

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.4

Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов. Сообщение 1. Методики и материалы исследования и общие закономерности

В. Т. Трощенко, В. В. Покровский

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

Обобщены результаты исследования циклической вязкости разрушения металлов и сплавов. Показано, что в условиях плоской деформации циклическая вязкость разрушения материалов может быть существенно ниже, чем статическая. Для учета этого факта предложена соответствующая зависимость. Рассмотрены основные закономерности перехода от стабильного развития усталостной трещины к нестабильному и обоснована модель такого перехода.

Ключевые слова: статическая, циклическая и динамическая вязкость разрушения, плоская деформация, скачки трещины, модель разрушения.

Введение. Анализ разрушений деталей машин и конструкций различного назначения показывает, что в большинстве случаев они вызваны усталостью материалов, при которой, как известно, в процессе циклического нагружения зарождаются и развиваются усталостные трещины, приводящие к полному разрушению детали.

Наиболее опасно такое разрушение, когда деталь полностью разрушается при малых размерах усталостной трещины, причем окончательное разрушение носит хрупкий характер, что затрудняет выявление мелких трещин на ранней стадии повреждения.

На рис. 1 показана зависимость отношения части сечения, занятой усталостной трещиной в момент разрушения при многоциклового усталости, к полному сечению образца (\bar{F}) от температуры для углеродистой и аустенитной сталей [1].

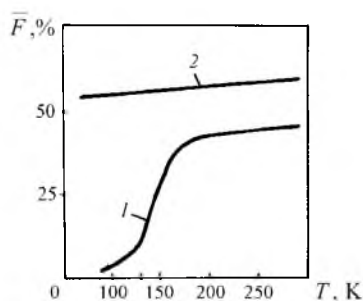


Рис. 1. Зависимость величины \bar{F} от температуры T для углеродистой (1) и аустенитной (2) сталей.

Как видно, для углеродистой стали в условиях низких температур, приводящих к ее охрупчиванию, полное разрушение может иметь место при размерах усталостной трещины, составляющих всего несколько процентов от полного сечения образца.

Очевидно, с учетом наводораживания, радиационного и коррозионного воздействия и других факторов для охрупчивающихся материалов следует ожидать еще большего снижения предельных размеров усталостной трещины.

В то же время для аустенитных сталей и алюминиевых сплавов, неохрупчивающихся при низкой температуре [1], площадь, занятая усталостной трещиной перед разрушением, практически не уменьшается с понижением температуры.

Основной характеристикой, определяющей переход от стабильного развития усталостной трещины к полному разрушению, является циклическая вязкость разрушения K_{fc} . В качестве такой характеристики принимается наибольшее значение коэффициента интенсивности напряжений цикла, при котором наступает долом образца с усталостной трещиной непосредственно в условиях циклического нагружения [2].

Впервые понятие циклической вязкости разрушения, как отмечено в работе [3], было введено Т. Екобори и Т. Аизава [4] в 1970 г. К наиболее ранним исследованиям, в которых рассматривалась циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов, можно отнести работы В. С. Ивановой и В. Г. Кудряшова [5], С. Я. Яремы и Е. Л. Хариша [6], Т. Кавасаки и др. [7]. Позднее циклическая вязкость разрушения изучалась К. Сато и др. [8], В. Кларком [9], Е. Китсунаи [10, 11], З. Саваки и др. [12], К. Андо и другими авторами [13–19]. В Институте проблем прочности НАН Украины эти исследования были начаты в начале 70-х годов прошлого столетия [1, 20–28].

Полученные разными исследователями данные показали, что циклическая вязкость разрушения высокопрочных сталей, особенно при испытании их в условиях низких температур может быть существенно ниже (до 50%) вязкости разрушения при статическом нагружении [7, 21]. Переход от стабильного развития усталостной трещины в этих условиях к полному разрушению сопровождается скачками трещины, размеры которых возрастают с увеличением текущих значений коэффициентов интенсивности напряжений [11, 23, 27]. Предложены модели перехода от стабильного развития усталостных трещин [11, 26] к нестабильному, в которых предполагается, что циклическое нагружение приводит к повреждению материала в вершине трещины, а следовательно, и к снижению вязкости разрушения.

Несмотря на многочисленные работы, посвященные исследованию циклической вязкости разрушения металлов и сплавов, нет полной ясности в следующих вопросах: сколь существенно отличие характеристик вязкости разрушения при статическом и циклическом нагружении и для каких материалов и условий испытания; каковы особенности перехода от стабильного развития усталостных трещин к нестабильному; как влияют на величину циклической вязкости разрушения температура, асимметрия цикла нагружения, размеры образцов, предварительная пластическая деформация и повреждение материала в процессе циклического нагружения и другие факторы.

В данной работе указанные вопросы рассматриваются на основе результатов исследования циклической вязкости разрушения металлов и сплавов, полученных в Институте проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины в последнее время [29–50].

Методика и материалы исследования. Исследовали компактные образцы толщиной от 7,5 до 150 мм при внецентренном растяжении на электрогидравлических установках различной мощности [51]. Установки были снабжены системами охлаждения и нагрева образцов, позволяющими проводить исследования в диапазоне температур 77...623 К [51]. Изготовление образцов и выращивание в них трещин соответствовали принятым стандартам.

За развитием усталостной трещины наблюдали с помощью оптической системы со стробоскопическим освещением. Для фиксации фронта трещины проводили обмер излома образца. При необходимости фронт трещины фиксировали посредством изменения нагрузки. В общем случае за расчетный размер длины трещины принимали осредненную по фронту ее распространения величину. Скорость роста усталостной трещины (РУТ) рассчитывали путем деления приращения длины трещины на число циклов нагружения, за которое она проходила это расстояние. Полученные значения скорости роста трещины da/dN и коэффициентов интенсивности напряжений относили к конечному размеру трещины.

Циклическое нагружение образцов осуществляли при постоянной величине нагрузки; частота нагружения изменялась в пределах 10...15 Гц.

Для фиксации хрупких скачков трещины применяли сигналы акустической эмиссии; с помощью этих сигналов измеряли и скорость распространения трещин при хрупких скачках [36].

Коэффициенты интенсивности напряжений рассчитывали по формуле

$$K_I = \frac{P\sqrt{a}}{t\sqrt{w}} Y; \quad (1)$$

$$Y = 29,6 - 185,5\left(\frac{a}{w}\right) + 655,7\left(\frac{a}{w}\right)^2 - 1017\left(\frac{a}{w}\right)^3 + 638\left(\frac{a}{w}\right)^4,$$

где P – нагрузка; a – размер трещины; t – толщина образца; w – ширина образца.

Условия плоской деформации определяли по критерию

$$t \geq 2,5 \left(\frac{K_I}{\sigma_{0,2}} \right)^2, \quad (2)$$

где $\sigma_{0,2}$ – предел текучести материала.

Размер зоны пластичности в вершине трещины при плоской деформации определяли по формуле

$$2r_y = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{0,2}} \right)^2 \quad (3)$$

Динамическую вязкость разрушения устанавливали по результатам испытания образцов на копре (K_{Ia}) [31, 49, 52] и по остановке трещины после испытания (K_{Ia}) [31, 39, 49].

Более подробно методики исследования описаны в соответствующих литературных источниках, на которые имеются ссылки в статье.

Исследовали различные теплоустойчивые стали (15Х2МФА, 15Х2МФАА, 15НМФА, 10ХМФТ), используемые для изготовления сосудов высокого давления (в том числе корпусов атомных реакторов) после различных режимов термической обработки. Химический состав этих сталей и режимы термообработки приведены в работах [30, 37, 38, 40, 49, 50]. Кроме того, были исследованы высокопрочные хромомолибденовые стали [39], пластичная аустенитная сталь 08Х18Н10ТН [35] и титановые сплавы [53, 54].

Механические свойства рассматриваемых материалов приведены в табл. 1.

Теплоустойчивая сталь № 2 подвергалась специальной термической обработке, имитирующей радиационное охрупчивание.

Стали № 1, 3, 5–7, охрупчивающиеся с понижением температуры, испытывались в условиях низких температур. В табл. 1 для исследованных материалов приведены также значения отношения предела прочности σ_b к пределу текучести $\sigma_{0,2}$. Это отношение характеризует запас пластичности и в то же время, как это следует из литературных источников [32, 49, 50, 55], склонность материалов к циклическому упрочнению или разупрочнению. Материалы, для которых $\sigma_b/\sigma_{0,2} < 1,2$, относятся к циклически разупрочняющимся материалам.

Как видно, теплоустойчивые стали № 1–3, 5 и хромомолибденовые стали № 6, 7 относятся к циклически разупрочняющимся материалам, аустенитная сталь № 8 – к циклически упрочняющимся материалам, титановые сплавы № 9 и 10 и теплоустойчивая сталь № 4 близки к циклически стабильным материалам. Наименьший запас пластичности имеет сталь № 2, подвергнутая специальной термической обработке, и высокопрочные стали № 6 и 7. Запас пластичности, как правило, уменьшается с понижением температуры испытания.

Соотношение характеристик вязкости разрушения при статическом и циклическом нагружении. В табл. 2 приведены характеристики вязкости разрушения исследованных материалов, в качестве которых использовался коэффициент интенсивности напряжений, рассчитанный по величине максимальной нагрузки K_Q^{\max} . Эта характеристика наиболее сопоставима с циклической вязкостью разрушения K_{Jc} , которая определяется по величине максимальной нагрузки в цикле. В случае, когда выдерживаются условия плоской деформации, $K_Q^{\max} \cong K_{Ic}$.

Т а б л и ц а 1

Механические свойства исследуемых материалов

№ п/п	Материал	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	$\sigma_b/\sigma_{0,2}$	δ , %	ψ , %
1	Сталь 15Х2МФА (I)	77	1041	1115	1,07	18,6	31,1
		183	696	805	1,16	24,1	72,1
		213	674	783	1,13	23,0	72,8
		243	647	752	1,16	20,4	74,2
		293	584	700	1,20	21,0	74,6
		623	545	611	1,12	14,7	70,3
2	Сталь 15Х2МФА (II)	77	1440	1590	1,104	3,1	2,9
		183	1160	1250	1,08	14,2	54,0
		293	1100	1157	1,05	16,6	67,2
		373	1040	1109	1,066	15,7	65,8
		473	956	1016	1,062	15,6	67,4
		623	880	970	1,102	15,2	65,2
3	Сталь 15ХМФАА	123	923	926	1,003	18,2	54,8
		183	689	761	1,104	22,4	60,4
		243	616	718	1,165	21,9	75,1
		293	554	650	1,173	19,9	77,4
4	Сталь 10ХМФТ	293	422	622	1,47	21,9	73,1
5	Сталь 15Х2НМФА	77	1077	1111	1,03	12,5	17,1
		183	697	790	1,13	23,5	66,6
		213	658	766	1,164	21,0	68,0
		243	657	756	1,150	18,2	66,3
		293	593	707	1,192	19,6	69,5
		623	503	569	1,130	13,4	69,2
6	Хромо- молибденовая сталь (I)	77	1219	1250	1,025	21,2	54,1
		153	993	1031	1,038	19,7	68,4
		183	964	1004	1,041	20,7	68,1
		213	920	970	1,054	20,8	69,1
		243	904	943	1,043	19,9	69,7
		293	855	902	1,055	19,3	71,5
		623	719	791	1,100	13,6	58,8
7	Хромо- молибденовая сталь (II)	4,2	1725	1812	1,05	–	–
		77	1502	1519	1,01	15,8	49,8
		123	1364	1377	1,009	12,4	55,8
		158	1286	1318	1,025	15,0	59,5
		213	1235	1259	1,019	16,7	63,3
		293	1161	1191	1,025	16,2	62,2
		623	959	1031	1,075	13,8	58,9
8	Сталь 08Х18Н10ТН	293	272,4	555,7	2,04	54	67,8
9	Титановый сплав (Ti-6Al-4V)	293	847	958	1,13	10,7	30,3
10	Титановый сплав (Ti-2Al-1,5V)	293	622	740	1,19	–	42,4

Т а б л и ц а 2

Характеристики вязкости разрушения

№ п/п	Материал	T, К	$K_Q^{\max}(K_{Ic})$	K_{fc}	$\frac{K_{fc}}{K_Q^{\max}}$	УПД	K_{fc}^1	K_{Id}	$\frac{K_{fc}}{K_I}$
			МПа $\sqrt{м}$	МПа $\sqrt{м}$			МПа $\sqrt{м}$	МПа $\sqrt{м}$	K_I
1	Сталь 15Х2МФА (I)	93	57,0	–	–	+	–	–	–
		123	61,0	42,0	0,69	+	–	–	–
		183	78,0	39,2	0,50	+	34,0	60,0	0,65
		213	127,0	57,2	0,45	–	40,0	68,0	0,84
		243	138,0	113,0	0,82	–	90,0	113,0	1,00
		293	137,0	121,0	0,88	–	–	122,0	0,99
		623	–	121,0	–	–	–	–	–
2	Сталь 15Х2МФА (II)	77	54,0	–	–	+	–	–	–
		293	68,0	40,0	0,59	+	27,1	48,0	0,83
		363	–	41,0	–	+	29,1	–	–
		393	103,0	58,0	0,56	+	49,0	–	–
		433	185,0	157,0	0,85	–	–	–	–
		473	254,0	150,0	0,59	–	–	–	–
		623	178,0	126,0	0,71	–	–	–	–
3	Сталь 15Х2МФАА	123	40,6	33,7	0,83	+	28,5	–	–
		183	55,7	45,4	0,81	+	38,6	–	–
		243	146,0	115,0	0,78	–	–	–	–
		293	149,0	120,0	0,80	–	–	–	–
4	Сталь 10ХМФТ	293	61,3	62,0	1,01	–	–	–	–
5	Сталь 15Х2НМФА	183	63,1	40,4	0,64	+	37,9	54,0	0,75
		213	110,7	60,3	0,54	–	50,3	68,0	0,89
		243	106,0	72,4	0,68	–	–	86,0	0,84
		293	129,4	129,4	1,0	–	–	117,0	1,1
6	Хромо- молибденовая сталь (I)	77	68,9	–	–	+	–	67,3*	–
		123	80,0	60,3	0,75	+	48,0	71,8*	0,83
		153	146,9	80,2	0,54	–	–	75,6*	1,06
		183	149,2	–	–	–	–	–	–
		293	129,7	–	–	–	–	–	–
7	Хромо- молибденовая сталь (II)	77	49,5	–	–	+	–	46,4*	–
		123	55,1	41,4	0,75	+	36,0	46,2*	0,90
		153	79,2	60,5	0,76	+	–	71,0*	0,85
		183	112,7	–	–	+	–	–	–
		213	144,0	–	–	–	–	–	–
		293	146,7	–	–	–	–	–	–
8	Сталь 08Х18Н10ТН	293	101,8	104,2	1,03	–	–	–	–
9	Титановый сплав (Ti–6Al–4V)	293	119,0	106,0	0,89	–	–	–	–
10	Титановый сплав (Ti–2Al–1,5V)	293	134,0	102,0	0,76	–	–	–	–

Примечания: 1. УПД – условия плоской деформации по критерию (2). 2. Величины со звездочкой соответствуют вязкости разрушения, полученной при остановке трещины.

В данном сообщении обозначения K_Q^{\max} и K_{fc} применялись независимо от соблюдения условий плоской деформации при разрушении. В каждом конкретном случае достижение этих условий оговаривалось отдельно. В табл. 2 представлены также величины коэффициентов интенсивности напряжений, соответствующие началу скачкообразного развития усталостной трещины K_{fc}^1 и динамической вязкости разрушения K_{Id} . Знак плюс соответствует условиям достижения плоской деформации при определении характеристик статической вязкости разрушения.

Приведенные результаты получены при испытании образцов толщиной 25 мм при асимметрии цикла $R = 0,1$.

Анализируя экспериментальные данные, следует учитывать вероятность некоторого отличия свойств материалов, в том числе вязкости разрушения, для одних и тех же сталей. Это обусловлено тем, что в экспериментах использовались разные партии материалов, свойства которых могли несколько отличаться.

Сравнение характеристик статической и циклической вязкости разрушения исследованных материалов показано на рис. 2 в координатах отношение K_{fc}/K_Q^{\max} – статическая вязкость разрушения K_Q^{\max} . На рисунке приведено большее количество данных, чем в табл. 2, поскольку дополнительно были использованы результаты исследования образцов разных размеров [30, 35, 37], испытанных при различных асимметриях цикла [29, 33, 35, 40], образцов, подвергнутых предварительной пластической деформации [41–43], образцов из титанового сплава с различным содержанием примесей азота и кислорода [53], образцов из стали 20Л после различной эксплуатационной наработки [56]. Результаты исследования влияния этих факторов на циклическую вязкость разрушения будут рассмотрены в следующем сообщении.

На основании полученных (рис. 2) данных можно заключить, что циклическая вязкость разрушения некоторых сталей может быть существенно ниже (до 60%), чем статическая вязкость разрушения, что необходимо учитывать при оценке предельного состояния деталей с усталостными трещинами.

Наиболее значительное снижение циклической вязкости разрушения наблюдается, когда долом образца при циклическом нагружении происходит в условиях плоской деформации, независимо от того достигаются эти условия термической обработкой материала или понижением температуры испытания. Столь существенное снижение этой величины имеет место, когда выдерживаются условия плоской деформации, при этом характеристики вязкости разрушения остаются высокими.

Все исследованные в данной работе материалы, для которых отмечалось значительное снижение циклической вязкости разрушения по сравнению со статической, относятся к высокопрочным циклически разупрочняющимся сталям, которые часто используются для изготовления высоконапряженных деталей, эксплуатирующихся в условиях переменных нагрузок.

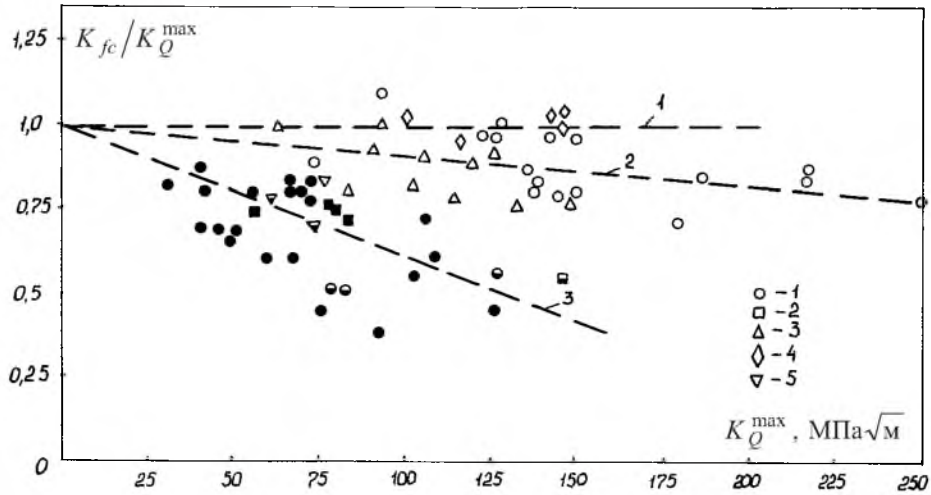


Рис. 2. Сравнение характеристик вязкости разрушения при статическом и циклическом нагружении: 1 – теплоустойчивые стали; 2 – хромомолибденовые стали; 3 – титановые сплавы; 4 – аустенитная сталь; 5 – сталь 20Л. (Светлые точки – при не соблюдении условий плоской деформации; темные – при выдержке условий плоской деформации; полужатемненные – при соблюдении условий плоской деформации при определении K_{fc} и не соблюдении при определении K_Q^{\max} .)

При исследовании особенностей деформирования материала в вершине трещины в циклически разупрочняющихся сталях [28] было показано, что для них при циклическом нагружении в условиях плоской деформации характерны интенсивная локализация деформаций в вершине трещины и смена механизмов разрушения от сдвига по полосам скольжения к отрыву в плоскости, перпендикулярной к приложенной силе.

В случае вязкого разрушения характеристики циклической вязкости разрушения, которые в данном случае могут рассматриваться лишь как условные, равны характеристикам статической вязкости разрушения или несколько меньше их. Аналогичные результаты для металлов и сплавов в пластичном состоянии, которые в большинстве случаев относились к циклически упрочняющимся и циклически стабильным материалам, были получены и другими исследователями [49, 50].

Наблюдаемое существенное рассеяние данных исследования объясняется в первую очередь большой чувствительностью рассматриваемых характеристик к структуре и свойствам материала.

Зависимость между циклической и статической вязкостью разрушения с учетом результатов, приведенных на рис. 2, может быть представлена в виде

$$K_{fc} / K_Q^{\max} = 1 - b K_Q^{\max}, \quad (4)$$

где b – параметр, определяющий интенсивность снижения циклической вязкости разрушения с увеличением K_Q^{\max} . В соответствии с полученными результатами (рис. 2) среднее значение $b \sim (4...5) \cdot 10^{-3}$ при разрушении в условиях плоской деформации и $b \sim 1 \cdot 10^{-3}$ при вязком разрушении.

Особенности перехода от стабильного развития усталостных трещин к нестабильному. Как отмечалось еще в работах [10, 11, 23, 27], окончательному долому образца с усталостной трещиной могут предшествовать хрупкие скачки трещины. Скачкообразный характер развития трещины, как это видно из данных табл. 2, наблюдается в условиях плоской деформации или близких к ней. Величины коэффициентов интенсивности напряжений, при которых начинается скачкообразное развитие усталостной трещины, K_{fc}^1 , могут быть значительно ниже, чем K_{fc} и K_Q^{\max} .

В работах [27, 31, 33] было показано, что хрупкие скачки трещины возможны лишь в том случае, если коэффициент интенсивности напряжений превышает некоторое характерное для рассматриваемого материала значение. Именно такие значения коэффициента интенсивности напряжений принимались за величину K_{fc}^1 .

На рис. 3 выполнено сравнение величин K_{fc}^1 и K_{fc} для исследуемых материалов. Как видно, величина K_{fc}^1 меньше, чем K_{fc} , примерно на 20%, при этом рассеяние результатов сравнительно небольшое.

В работе [46] установлено, что рассеяние характеристик циклической вязкости разрушения существенно ниже, чем характеристик статической вязкости разрушения.

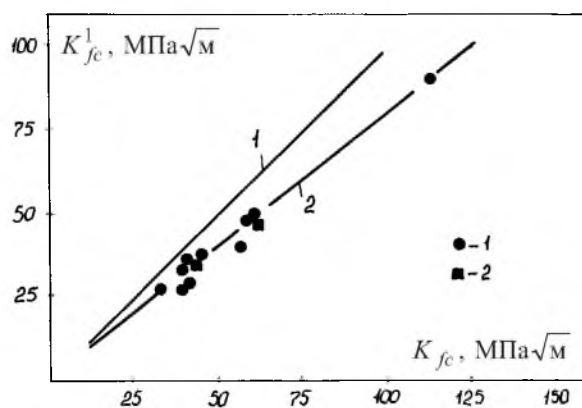


Рис. 3. Сравнение величин K_{fc}^1 и K_{fc} : 1 – теплоустойчивые стали; 2 – хромомолибденовые стали.

Из рис. 3 следует, что для прогнозирования значений K_{fc}^1 можно пользоваться зависимостью (4) с внесением в нее соответствующих поправок.

С учетом вышесказанного величина K_{fc}^1 может рассматриваться как характеристика, определяющая переход от стабильного развития усталостной трещины к нестабильному [11, 27].

На рис. 4 приведены кинетические диаграммы развития усталостных трещин в координатах $da/dN - K_{\max}$ для теплоустойчивых сталей при комнатной температуре и различных асимметриях цикла нагружения $R = K_{\min}/K_{\max}$ [33]. Как видно из рисунка и данных табл. 2, первая из этих сталей при комнатной температуре разрушается вязко, вторая, подвергнутая

специальной термической обработке, разрушается в условиях плоской деформации. Образцы из стали 15Х2МФА (I) разрушаются полностью при первом скачке трещины, окончательному разрушению образцов из стали 15Х2МФА (II) предшествует несколько скачков трещины.

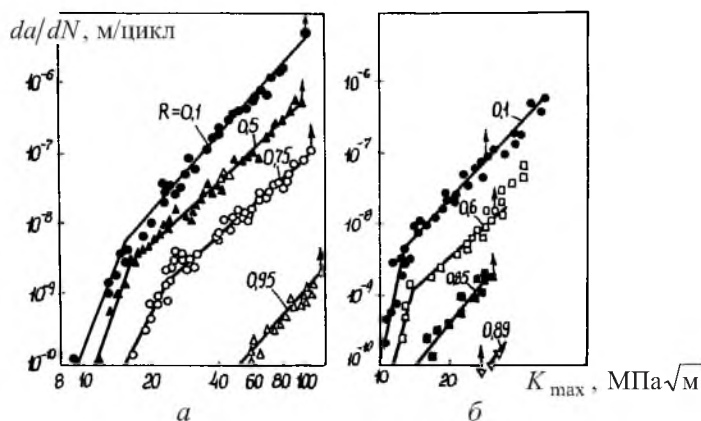


Рис. 4. Зависимость скорости РУТ от K_{max} в сталях 15Х2МФА (I) (а) и 15Х2МФА (II) (б) при различных асимметриях цикла нагружения: точки со стрелками – начало нестабильного (скачкообразного) развития усталостной трещины.

Увеличение коэффициента асимметрии цикла несущественно влияет на величину K_{fc}^1 для обеих исследуемых сталей, однако приводит к значительному снижению критической скорости развития усталостной трещины, при которой происходит переход от ее стабильного развития к нестабильному. В связи с этим при высоких асимметриях цикла нагружения опасность внезапного хрупкого разрушения материалов, подобных охрупченной стали 15Х2МФА (II), резко повышается, так как процесс нестабильного скачкообразного развития усталостной трещины может начаться в околороговой области сразу после ее зарождения, при этом размеры трещины по достижении предельного состояния будут очень малыми.

Детальная картина развития усталостной трещины в стали 15Х2МФА при температуре 183 К, предшествующая полному разрушению образца, показана на рис. 5 [27].

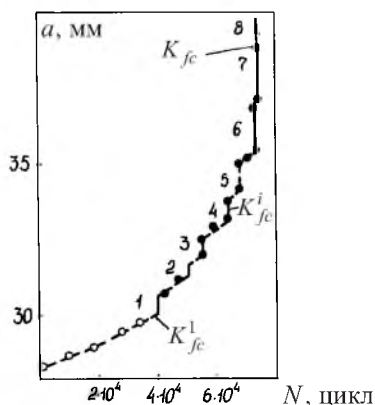


Рис. 5. Кинетика РУТ в сталях 15Х2МФА при 183 К (1–8 – порядковый номер скачка).

Закономерности нестабильного развития усталостной трещины в охрупченной теплоустойчивой стали № 2 (табл. 1) при комнатной температуре с учетом асимметрии цикла и размеров образцов подробно проанализированы в работе [37].

На рис. 6,а,б,в в логарифмических координатах соответственно приведены зависимости числа циклов между скачками трещины ΔN^i , размеров хрупкого скачка трещины Δa_c^i и размеров зон стабильного подрастания трещины между скачками трещины Δa^i от коэффициента интенсивности напряжений K_{fc}^i , на рис. 6,г – зависимость ΔN^i от $(1-R)K_{fc}^i$. Штриховой линией на рис. 6,б показана зависимость размера зоны пластичности $2r_y$, рассчитанного по формуле (3), от соответствующих коэффициентов интенсивности напряжений.

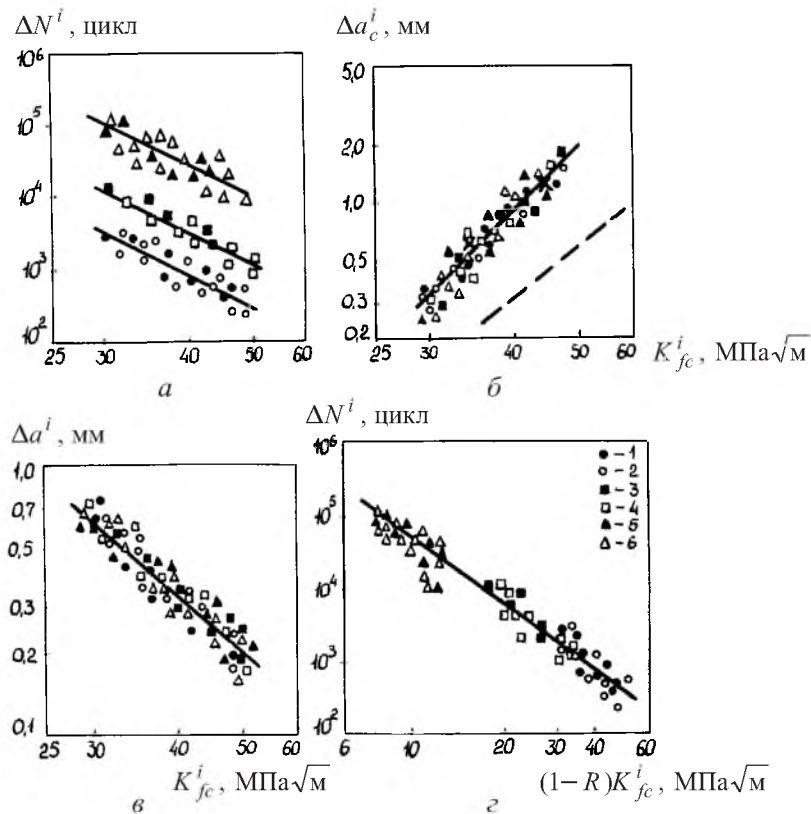


Рис. 6. Зависимости $\Delta N^i - K_{fc}^i$ (а), $\Delta a_c^i - K_{fc}^i$ (б), $\Delta a^i - K_{fc}^i$ (в) и $\Delta N^i - (1-R)K_{fc}^i$ (г) для образцов толщиной 25 (1, 3, 5) и 150 мм (2, 4, 6) из стали 15Х2МФА (II): 1, 2 – $R = 0,1$; 3, 4 – $R = 0,35$; 5, 6 – $R = 0,75$.

Как видно, размеры хрупких скачков и зон стабильного развития трещины между такими скачками не зависят от асимметрии цикла нагружения и размеров образцов и однозначно определяются величиной K_{fc}^i , т.е. максимальной величиной коэффициента интенсивности напряжений в цикле, при которой имеют место эти скачки. В то же время число циклов стабильного

развития трещины между скачками определяется размахом коэффициента интенсивности напряжений $\Delta K_{fc}^i = (1-R)K_{fc}^i$ (рис. 6,з). Размеры хрупких скачков существенно превышают размеры зоны пластичности, рассчитанные по формуле (3).

Рис. 7 иллюстрирует сравнение величины Δa_c и значений $2r_y$, рассчитанных по формуле (3), для хромомолибденовых сталей №№ 6 и 7. В этом случае величина Δa_c также значительно больше, чем $2r_y$, [39].

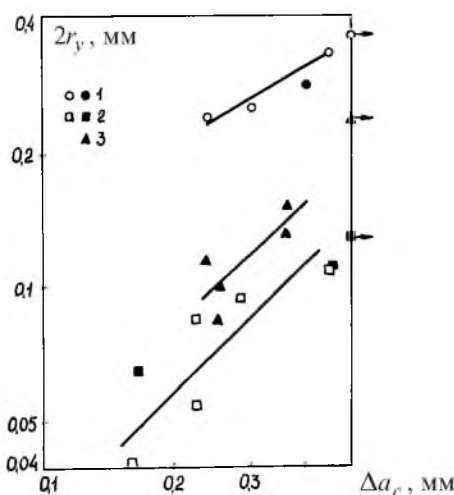


Рис. 7. Зависимость между $2r_y$ и Δa_c в хромомолибденовых сталях № 6 при 123 К (1) и № 7 при 123 (2) и 153 К (3). (Светлые точки – скачок трещины внутри образца, темные – с выходом на боковые поверхности, точки со стрелками – полное разрушение образца.)

В работах [31, 49, 50] показано, что лучшее соответствие расчетных и экспериментальных данных может быть получено, если в формуле (3) вместо предела текучести $\sigma_{0,2}$ использовать циклический предел пропорциональности $\sigma_{\text{пц}}^{\text{н}}$. Эта характеристика для циклически разупрочняющихся материалов, к которым относится большинство исследованных материалов, существенно ниже предела текучести $\sigma_{0,2}$.

В таком случае величина $2r_y = a_c$ определяет размер зоны в вершине трещины, поврежденной в процессе циклического нагружения. Сопоставление характеристик, определяющих переход от упругого к неупругому деформированию исследованных материалов при статическом и циклическом нагружениях, проведено в работах [32, 49, 50]. С учетом вышесказанного зависимость $a_c^i = f(K_{fc}^i)$ для условий плоской деформации может быть записана в виде

$$a_c^i = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_{fc}^i}{\sigma_{\text{пц}}^{\text{н}}} \right)^2. \quad (5)$$

Выполненный ранее [37] расчет значений a_c^i для стали № 2 с использованием экспериментально найденной для этой стали величины $\sigma_{\text{пц}}^{\text{н}}$ показал

хорошее соответствие расчетных (крестики на рис. 6,б) и экспериментальных данных.

Скорость распространения трещин при их скачках исследовалась с использованием сигналов акустической эмиссии [36]. При этом установлено, что данная характеристика достигает больших величин и для различных материалов может существенно отличаться.

На рис. 8 приведена зависимость средней скорости развития трещины в процессе ее хрупкого скачка $V_{тр}$ от длины скачка Δa_c для теплоустойчивых сталей № 2 (при 293 К) и № 5 (при 183 К).

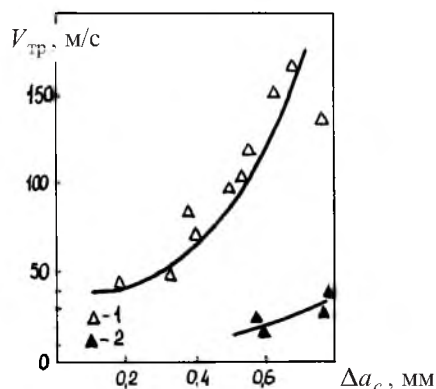


Рис. 8. Зависимость средней скорости развития трещины в процессе скачка в сталях 15X2МФА (I) и 15X2НМФА (2).

Попытки построить модели перехода от стабильного развития усталостной трещины к нестабильному предпринимались в работах [11, 26, 31]. Предложенная в [26, 31] модель основывается на следующих предположениях: материал в вершине трещины в процессе циклического нагружения повреждается, и величина K_{fc}^i уменьшается с ростом числа циклов нагружения; локальное разрушение (скачок), возникшее в вершине трещины, не приводит к полному разрушению образца, если вязкость разрушения материала вне зоны повреждения (с учетом скорости распространения трещины при ее скачках) выше, чем величина коэффициента интенсивности напряжений в трещине при выходе ее из зоны повреждения; в случае, когда коэффициент интенсивности напряжений в трещине при выходе ее из поврежденной зоны будет выше вязкости разрушения материала вне этой зоны, произойдет полное разрушение.

Соответствующая изложенному схема перехода от стабильного развития усталостной трещины к нестабильному приведена на рис. 9, где K_Q^{\max} – статическая вязкость разрушения неповрежденного материала, K_D – вязкость разрушения материала при выходе трещины из поврежденной зоны с учетом скорости ее распространения. Величина K_D может отличаться от K_Q^{\max} как из-за влияния скорости распространения трещины, так и вследствие изменения свойств материала вне локальной зоны повреждения в процессе циклического нагружения.

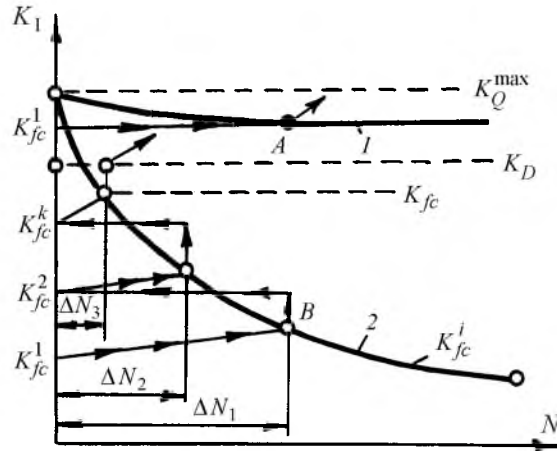


Рис. 9. Схема нестабильного роста усталостной трещины. (Точки A и B соответствуют скачкам трещины.)

Зависимость $N = f(K_{fc}^i)$, связывающую число циклов нагружения до скачка трещины с величиной коэффициента интенсивности напряжений, в соответствии с результатами, приведенными на рис. 6,з, можно записать в виде

$$N = A[(1 - R)K_{fc}^i]^n, \quad (6)$$

где A и n – постоянные.

В том случае, когда зависимость $N = f(K_{fc}^i)$ соответствует кривой 1 на рис. 9, материал будет разрушаться при первом скачке трещины, а при соответствии этой зависимости кривой 2 окончательному разрушению будет предшествовать несколько скачков трещины. Циклическая вязкость разрушения K_{fc} при этом будет отвечать тому значению коэффициента интенсивности напряжений, который имеет место при последнем скачке трещины.

Согласно схеме, приведенной на рис. 9, величина K_{fc} будет близка (несколько меньше) к величине K_D . Если отличие значений K_Q^{\max} и K_D определяется в первую очередь скоростью распространения трещины и вязкость разрушения при динамическом нагружении будет ниже, чем при статическом, то вероятно, что циклическая вязкость разрушения K_{fc} будет близка к динамической вязкости разрушения K_{Id} материала.

Рис. 10 иллюстрирует сравнение характеристик вязкости разрушения при циклическом и динамическом нагружении теплоустойчивых и хромо-молибденовых сталей. Как видно, наблюдается хорошая корреляция между величинами K_{fc} и K_{Id} . Из этого следует, что о характеристиках циклической вязкости разрушения материалов, которые по своим свойствам подобны исследованным, можно судить по характеристикам динамической вязкости разрушения, и наоборот. В работах [26, 31] на основании сформулированной выше модели рассмотрены другие возможные случаи соотношений характеристик вязкости разрушения при статическом, динамическом и циклическом приложении нагрузки.

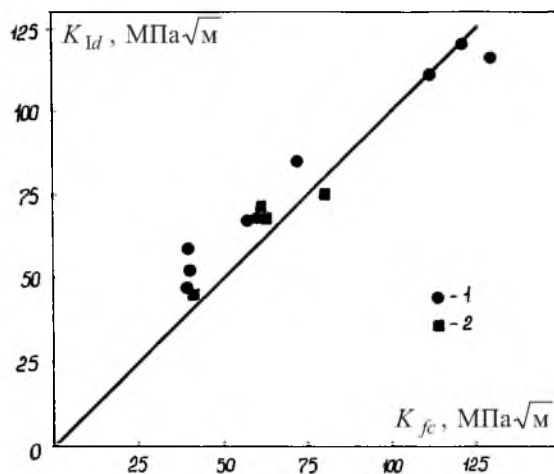


Рис. 10. Сравнение характеристик вязкости разрушения при динамическом и циклическом нагружении теплоустойчивых (1) и хромомолибденовых (2) сталей.

Заключение. Показано, что характеристики циклической вязкости разрушения сталей в охрупченном состоянии, обусловленном либо термической обработкой, либо низкими температурами испытания, могут быть существенно ниже характеристик статической вязкости разрушения, что необходимо учитывать при формулировании условий предельного состояния деталей с трещинами.

Рассмотрены условия перехода от стабильного развития трещин к нестабильному с учетом влияния температуры, асимметрии цикла нагружения и размеров образцов.

Обоснована модель нестабильного развития усталостных трещин и полного разрушения при циклическом нагружении.

Резюме

Узагальнено результати дослідження циклічної в'язкості руйнування металів і сплавів. Показано, що в умовах плоскої деформації циклічна в'язкість руйнування матеріалів може бути значно нижчою, ніж статична. Для врахування цього факту запропоновано відповідну залежність. Розглянуто основні закономірності переходу від стабільного розвитку тріщини від утомленості до нестабільного і обґрунтовано модель такого переходу.

1. Троценко В. Т., Покровский В. В. Исследование закономерностей усталостного разрушения сталей X18H10T, X16H6, 15Г2АФДпс и алюминиевого сплава АМгб в условиях низких температур // Стали и сплавы криогенной техники. – Киев: Наук. думка, 1977. – С. 157 – 164.
2. Методические рекомендации. МР-95. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: Междунар. ин-т безопасности сложных технических систем, 1995. – С. 83 – 180.

3. Иванова В. С. Концепция циклической вязкости разрушения // Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов. – М.: Наука, 1981. – С. 5 – 19.
4. Yokobori T. and Aizawa T. A proposal for the concept of fatigue fracture toughness // Rep. Res. Inst. Str. Fract. Mater. – 1970. – 6. – P. 19 – 23.
5. Иванова В. С., Кудряшов В. Г. Метод определения вязкости разрушения (K_{Ic}) по данным испытания образцов на усталость // Пробл. прочности. – 1970. – № 3. – С. 17 – 19.
6. Ярема С. Я., Харин Е. Л. Зависимость длительности периода развития трещины при повторно-ударном нагружении // Там же. – 1970. – № 8. – С. 28 – 32.
7. Kawasaki T. et al. Fracture toughness and fatigue crack propagation in high-strength steel from temperature to -180°C // Eng. Fract. Mech. – 1975. – 7. – P. 465 – 472.
8. Satoh K., Toyoda M., and Nayma M. Transition behaviors to cleavage fracture of low-toughness material with fatigue crack growth // J. Zosen Kyokai Ronbunshu. – 1979. – 146. – P. 490 – 496.
9. Clark W. G. Some Problems in the Application of Fracture Mechanics // ASTM STP 743. – 1980. – P. 269 – 287.
10. Kitsunai Y. Fractographic study of fatigue crack propagation at low temperature // J. Soc. Mater. Sci. (Jap.). – 1985. – 34 (381). – P. 50 – 55.
11. Kitsunai Y. Ductile-brittle transition behavior of structural steel in fatigue crack growth under low temperature // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. – 1986. – A52 (476). – P. 896 – 901.
12. Sawaki Z., Tada S., Hashimoto S., and Kawasaki T. Fatigue fracture toughness and crack propagation rate // Int. J. Fract. – 1987. – 35. – P. 125 – 137.
13. Ando K., Ogura N., and Nishioka T. Effect of grain size on fatigue fracture toughness and plastics zone size attending fatigue crack growth // Proc. 2nd Int. Conf. on Mechanical Behavior of Materials. – 1976, Boston, USA. – P. 533 – 537.
14. Смоленцев В. И., Кудряшов В. Г. Методика сопоставления значений K_{Ic} , полученных при статическом и циклическом нагружениях // Завод. лаб. – 1972. – № 6. – С. 734 – 738.
15. Кудряшов В. Г. Циклическая вязкость разрушения K_{Ic} // Физ.-хим. механика материалов. – 1978. – № 5. – С. 110 – 112.
16. Ярема С. Я., Остап О. П. О вязкости разрушения материалов при циклическом нагружении // Там же. – С. 112 – 114.
17. Иванова В. С., Маслов Л. И., Ботвина Л. Р. Фрактографические особенности и вязкость разрушения стали при циклическом нагружении // Пробл. прочности. – 1972. – № 2. – С. 37 – 41.
18. Malkov A. The influence of hydrogen on fracture toughness and crack growth in titanium alloys // Advances in Fracture Resistance in Materials. – New Delhi: Tata McGraw-Hill Publishing Company Ltd., 1996. – Vol. 2. – P. 613 – 619.

19. Roman I. and Ono K. Model for fracture toughness alteration due to cyclic loading // *Int. J. Fract.* – 1992. – **19**. – P. 67 – 80.
20. Троценко В. Т., Покровский В. В. Исследование закономерностей усталостного и хрупкого разрушения стали 15Г2АФДпс при низких температурах // *Пробл. прочности.* – 1973. – № 3. – С. 11 – 17.
21. Troshchenko V. T., Pokrovsky V. V., and Prokopenko A. V. Investigation of the fracture toughness of constructional steels in cyclic loading // *Advances in Research on the Strength and Fracture of Materials* / Ed. M. Taplin. – 1977. – **3В**. – P. 683 – 686.
22. Троценко В. Т., Прокопенко А. В., Покровский В. В. Исследование характеристик вязкости разрушения при циклическом нагружении. Сообщ. 1 // *Пробл. прочности.* – 1978. – № 2. – С. 8 – 15.
23. Троценко В. Т., Прокопенко А. В., Покровский В. В. Исследование характеристик вязкости разрушения при циклическом нагружении. Сообщ. 2 // Там же. – № 3. – С. 3 – 8.
24. Troshchenko V. T., Pokrovsky V. V., and Prokopenko A. V. Cyclic loading and fracture toughness of steels // *Fatigue Eng. Mater. Struct.* – 1979. – **1**, No. 2. – P. 247 – 266.
25. Троценко В. Т., Покровский В. В., Скоренко Ю. С. и др. Влияние цикличности нагружения на характеристики трещиностойкости сталей. Сообщ. 1 // *Пробл. прочности.* – 1980. – № 11. – С. 3 – 10.
26. Троценко В. Т., Покровский В. В. Влияние цикличности на характеристики трещиностойкости сталей. Сообщ. 2 // Там же. – № 12. – С. 14 – 17.
27. Троценко В. Т., Ясний П. В., Покровский В. В. Исследование закономерностей нестабильного развития трещины при циклическом нагружении // Там же. – 1980. – № 6. – С. 3 – 7.
28. Покровский В. В. О прогнозировании влияния цикличности нагружения на сопротивление хрупкому разрушению конструкционных сплавов с трещиной // Там же. – 1981. – № 9. – С. 35 – 41.
29. Троценко В. Т., Ясний П. В., Покровский В. В., Попов А. А. Влияние температуры и асимметрии нагружения на циклическую трещиностойкость стали 15Х2НМФА // Там же. – № 10. – С. 3 – 7.
30. Троценко В. Т., Ясний П. В., Покровский В. В. и др. Влияние размеров образцов на трещиностойкость корпусных теплоустойчивых сталей // Там же. – 1982. – № 10. – С. 3 – 11.
31. Троценко В. Т., Покровский В. В. Вязкость разрушения конструкционных сплавов при циклическом нагружении. Сообщ. 1 // Там же. – 1983. – № 6. – С. 3 – 9.
32. Троценко В. Т., Покровский В. В. Вязкость разрушения конструкционных сплавов при циклическом нагружении. Сообщ. 2 // Там же. – С. 10 – 15.
33. Троценко В. Т., Ясний П. В., Покровский В. В. Прогнозирование влияния асимметрии цикла нагружения на циклическую вязкость разрушения конструкционных сплавов // Там же. – 1985. – № 11. – С. 30 – 35.

34. Троценко В. Т., Ясний П. В., Покровский В. В. Влияние температуры испытания на трещиностойкость конструкционных теплоустойчивых сталей // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – № 1. – С. 98 – 106.
35. Покровский В. В., Каплуненко В. Г., Звездин Ю. И., Тимофеев Б. Т. Влияние асимметрии цикла нагружения на характеристики циклической трещиностойкости теплоустойчивых сталей // Пробл. прочности. – 1987. – № 11. – С. 8 – 13.
36. Ясний П. В., Покровский В. В., Стрижало В. А., Добровольский Ю. В. Исследование скорости хрупких скачков трещины с использованием метода акустической эмиссии // Там же. – С. 32 – 36.
37. Троценко В. Т., Покровский В. В., Каплуненко В. Г., Тимофеев Б. Т. Влияние размеров образцов и асимметрии цикла на закономерности нестабильного развития трещин при циклическом нагружении // Там же. – № 3. – С. 8 – 12.
38. Покровский В. В., Токарев П. В., Ясний П. В. и др. Влияние температуры испытаний на трещиностойкость корпусной стали с различным содержанием примесей // Там же. – 1988. – № 1. – С. 11 – 16.
39. Троценко В. Т., Покровский В. В., Ясний П. В. и др. Влияние температуры на характеристики трещиностойкости стали разного уровня прочности // Там же. – № 9. – С. 8 – 13.
40. Троценко В. Т., Покровский В. В., Ярусевич В. Л. и др. Исследование влияния температуры на трещиностойкость стали и сварного соединения // Там же. – № 2. – С. 8 – 14.
41. Ясний П. В., Покровский В. В., Штукатурова А. С. и др. Исследование влияния предварительной пластической деформации на механические свойства и микроструктуру конструкционной стали // Там же. – № 9. – С. 41 – 45.
42. Троценко В. Т., Покровский В. В., Ясний П. В. и др. Влияние однократной предварительной пластической деформации на трещиностойкость // Там же. – № 12. – С. 9 – 14.
43. Троценко В. Т., Покровский В. В., Ясний П. В. и др. Влияние однократной предварительной пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению // Физ.-хим. механика материалов. – 1989. – № 6. – С. 3 – 12.
44. Троценко В. Т., Ясний П. В., Токарев П. В., Тимофеев Б. Т. Влияние предварительной циклической пластической деформации на трещиностойкость // Пробл. прочности. – 1989. – № 11. – С. 14 – 20.
45. Troshchenko V. T. and Pokrovsky V. V. Fatigue fracture toughness of steels // Engineering Against Fatigue. – Rotterdam: Balkema, 1999. – P. 269 – 276.
46. Troshchenko V. T., Yasniy P. V., Pokrovsky V. V., and Podkolzin V. Yu. The problem of scatter of fracture toughness data // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 1993. – 16, No. 3. – P. 327 – 334.
47. Troshchenko V. T. Stable and Unstable Fatigue Crack Propagation in Metals. Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures / Ed. A. Carpinteri. – Elsevier, 1994.

48. *Troshchenko V. T., Pokrovsky V. V., and Yasniy P. V.* Unstable fatigue crack propagation and fatigue fracture toughness of steel // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1994. – **17**, No. 9. – P. 991 – 1001.
49. *Циклические деформации и усталость металлов / Под. ред. В. Т. Трощенко.* – Киев: Наук. думка, 1985. – Т. 2. – 222 с.
50. *Трощенко В. Т., Покровский В. В., Прокопенко А. В.* Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении. – Киев: Наук. думка, 1987. – 252 с.
51. *Трощенко В. Т., Покровский В. В., Ясний П. В., Каплуненко В. Г.* Предельное состояние металлов с трещинами. – Киев, 1988. – 48 с. – (Препр. /АН УССР. Ин-т пробл. прочности).
52. *Прокопенко А. В., Значковский О. Я., Изаров М. А.* К определению характеристик вязкости разрушения при ударном изгибе с осциллографированием // *Пробл. прочности.* – 1978. – № 7. – С. 47 – 51.
53. *Трощенко В. Т., Покровский В. В., Ярусевич В. Л. и др.* Влияние примесей внедрения на трещиностойкость пластичных титановых сплавов // Там же. – 1991. – № 8. – С. 23 – 36.
54. *Покровский В. В., Ясний П. В., Ярусевич В. Л. и др.* Исследование трещиностойкости сварного соединения титанового сплава ВТ6С // Там же. – 1988. – № 3. – С. 37 – 40.
55. *Tanaka K., Nishijima S., and Matsuoka S.* Low-and high-cycle fatigue properties of various steels specified in JIS for machine structural use // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1981. – **4**, No. 1. – P. 97 – 108.
56. *Покровский В. В., Ясний П. В., Костенко Н. А. и др.* Влияние эксплуатационной наработки на трещиностойкость материала корпуса автоцепки грузового вагона подвижного состава // *Пробл. прочности.* – 1988. – № 2. – С. 28 – 32.

Поступила 19. 03. 2002