналогичный характер имеет развитие трещин из концентраторов напряжения.

## Выводы

1. Выполнен анализ соотношения продолжительности стадий зарождения и развития усталостных трещин с учетом влияния размеров трещин, принимаемых за размер зародившейся трещины, наличия на поверхности образцов локальных повреждений, рассеяния результатов испытаний, концентрации напряжений, вида напряженного состояния и других факторов.

2. Рассмотрены подходы к определению условий перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению.

3. Предложена методика определения условий перехода от рассеянного к локализованному усталостному повреждению с использованием диаграмм развития коротких трещин и показано, что для исследуемых материалов размеры усталостных трещин, соответствующие переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению при напряжениях выше предела выносливости меньше, чем таковые при пределе выносливости, они уменьшаются с увеличением напряжений.

4. Размеры трещин при переходе от одной стадии усталостного повреждения к другой возрастают с увеличением размера зерна.

## Резюме

Виконано аналіз співвідношення тривалості стадій зародження і розвитку тріщин від утомленості з урахуванням впливу розмірів тріщин, що відповідають їх зародженню, наявності на поверхні зразків локальних пошкоджень, розсіяння результатів випробування, концентраторів напружень, виду напруженого стану та інших чинників. Розглянуто підходи до визначення умов переходу від розсіяного до локалізованого утомного пошкодження і наведено результати дослідження цих умов, що базуються на аналізі зміни характеристик циклічної непружності металів і сплавів у залежності від числа циклів навантаження і швидкості розвитку коротких тріщин від утомленості у залежності від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень.

1. Tokaji K., Ogawa T., and Harada Y. Evaluation on limitation of linear elastic fracture mechanics for small fatigue crack growth // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1987. – **10**, No. 4. – P. 281 – 289.
2. Tokaji K., Ogawa T., Harada Y., and Ando Z. Limitation of linear elastic fracture mechanics in respect of small fatigue cracks and microstructure // *Ibid.* – 1986. – **9**, No. 1. – P. 1 – 14.
3. Tokaji K., Ogawa T., and Harada Y. The growth of small fatigue cracks in a low carbon steel, the effect of microstructure and limitations of linear elastic fracture mechanics // *Ibid.* – No. 3. – P. 205 – 217.

4. *Suh C. M., Yuuki R., and Kitagawa H.* Fatigue microcracks in a low carbon steel // *Ibid.* – 1985. – **8**, No. 2. – P. 193 – 203.
5. *Ochi Y., Ishii A., and Sasaki S. K.* An experimental and statistical investigation of surface fatigue crack initiation and growth // *Ibid.* – No. 4. – P. 327 – 339.
6. *Tokaji K., Ogawa T., and Osako S.* The growth of microstructurally small fatigue cracks in a ferritic-pearlitic steel // *Ibid.* – 1988. – **11**, No. 5. – P. 321 – 342.
7. *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.
8. *Goto M.* Scatter in small crack propagation and fatigue behaviour in carbon steels // *Ibid.* – 1993. – **16**, No. 8. – P. 795 – 809.
9. *Goto M.* Statistical investigation of the behaviour of small cracks and fatigue life in carbon steels with different ferrite grain sizes // *Ibid.* – 1994. – **17**, No. 6. – P. 635 – 649.
10. *Manson S. S.* Fatigue: a complex subject – some simple approximation // *Exp. Mech.* – 1965. – **5**, No. 4. – P. 193 – 226.
11. *Шанявский А. А.* Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. – Уфа: Монография, 2003. – 802 с.
12. *Терентьев В. Ф.* Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2003. – 254 с.
13. *Lazzarin P., Tovo R., and Meneghetti G.* Fatigue crack initiation and propagation phases near notches in metals with low notch sensitivity // *Int. J. Fatigue.* – 1997. – **19**, No. 8-9. – P. 647 – 657.
14. *Nasr A., Nadot Y., Bouraoui Ch., et al.* Fatigue initiation in C35 steel: influence of loading and defect // *Ibid.* – 2010. – **32**. – P. 780 – 787.
15. *Драган В. И.* Влияние вида напряженного состояния и концентрации напряжений на характеристики сопротивления усталостному разрушению сталей: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев, 1982. – 24 с.
16. *Троценко В. Т., Драган В. И.* Исследование влияния концентрации напряжений на характеристики сопротивления усталостному разрушению сталей по критерию зарождения трещины // *Пробл. прочности.* – 1986. – № 2. – С. 3 – 8.
17. *Троценко В. Т., Драган В. И.* Исследование закономерностей неупругого деформирования и усталостного разрушения металлов при кручении // *Там же.* – 1982. – № 5. – С. 3 – 10.
18. *Socha G.* Experimental investigations of fatigue crack nucleation, growth and coalescence in structural steel // *Int. J. Fatigue.* – 2003. – **25**, No. 2. – P. 139 – 147.
19. *Socha G.* Prediction of the fatigue life on the basis of damage progress rate curves // *Ibid.* – 2004. – **26**, No. 4. – P. 336 – 347.
20. *De los Rios E. R., Mohamed H. J., and Miller K. J.* A micro-mechanics analysis for short fatigue crack growth // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1985. – **8**, No. 1. – P. 49 – 63.
21. *Ahmad H. Y. and Yates J. R.* An elastics-plastic model for fatigue crack growth at notches // *Ibid.* – 1994. – **17**, No. 6. – P. 651 – 660.
22. *Turnbull A. and De los Rios E. R.* The effect of grain size on fatigue crack growth in an aluminium magnesium alloy // *Ibid.* – 1995. – **18**, No. 11. – P. 1355 – 1366.
23. *Tanaka K. and Nakai Y.* Propagation and non-propagation of short fatigue cracks at a sharp notch // *Ibid.* – 1983. – **6**, No. 4. – P. 315 – 327.

24. *Taylor D. and Khott J. F.* Fatigue crack propagation behaviour of short cracks; the effect of microstructure // *Ibid.* – 1981. – **4**, No. 2. – P. 147 – 155.
25. *Navarro A. and De los Rios E. R.* A microstructurally-short fatigue crack growth equation // *Ibid.* – 1988. – **11**, No. 5. – P. 383 – 396.
26. *Hyspecky P. and Strnadel B.* Conversion of short fatigue cracks into a long crack // *Ibid.* – 1992. – **15**, No. 9. – P. 845 – 854.
27. *De los Rios E. R., Tang Z., and Miller K. J.* Short crack fatigue behaviour in a medium carbon steel // *Ibid.* – 1984. – **7**, No. 2. – P. 97 – 108.
28. *Lankford J.* The influence of microstructure on the growth of small fatigue cracks // *Ibid.* – 1985. – **8**, No. 2. – P. 161 – 175.
29. *Lankford J.* The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum // *Ibid.* – 1982. – **5**, No. 3. – P. 233 – 248.
30. *Hamm R. W. and Johnson W. S.* A unification of small and large-crack growth laws // *Ibid.* – 1999. – **22**, No. 8. – P. 711 – 722.

Поступила 25. 11. 2013