

Пороговые коэффициенты интенсивности напряжений и пределы выносливости металлов

В. Т. Трощенко

Институт проблем прочности НАН Украины, Киев, Украина

Рассмотрены общие закономерности изменения пороговых коэффициентов интенсивности напряжений металлов с учетом влияния различных факторов. Обоснована возможность прогнозирования пределов выносливости гладких образцов и образцов в условиях фреттинга по известным характеристикам пороговых коэффициентов интенсивности напряжений.

Ключевые слова: пороговый коэффициент интенсивности напряжений, предел выносливости, фреттинг-усталость

Введение. Критерии механики разрушения (механики трещин) используются как для описания закономерностей развития макроскопических усталостных трещин, так и для построения моделей, основанных на учете структурной и эксплуатационной дефектности материалов и позволяющих описывать общие закономерности их усталостного разрушения. Последний подход особенно эффективен для структурно-неоднородных материалов, например титановых сплавов, в которых, как правило, можно выделить структурные элементы, выполняющие роль структурных надрезов, а также для тех случаев нагружения, как, например, в условиях фреттинга, когда на самой ранней стадии циклического нагружения возникают микротрещины и весь дальнейший процесс усталости является процессом их развития.

Основной характеристикой, контролирующей начало развития трещины, а следовательно, и определяющей величину предела выносливости, служит пороговый коэффициент интенсивности напряжений K_{th} .

1. Методики исследования. В данной работе обобщены результаты многочисленных исследований характеристик усталости и трещиностойкости различных металлических материалов.

Не имея возможности подробно рассмотреть методики этих исследований, дадим лишь ссылки на работы, где они подробно описаны.

Методики исследования усталости и трещиностойкости сплавов при изгибе представлены в работе [1], методики исследования усталости и трещиностойкости сплавов при растяжении–сжатии и методики исследования трещиностойкости при чистом сдвиге – в [2, 3], методики исследования при фреттинге – в [2–4].

Фреттинг-усталость исследовалась в условиях осевого нагружения при инициировании фреттинга путем прижатия к поверхности образцов мостиков фреттинга с помощью упругих колец. По полученным результатам строились кривые усталости в координатах напряжение σ – логарифм числа циклов до разрушения $\lg N$ на базе 10^7 цикл.

При исследовании трещиностойкости строились диаграммы в координатах скорость развития трещин da/dN – размах (ΔK) или максимальное значение (K_{\max}) коэффициента интенсивности напряжений. Исследования проводились в диапазоне частот 20...100 Гц.

Размах коэффициента интенсивности напряжений полагали равным K_{\max} при $R \leq 0$ и $K_{\max} - K_{\min}$ при $R > 0$, где $R = K_{\min} / K_{\max}$ – асимметрия цикла нагружения. $K_{\max th}$ (ΔK_{th}) – пороговый коэффициент интенсивности напряжений, принимался как максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений, при котором трещина не растет в течение заданного числа циклов нагружения [1].

В литературных источниках используется также эффективное значение коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{eff} , которое определяется по формуле

$$\Delta K_{eff} = K_{\max} - K_{op},$$

где K_{op} – коэффициент интенсивности напряжений, соответствующий открытию трещины.

Типичное соотношение величин пороговых коэффициентов интенсивности напряжений $K_{\max th}$, ΔK_{th} и $K_{th eff}$ для различных асимметрий цикла на примере стали 15Х2МФА показано на рис. 1 [5].

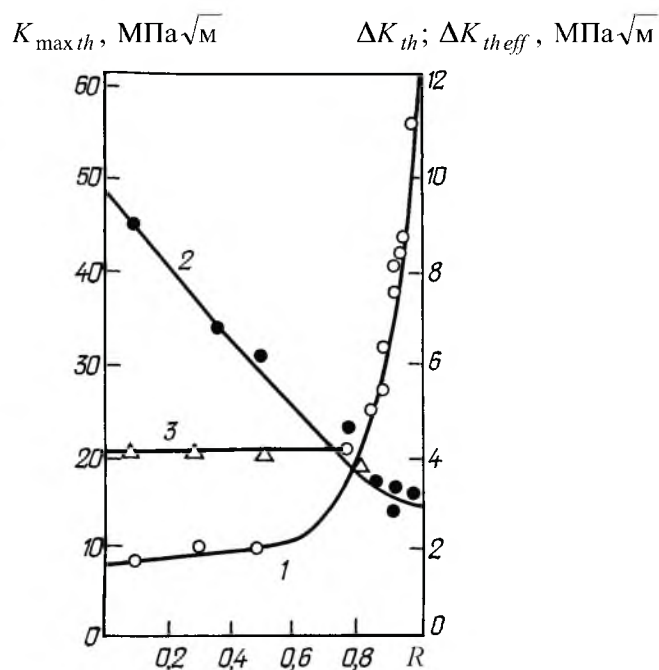


Рис. 1. Зависимости $K_{\max th}$ (1), ΔK_{th} (2) и $\Delta K_{th eff}$ (3) от асимметрии цикла для стали 15Х2МФА.

2. Сравнение величин ΔK_{th} с другими механическими характеристиками материалов. Сравнение величин пороговых коэффициентов интенсивности напряжений ΔK_{th} с соответствующими значениями пределов текучести $\sigma_{0,2}$, пределов прочности σ_B и пределов выносливости при

изгибе σ_{-1} для большой группы хромистых и теплоустойчивых сталей, титановых и никелевых сплавов при симметричном изгибе выполнено в работе [6].

Результаты этого сравнения показали, что не наблюдается четкой корреляции между величинами ΔK_{th} и $\sigma_{0,2}$, σ_B , σ_{-1} . Отсутствие корреляции между величинами ΔK_{th} и σ_{-1} , которые являются характеристиками сопротивления разрушению при циклическом нагружении, объясняется зависимостью предела выносливости не только от величины порогового коэффициента интенсивности напряжений, но и от структурных особенностей исследуемого сплава. Проиллюстрируем это зависимостями, следующими из линейной механики разрушения.

В общем виде коэффициент интенсивности напряжений

$$K_I = Y\sigma\sqrt{a+a_0}, \quad (1)$$

где σ – напряжение; a – размер трещины; a_0 – размер структурного дефекта; Y – геометрический фактор.

При $K_I = \Delta K_{th}$, $\sigma = \sigma_{-1}$, $a = 0$ будем иметь

$$\Delta K_{th} = Y\sigma_{-1}\sqrt{a_0}; \quad (\sigma_{-1})_p = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{a_0}}. \quad (2)$$

Если принять, что определяющим является эффективное значение порогового коэффициента интенсивности напряжений, то получим

$$\Delta K_{th\,eff} = Y\sigma_{-1}\sqrt{a_0}; \quad (\sigma_{-1})_p^* = \frac{\Delta K_{th\,eff}}{Y\sqrt{a_0}}. \quad (3)$$

Возможность применения формул (2) и (3) для описания взаимосвязи величин σ_{-1} и ΔK_{th} , $\Delta K_{th\,eff}$ для титанового сплава ВТЗ-1 после различных режимов термомеханической обработки будет обоснована ниже.

3. Влияние различных факторов на величину ΔK_{th} . Величина порогового коэффициента интенсивности напряжений металлов ΔK_{th} зависит от асимметрии цикла нагружения, температуры, среды испытания, перегрузки и других факторов.

Исследования углеродистых и хромистых сталей, титановых, алюминиевых и никелевых сплавов показали, что величина ΔK_{th} уменьшается с ростом коэффициента асимметрии цикла нагружения. При этом наблюдается значительный разброс результатов [1].

Ранее [6] установлено, что для хромистых сталей, титановых и никелевых сплавов с повышением температуры имеет место существенное (до 50%) снижение пороговых коэффициентов интенсивности напряжений.

В работах [2, 7] приведены результаты исследования влияния паров раствора солей морской воды среднеокеанического состава на величину ΔK_{th} хромистых сталей и титановых сплавов при симметричных циклах

нагружения. Установлено, что уменьшение величины ΔK_{th} в этом случае достигает 40% и более. Весьма существенное отличие в степени снижения указанной величины наблюдается для титановых сплавов, имеющих различные химический состав и термическую обработку.

Большое влияние на распространение трещин оказывают перегрузки, после которых развитие трещин замедляется, что объясняется как затуплением трещин, так и возникновением в их вершине зоны сжимающих остаточных напряжений [1]. Перегрузки приводят также к увеличению пороговых коэффициентов интенсивности напряжений.

Влияние перегрузок на величину пороговых коэффициентов интенсивности напряжений жаропрочных сталей, титановых и никелевых сплавов при комнатной и высоких температурах исследовано ранее [1]. Показано снижение интенсивности увеличения ΔK_{th} после перегрузки с повышением температуры испытания.

4. Взаимосвязь пределов выносливости и пороговых коэффициентов интенсивности напряжений. Исследования проводили на титановом сплаве ВТЗ-1, который подвергался различной термомеханической обработке (табл. 1) с целью получения разных структуры и механических свойств [8]. Типичная микроструктура исследуемых сплавов – это сочетание двух фаз в виде α -глобулей, α -пластин и $(\alpha + \beta)$ -матрицы. Размер α -глобулей обозначим d , толщину вторичных α -пластин – b , их величины для сплава ВТЗ-1 представлены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

Режимы термомеханической обработки сплава ВТЗ-1 и соответствующие им размеры структуры и механические свойства

Обозначение сплава	Режим термообработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	d , мкм	b , мкм	σ_{-1} , МПа	ΔK_{th} , МПа $\sqrt{м}$	$(\sigma_{-1})_p^{1)}$, МПа	$(\sigma_{-1})_p^{2)}$, МПа
I	Состояние поставки	1065	1114	2,0	0,1	700	4,74	1740	725
II	Закалка с 1323 К, 0,5 ч, прокатка при 1073 К, отжиг при 1073 К, 5 ч	1009	1069	3,0	0,7	600	5,06	1445	591
III	То же, но прокатка при 1123 К	1027	1084	1,8	1,5	650	4,60	1460	648
IV	То же, но прокатка при 1173 К	1011	1070	1,8	–	750	5,06	1930	764
V	То же, но прокатка при 1223 К	1100	1210	4,0	4,0	500	4,11	1060	512
VI	Режим, используемый на предприятии	998	1026	10,0	–	320	5,06	820	324

¹⁾ Расчет по формуле (2); ²⁾ расчет по формуле (3).

Общепринято, что уровень циклической прочности двухфазных титановых сплавов определяется свойствами менее прочной составляющей, каковой для указанного сплава является α -фаза.

Пределы выносливости и пороговые коэффициенты интенсивности напряжений определялись при плоском изгибе [8]. Как следует из данных табл. 1, имеет место четкая зависимость между размером α -глобулей и величиной предела выносливости.

Воспользовавшись зависимостью (2), определяющей величину предела выносливости, после подстановки в нее ΔK_{th} и $a_0 = d$ получим расчетные значения пределов выносливости $(\sigma_{-1})_p$, приведенные в табл. 1. Как видно, расчетные значения пределов выносливости значительно превышают экспериментальные. Рассчитывали также пределы выносливости с помощью формулы (3), в которой использовали эффективные значения пороговых коэффициентов интенсивности напряжений, рассчитанные, в соответствии с рекомендациями работы [9], по формуле

$$\Delta K_{th\text{eff}} = 1,6 \cdot 10^{-5} E,$$

где E – модуль упругости материала.

Полученные таким образом величины пределов выносливости $(\sigma_{-1})_p$ ²⁾ – табл. 1 весьма близки к определенным экспериментально.

5. Фреттинг-усталость. Фреттинг имеет место при взаимном перемещении (скольжении) контактирующих поверхностей на малую величину ($1,0 \cdot 10^{-6} \dots 2,5 \cdot 10^{-1}$ мм). В результате этого одна из контактирующих поверхностей разрушается с образованием локальных трещин. Дальнейший процесс усталостного разрушения состоит в развитии этих трещин и может быть описан с помощью подходов механики разрушения [2, 10–12].

5.1. Основные закономерности фреттинг-усталости. Исследуемые материалы, условия испытания и пределы выносливости при фреттинге приведены в табл. 2.

Испытания, за исключением специально оговоренных случаев, проводили при симметричном цикле осевого нагружения. Степень снижения предела выносливости при фреттинге характеризуется величиной K_f , равной отношению пределов выносливости образцов без фреттинга к таковым образцов с фреттингом.

Зависимость величины K_f от числа циклов до разрушения алюминиевых и титанового сплавов при различных асимметриях цикла иллюстрирует рис. 2 [4]. Приведенные результаты показывают, что наличие фреттинга существенно снижает пределы выносливости исследуемых сплавов. Степень влияния фреттинга повышается с увеличением числа циклов до разрушения, наиболее опасными являются симметричные циклы нагружения.

Данные, представленные в литературных источниках, свидетельствуют о том, что предел выносливости при фреттинге уменьшается с увеличением контактного давления до определенного уровня [4].

Трещины усталости возникают на ранней стадии нагружения (5...10% общей долговечности) в поверхностном слое под воздействием поверхностных сил в зоне фреттинга.

Т а б л и ц а 2

**Исследуемые материалы, условия испытания
и пределы выносливости при фреттинге**

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_H , МПа	δ , %	Материал контртела	Давление в контакте, МПа	Предел выносливости на базе 10^7 цикл, МПа		K_f
						Без фреттинга	С фреттингом	
Стали								
15кп	230	380	27	Сталь 45	120	180	130	1,40
20кп	—	390	27	» »	120	195	175	1,12
08ГСЮТ	403	540	30	» »	120	250	125	2,00
22Г2ТЮ	—	600	16	» »	120	290	150	1,93
15Г2АФВ	410	532	32	» »	120	250	120	2,10
Алюминиевые сплавы								
АМг6	157	360	19	Сплав АМг6	50	190 ($R=0$)	120 ($R=0$)	1,58
АМг6Н	343	430	7	Сталь 30ХГСА	50	—	56	—
АМг6Н	343	430	7	Сплав АМг6Н	100	—	70	—
Д16Т	322	424	10	Сплав Д16Т	50	112	55	2,04
Титановые сплавы								
ВТ9	1030	1140	7	Сплав ВТ10	80	—	140	—
ВТ14	980	1040	6	Сплав ВТ14	50	485	300	1,62

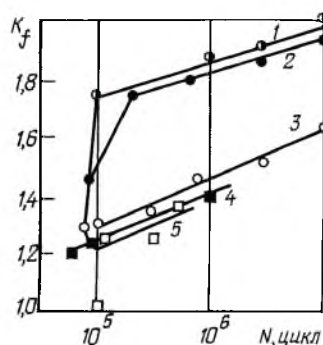


Рис. 2. Зависимость K_f от числа циклов до разрушения алюминиевых Д16АТ (1–3), АМг6 (4) и титанового ВТ14 (5) сплавов при различных значениях R : 1 – $R = -1$; 2, 4, 5 – $R = 0$; 3 – $R = 0,5$.

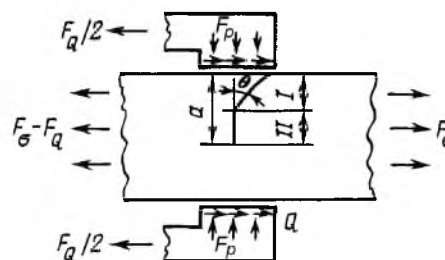


Рис. 3. Схема нагружения образца при фреттинге.

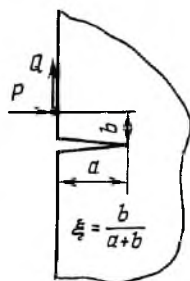


Рис. 4. Схема нагружения трещины.

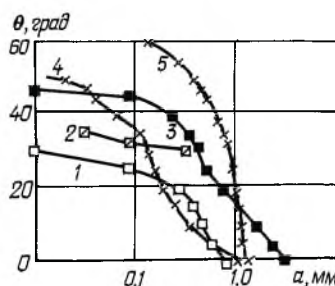


Рис. 5. Изменение угла наклона усталостной трещины в зависимости от ее глубины для алюминиевого АМг6 (1, 2) и титанового ВТ9 (3–5) сплавов: 1 – $\sigma_a = 90$ МПа; 2 – $\sigma_a = 75$ МПа; 3, 4 – $\sigma_a = 210$ МПа; 5 – $\sigma_a = 160$ МПа.

Схема сил, имеющих место в зоне фреттинга, изображена на рис. 3, где F_σ – переменная сила внешнего воздействия; F_p – сила давления; $F_Q = \mu F_p$ – сила трения (μ – коэффициент трения).

Коэффициенты интенсивности напряжений K_I и K_{II} для поверхностной трещины, обусловленные напряжениями P и Q (рис. 4), могут быть определены по следующим формулам [13]:

$$\begin{cases} K_{IP} = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} (1 - \xi^2)(0,824 + 0,06\xi - 0,84\xi^2 + 15,41\xi^3 - 53,38\xi^4 + 59,74\xi^5 - 21,82\xi^6); \\ K_{IQ} = \frac{Q}{\sqrt{\pi a}} (1 - \xi^2)(1,2949 + 0,0044\xi + 0,1281\xi^2 + 10,89\xi^3 - 22,14\xi^4 + 10,96\xi^5); \\ K_{IIP} = \frac{P}{\sqrt{\pi a}} (1 - \xi^2)(1,294 - 1,184\xi + 5,442\xi^2 + 28,14\xi^3 + 41,8\xi^4 - 22,38\xi^5); \\ K_{IIQ} = -K_{IP} \frac{Q}{P}. \end{cases} \quad (4)$$

Трещина усталости при фреттинге возникает, как правило, под углом, близким 45° к поверхности, переходя затем в плоскость, перпендикулярную последней.

На рис. 5 приведены некоторые результаты исследования кинетики изменения угла наклона трещины усталости для алюминиевого АМгб и титанового ВТ9 сплавов по мере продвижения трещины в глубь материала [2].

5.2. *Модель развития трещины усталости при фреттинге.* Ранее [12] была предложена модель развития трещины усталости при фреттинге, учитывающая наблюдаемые экспериментально закономерности развития таких трещин (рис. 6). Предполагается, что развитие трещины на начальной стадии определяется коэффициентом интенсивности касательных напряжений [14]:

$$K_\tau = \frac{1}{2} \cos \frac{\theta}{2} [K_I \sin \theta + K_{II}(3 \cos \theta - 1)], \quad (5)$$

где K_I и K_{II} – коэффициенты интенсивности напряжений от всех компонент напряжений, действующих в поверхностном слое. Предполагается, что на стадии I трещина развивается под углом θ , соответствующим максимальным значениям K_τ .

На стадии II развитие трещины определяется коэффициентом интенсивности нормальных напряжений [14]:

$$K_\sigma = \cos \frac{\theta}{2} \left[K_I \cos^2 \frac{\theta}{2} - \frac{2}{3} K_{II} \sin \theta \right]. \quad (6)$$

Условие перехода трещины от стадии I к II (рис. 6), что имеет место при напряжениях выше предела выносливости (кривая 1 на рис. 6), может быть представлено следующим образом:

$$K_{\tau} \geq K_{\tau th}; \quad K_{\sigma} \leq K_{th}.$$

Условие нераспространения трещины, что соответствует напряжениям ниже предела выносливости, имеет вид (кривая 2 на рис. 6)

$$K_{\tau} < K_{\tau th}.$$

В представленных выше зависимостях K_{th} , $K_{\tau th}$ – пороговые коэффициенты интенсивности напряжений при растяжении и сдвиге соответственно.

Для некоторых исследуемых сплавов значения K_{th} и $K_{\tau th}$ приведены в табл. 3.

Т а б л и ц а 3

Пороговые значения коэффициентов интенсивности напряжений при циклических испытаниях

Материал	R	K_{th} , МПа $\sqrt{м}$	$K_{\tau th}$, МПа $\sqrt{м}$	$K_{th} / K_{\tau th}$
Стали 15кп	0	7,86	5,0	1,54
	-1	5,07	2,95	1,72
08ГсЮТ	0	5,54	3,48	1,60
	-1	4,18	2,46	1,70
22Г2ТЮ	0	4,72	3,10	1,52
	-1	3,05	1,83	1,67
Титановый сплав ВТ-9	0	2,70	1,86	1,45
	-1	1,65	1,08	1,53
Алюминиевый сплав АМг6Н	0	4,30	2,94	1,46
	-1	3,82	3,70	1,42

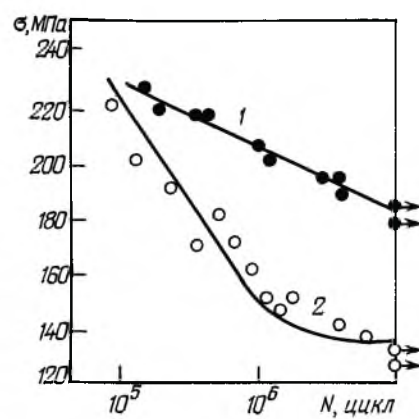
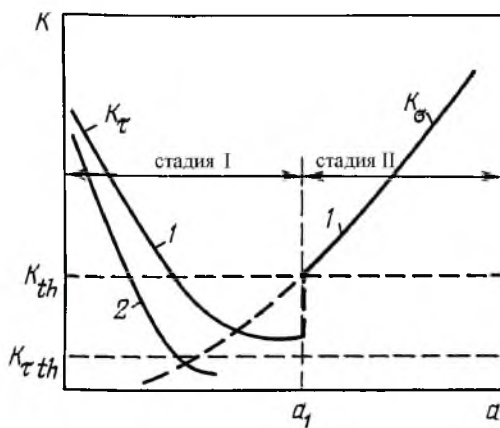


Рис. 6. Модель развития трещин фреттинг-усталости.

Рис. 7. Экспериментальные (точки) и расчетные (линии) кривые усталости стали 15кп без фреттинга (1) и с фреттингом (2).

Определив величины K_{th} и $K_{\tau th}$ для исследуемого сплава и построив графики изменения коэффициентов интенсивности напряжений K_{τ} и K_{σ} в зависимости от размера трещины a , как это следует из рис. 6, можно оценить величину предела выносливости в условиях фреттинга.

Для напряжений выше предела выносливости, имея диаграммы $da/dN - K$ при соответствующих схемах нагружения, коэффициенты интенсивности напряжений для трещин фреттинга с учетом составляющих от σ , P и Q , направление развития трещин, трибо-технические характеристики контактирующих пар, характеристики циклической пластичности материала, можно рассчитать, как это было показано ранее [12], число циклов до достижения трещиной заданного размера.

Рис. 7 иллюстрирует результаты такого расчета для стали 15кп в предположении, что начальный размер трещины составляет 0,01 мм, а критический – 3,0 мм [12]. Видно хорошее соответствие расчетных и экспериментальных результатов.

Заключение. Рассмотрены общие закономерности влияния на пороговые коэффициенты интенсивности напряжений асимметрии цикла нагружения, температуры, среды, перегрузок.

Установлена возможность прогнозирования пределов выносливости титанового сплава, подвергнутого различной термомеханической обработке, с использованием эффективных значений пороговых коэффициентов интенсивности напряжений и размеров структуры. Обоснована модель развития трещин при фреттинге и показана существенная роль пороговых коэффициентов интенсивности напряжений при прогнозировании пределов выносливости.

Резюме

Розглянуто загальні закономірності зміни порогових коефіцієнтів інтенсивності напружень металів з урахуванням впливу різних факторів. Обґрунтовано можливість прогнозування границь витривалості гладких зразків та зразків в умовах фретінга за відомими характеристиками порогових коефіцієнтів інтенсивності напружень.

1. Трощенко В. Т., Покровский В. В., Прокопенко А. В. Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении. – Киев.: Наук. думка, 1987. – 253 с.
2. Troshchenko V. T., Tsybanev G. V., Khotsynovsky A. O. Two-parameter model of fretting fatigue crack growth // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 1994. – 17, N 1 – P. 15 – 23.
3. Хоцяновский А. О. Прогнозирование долговечности конструкционных сталей и сплавов на стадии развития усталостной трещины: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев, 1990. – 24 с.
4. Troshchenko V. T., Dragan V. I., Semenyuk S. M. Fatigue damage accumulation in aluminium and titanium alloys subjected to block program loading under conditions of stress concentration and fretting // Int. J. Fatigue. – 1999. – 21, N 3. – P. 271 – 279.

5. Троценко В. Т., Покровский В. В., Подколызин В. Ю., Ясний П. В. Влияние асимметрии цикла нагружения и прочностных характеристик на циклическую трещиностойкость конструкционных сплавов с учетом закрытия усталостной трещины // Пробл. прочности. – 1991. – № 10. – С. 17 – 25.
6. Троценко В. Т. Исследование пороговых коэффициентов интенсивности напряжений материалов при циклическом нагружении // Там же. – 1998. – № 4. – С. 5 – 15.
7. Прокопенко А. В., Торгов В. Н., Ежов В. Н., Гецов Л. Б. Влияние режима нагружения на скорость роста усталостных трещин в нержавеющей сталях на воздухе и в растворе морской соли // Там же. – 1983. – № 12. – С. 41 – 45.
8. Троценко В. Т., Грязнов Б. А., Налимов Ю. С., Герасимчук О. Н. и др. Сопротивление усталости и циклическая трещиностойкость титанового сплава ВТ3-1 в различных структурных состояниях // Там же. – 1995. – № 5 – 6. – С. 3 – 17.
9. Liaw P. K., Leax T. R., Logston W. A. Near threshold fatigue crack growth behavior in metals // Acta met. – 1983. – **31**, N 10. – P. 1581 – 1587.
10. Tanaka K., Mutton Y., Sakoda S., Leadbeater G. Fretting fatigue in 0,55C spring steel and 0,45C carbon steel // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 1985. – **8**, N 2. – P 129 – 142.
11. Nix K. J., Lindley T. C. The application of fracture mechanics to fretting fatigue // Ibid. – 1985. – **8**, N 2. – P. 143 – 160.
12. Троценко В. Т., Цыбанев Г. В., Хоцяновский А. О. Долговечность сталей при фреттинг – усталости // Пробл. прочности. – 1988. – № 4. – С. 3 – 8.
13. Rooke D. P., Jones D. A. Stress intensity factors in fretting fatigue // Farnborough. Techn. Rep. RAЕ. 77181. – P. 25.
14. Otsuka A., Tondo K., Sakakihori K., Yoshida T. Mode II fatigue crack growth mechanism and its dependency on material in aluminum alloys // J. Jap. Soc. Engrs. – 1985. – **34**. – P. 1174 – 1182.

Поступила 26. 06. 2000