

Академик НАН Украины С. А. Фирстов, Ю. Ф. Луговской

О влиянии микроструктуры на циклическую долговечность микрослоистых Fe/Cu, Mo/Cu и дисперсно-упрочненных Ni–Cr–Al₂O₃ материалов

Experimental dependences of the cyclic durability of microlayered and dispersion-hardened materials and aluminum alloys on the parameters of their microstructure are considered. On the basis of the ideas of the kinetic theory of strength, an equation describing the dependence of the durability on the parameters of a structure in the form of the Thompson–Beckofen equation is got.

Важной характеристикой сопротивления усталости материалов является их циклическая долговечность. Однако влияние на нее микроструктуры исследовано недостаточно. В известных работах [1, 2], посвященных этому вопросу, исследовалось влияние среднего размера зерна (d) на предел выносливости (σ_{-1}) и циклическую долговечность (N) материалов с различным значением d на основе железа, стали, латуни. При этом было установлено, что для ограниченного σ_{-1} достаточно хорошо выполняется уравнение типа Холла–Петча:

$$\sigma_{-1} = \sigma_{0f} + K_f d^{-1/2}, \quad (1)$$

где σ_{0f} и K_f — коэффициенты.

В работах [3, 4] на слоистых и дисперсно-упрочненных материалах также было показано, что размер структурного элемента (толщина бислоя композита или d) влияет на σ_{-1} в соответствии с уравнением (1), причем в широком диапазоне изменения циклической долговечности.

Одним из важных результатов в [1] являются экспериментальные зависимости N от d на основе латуни, имеющие вид отрезков прямых в координатах $\lg N - d^{-1/2}$. Они получены при различных уровнях амплитуды циклической нагрузки (σ_a), пересекают ось $\lg N$ в различных точках, но все могут быть описаны эмпирической зависимостью (уравнением Томпсона–Бэкофена)

$$\lg N = A + B d^{-1/2} \quad (2)$$

(здесь A и B — параметры). Однако физической интерпретации уравнения (2) дано не было.

В настоящем сообщении мы попытались выяснить природу уравнения (2) и общности его выполнения не только для однофазных поликристаллов, но и для композиционных материалов (слоистых, дисперсно-упрочненных).

Предмет и методики испытаний. Исследованы материалы двух типов структуры — микрослойные Fe/Cu и Mo/Cu, а также дисперсно-упрочненные материалы Ni–Cr–Al₂O₃, полученные методом электронно-лучевого испарения и конденсации компонентов в вакууме на горячую подложку [5]. Некоторые результаты по изучению сопротивления усталости опубликованы в [3, 4].

Усталостные испытания первой и второй группы материалов вели при консольном изгибе на частоте 1 кГц в диапазоне долговечности от $0,2 \cdot 10^7$ до $5 \cdot 10^7$ циклов [6].

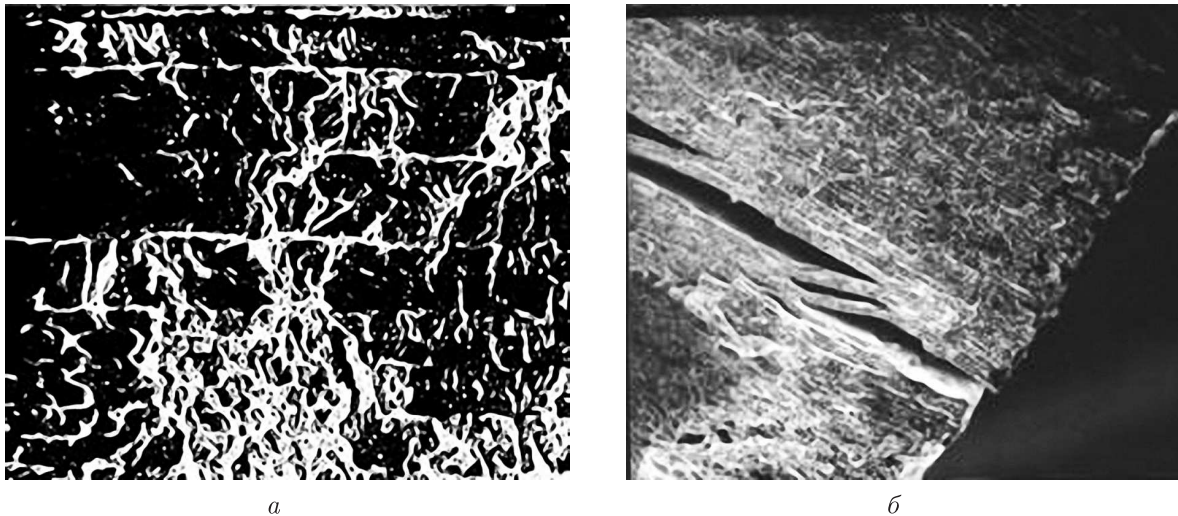


Рис. 1. Усталостные изломы МСК: *a* — Fe/Cu; *б* — Mo/Cu

Параметром структуры микрослойных материалов, как и в работе [3], выбрана суммарная толщина пары соседних слоев: $h_1 + h_2$. Для системы Fe/Cu толщины слоев этих компонентов были одинаковы и изменялись от 300 до 5 мкм. Для системы Mo/Cu толщина слоев Mo — постоянна и составляла 2 мкм, а толщина слоев Cu изменялась в диапазоне от 1 до 7 мкм. Толщины слоев контролировались на изломах образцов с помощью растрового микроскопа. Типичная структура изломов приведена на рис. 1. При этом было установлено, что расслоение на усталостных изломах микрослойных материалов Mo/Cu выражено значительно сильнее по сравнению с материалами Fe/Cu. Это свидетельствует о пониженной межслойной прочности в композитах Mo/Cu, по сравнению с композитами Fe/Cu.

Концентрация дисперсных частиц Al_2O_3 в материалах Ni–Cr– Al_2O_3 изменялась от 0,2 до 0,9% (об.). С ростом содержания частиц их средний диаметр увеличивался от 0,012 до 0,04 мкм, а средний размер зерна уменьшался от 8,5 до 3,5 мкм соответственно.

Результаты экспериментов и их анализ. Для всех изученных материалов были получены усталостные кривые в координатах $\sigma_a - \lg N$. Типичные кривые приведены на рис. 2. Для экстраполяции усталостных кривых в необходимых случаях экспериментальные данные были аппроксимированы зависимостью Т. Ю. Яковлевой [7] — $\sigma_a = \sigma_0 + C/(N)^{0,5}$, где σ_0 и C — коэффициенты.

По данным табл. 1 установлено, что для исследуемых материалов достаточно хорошо выполняются уравнения (1), а по данным последней колонки этой таблицы — уравнения (2), если вместо размера зерна в случае слоистых материалов подставить толщину пары слоев ($h_1 + h_2$). Результаты расчетов коэффициентов уравнения (1) представлены в табл. 2, а коэффициентов уравнения (2) — в табл. 3.

Более высокое значение вторых коэффициентов уравнений (1) и (2) в случае слоистого композита с ослабленной межслоевой прочностью (Mo/Cu), по-видимому, связано с повышением сопротивления разрушения по механизму Гордона–Кука в результате затупления вершины усталостной трещины на межфазной поверхности.

Из полученных данных также следует, что в случае материала Ni–Cr– Al_2O_3 введение частиц второй фазы не столько вызывает собственно дисперсное упрочнение, сколько

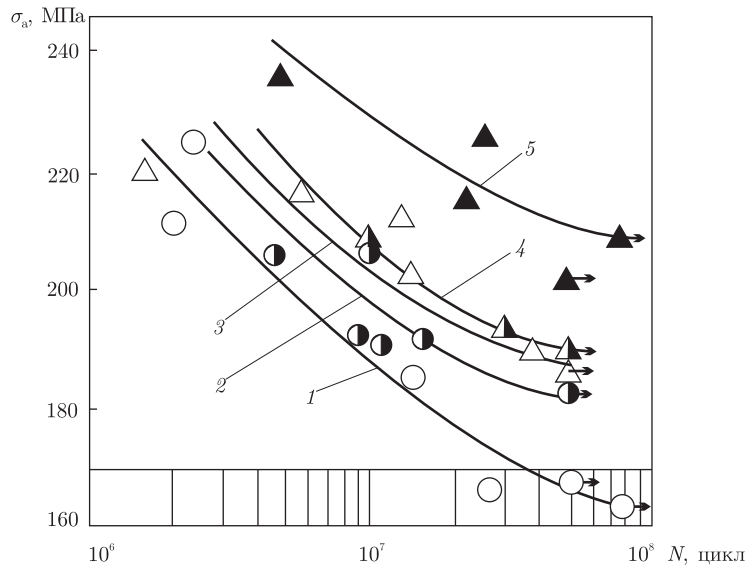


Рис. 2. Кривые усталости при изгибе микрослойных материалов Fe/Cu с различной толщиной слоев компонентов h , мкм: 1 – 300; 2 – 220; 3 – 40; 4 – 26; 5 – 5,0

способствует измельчению размера зерна. Уменьшение размера зерна вызывает увеличение сопротивления усталости.

Аналогичная по форме зависимость для малоциклового усталости прессованных промышленных алюминиевых сплавов получен в работе [8] $\lg N = 0,15 \pm 0,0032m^{-1/2}$ ($r_{xy} = 0,945$) между числом циклов до зарождения усталостной макротрещины N (циклической

Таблица 1. Структура, ограниченный предел выносливости, циклическая долговечность микрослойных и дисперсно-упрочненных материалов

Материал	Параметр структуры, мкм	σ_a , МПа при N циклов			N циклов при σ_a
		$5 \cdot 10^6$	$1 \cdot 10^7$	$5 \cdot 10^7$	
Fe/Cu	440	215	225	240	$7 \cdot 10^{6*}$
	52	195	213	232	$2 \cdot 10^7$
	10	178	185	215	$1 \cdot 10^8$
Mo/Cu	12	175	203	220	$1 \cdot 10^6$
	9	170	190	205	$5,5 \cdot 10^6$
	7	150	170	178	$1 \cdot 10^7$
Ni-Cr-Al ₂ O ₃	8,5	322	348	408	$1,7 \cdot 10^{5**}$
	5,8	315	343	400	$3,1 \cdot 10^5$
	3,8	300	330	385	$7,1 \cdot 10^5$
	3,5	322	348	408	$5 \cdot 10^7$

Примечание. Заданные уровни: *200 МПа; **430 МПа.

Таблица 2. Параметры (σ_{0f} и K_f) уравнения (1) и коэффициенты парной корреляции исследованных материалов при $N = 1 \cdot 10^7$, цикл

Материал	σ_{0f} , МПа	K_f , МПа \cdot м ^{1/2}	r_{xy}
Fe/Cu	165	0,136	0,917
Mo/Cu	57	0,393	0,996
Ni-Cr-Al ₂ O ₃	79	0,674	0,9122

долговечностью) и m — средней толщиной всех нерастворимых фаз AlFeMnCuSi переменного состава (частиц) в направлении по толщине образца.

Таким образом, уравнение вида (2) достаточно хорошо описывает усталостную долговечность не только поликристаллических (что было установлено в [1]), но и композиционных материалов.

Форма уравнения (2) указывает на его связь с известным уравнением Холла–Петча. Однако модель Холла–Петча не содержит переменную время или число циклов до разрушения. Время может быть учтено при использовании известных подходов кинетической теории прочности [2, 9–12].

Известно, что долговечность τ при одноосном статическом растяжении от величины разрушающего σ и температуры T различных материалов можно описать зависимостью С. Н. Журкова [9]:

$$\tau = \tau_0 \exp \left[\frac{U_0 - \gamma \sigma}{RT} \right], \quad (3)$$

где τ_0 , γ и U_0 — параметры, зависящие от материала; R — универсальная газовая постоянная. Согласно [10], в параметре γ заключена информация о структуре испытуемого материала. Постоянная $\tau_0 \approx 10^{-13}$ с близка к периоду тепловых колебаний атомов в твердых телах. Величина энергии активации в опытах при одноосном статическом растяжении близка к энергии сублимации металлов и составляет единицы электрон-вольт, что свидетельствует о том, что процессом, контролирующим разрушение, является разрыв межатомных связей.

Поскольку при циклическом нагружении время и число циклов до разрушения N связаны через частоту нагружения прямо пропорциональной зависимостью, то можно для циклической долговечности N уравнение (3) записать так:

$$\ln \frac{N}{N_0} = \frac{U_0^Y - \gamma^Y \sigma_a}{RT}, \quad (4)$$

где σ_a — амплитуда циклической нагрузки; U_0^Y и γ^Y — энергия активации и активационный объем при усталости; N_0 — некоторая постоянная. С использованием такого подхода в работе [10] была предпринята попытка применить представления кинетической теории прочности для описания долговечности при циклическом нагружении $\tau_{ц}$ полимеров и алюминия. Однако влияние структуры в этих работах не исследовалось. В то же время авторы отметили, что при циклическом нагружении величина энергии активации существенно меньше энергии сублимации.

Это представляется достаточно естественным, поскольку, если при статическом нагружении долговечность контролируется накоплением повреждений за счет разрыва межатомных связей, то при усталостном нагружении время жизни определяется в основном дислокационными процессами и, соответственно, энергия активации должна отвечать термически активируемому преодолению дислокациями барьеров при их движении (барьеры

Таблица 3. Параметры (A , B) уравнения (2) и коэффициенты парной корреляции материалов

Материал	σ_a , МПа	A	B , м ^{1/2}	r_{xy}
Fe/Cu	200	6,5	0,004	0,948
Mo/Cu	200	2,2	0,0132	0,989
Ni-Cr-Al ₂ O ₃	430	2,3	0,009	0,835
Алюминиевые сплавы [8]	160	0,15	0,0032	0,945

Пайерлса–Набарро, дислокации “леса”, примесные атомы и др.). Анализ температурной зависимости напряжения течения, выполненный в работе Г. Конрада (1967), а также В. Трефилова с соавторами в работе [11], привел к заключению, что в этом случае из общей величины напряжения течения целесообразно вычитать атермическую часть, связанную с барьерами, преодоление которых с помощью термических флуктуаций невозможно.

По этой причине в уравнении (4) вместо величины полной амплитуды циклического нагружения следует подставлять не все напряжение, а только его термическую часть. Термическую составляющую σ_i выделим, вычитая из полной амплитуды σ_a атермическую составляющую, т. е. $\sigma_{0f} = (\sigma_a - K_f d^{-1/2})$, поскольку границы зерен, а также межфазные границы относятся к барьерам, преодоление которых дислокациями с помощью термических флуктуаций невозможно. В таком случае зависимость циклической долговечности N материалов от параметров структуры будет иметь вид:

$$\ln \frac{N}{N_0} = \frac{U_0^Y - \gamma^Y (\sigma_a - K_f d^{-1/2})}{kT} = \frac{U_0^Y - \gamma^Y \sigma_a}{kT} + \frac{K_f}{kT} d^{-1/2}. \quad (5)$$

Очевидно, что полученное уравнение описывает влияние размера зерна (структурного элемента) на долговечность в форме, соответствующей эмпирическому уравнению (2), где $A = (U_0^Y - \gamma^Y \sigma_a)/kT$, а $B = K_f/kT$. Это содержит и влияние полного напряжения на N , предсказывая линейную зависимость логарифма циклической долговечности от амплитуды напряжений, что согласуется со многими экспериментальными данными [12].

Таким образом, на основе представлений кинетической теории прочности получено уравнение, описывающее зависимость долговечности от параметров структуры в форме уравнения Томпсона–Бэкофена. Установлено, что эмпирическое уравнение Томпсона–Бэкофена выполняется не только для однофазных поликристаллов, но и для композиционных материалов при подстановке в уравнение размера структурного элемента, ограничивающего движение дислокаций.

Для слоистых материалов с низким уровнем межслоевой прочности второй коэффициент уравнения существенно выше, чем для материала с высоким уравнением прочности между слоями, что связано с возникновением расслаивающих трещин, которые повышают сопротивление движению магистральной трещины по механизму Гордона–Кука.

1. *Thompson A. W., Backofen W. A.* Effect of grain size on fatigue // *Acta metallurgica*. – 1971. – **19**, No 7. – P. 597–606.
2. *Экобори Т.* Научные основы прочности и разрушения материалов: Пер. с яп. – Киев: Наук. думка, 1978. – 352 с.
3. *Луговской Ю. Ф., Кузьменко В. А., Перепелкин А. В. и др.* Влияние структуры и длительности циклического нагружения на сопротивление усталости микрослойных конденсированных материалов на основе меди. I. Экспериментальная зависимость // *Порошк. металлургия*. – 1996. – № 3./4. – С. 97–1036.
4. *Луговской Ю. Ф.* Влияние структуры на сопротивление усталости дисперсно-упрочненных конденсированных материалов при Ni – 20% Cr–Al₂O₃ // Там же. – 2000. – № 1./2. – С. 112–120.
5. *Мовчан Б. А., Малащенко И. С.* Жаростойкие покрытия, осажденные в вакууме. – Киев: Наук. думка, 1983. – 285 с.
6. *Луговской Ю. Ф.* Методика усталостных испытаний при изгибе композиционных материалов, полученных электронно-лучевым испарением // *Пробл. спец. электрометаллургии*. – 1987. – № 4. – С. 61–65.
7. *Яковлева Т. Ю.* Локальная пластическая деформация и усталость металлов. – Киев: Наук. думка, 2003. – 236 с.

8. *Луговской Ю. Ф.* Прогнозирование влияния структуры на малоцикловую усталость сплавов на основе алюминия // *Металлофизика и новейш. технологии.* – 2002. – **24**, № 3. – С. 423–430.
9. *Журков С. Н., Санфирова Т. П.* Изучение временной и температурной зависимости прочности // *Физика тв. тела.* – 1960. – **2**, № 6. – С. 1033–1039.
10. *Регель В. Р., Слуцкер А. И., Томашевский Э. Е.* Кинетическая природа прочности твердых тел. – Москва: Наука, 1974. – 560 с.
11. *Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А.* Физические основы прочности тугоплавких металлов. – Киев: Наук. думка, 1975. – 316 с.
12. *Троценко В. Т., Сосновский Л. А.* Сопротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Ч. 1. – Киев: Наук. думка, 1987. – 510 с.

*Институт проблем материаловедения
им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев*

Поступило в редакцию 09.04.2008