

Особенности влияния микроструктуры на прочность композиционных материалов при статическом и циклическом нагружениях

С. А. Фирстов, Ю. Ф. Луговской

Установлено, что для исследованных поликристаллических материалов на основе меди зависимости предела текучести и ограниченного предела выносливости от размера зерна D в диапазоне размеров зерен 4—0,3 мкм пропорциональны параметру структуры D^{-1} . Показано, что уравнение Холла—Петча может быть применено в указанном диапазоне размеров зерен при условии, что коэффициент уравнения Холла—Петча подчиняется уравнению $K_y = K_B \cdot D^{0,5}$.

В физике прочности известны многочисленные экспериментальные и теоретические результаты, которые показывают, что уменьшение размера зерна поликристаллических материалов обычно вызывает существенное повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$ и разрушающего напряжения σ_p , описываемое уравнениями Холла—Петча и Мотта—Стро

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K_y D^{-1/2}; \quad (1)$$

$$\sigma_p = K_p D^{-1/2} \quad \text{или} \quad \sigma_p = \sigma_0' + K_p' D^{-1/2}, \quad (2)$$

где D — средний размер зерна поликристаллического материала; постоянные σ_0, σ_0' — параметры, а K_y, K_p, K_p' — коэффициенты.

Вместе с тем при переходе к микро- и нанокристаллическим структурам могут наблюдаться отклонения от зависимости Холла—Петча. Так, в работах [1—5] отмечается переход от зависимости (1) к экспериментальной зависимости

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K_B D^{-1} \quad (3)$$

при достижении некоторого критического размера структурного элемента в интервале $D = 20—0,2$ мкм. Размерность коэффициента K_B (МПа·м), естественно, отличается от размерности коэффициента K_y . Отметим, что, если в работах [1—3] такой переход наблюдался для железа и его сплавов, а также для алюминия и титана при образовании мелкозернистых структур деформационного происхождения, в работах [4, 5] указанный переход наблюдался и для хрома, полученного магнетронным распылением. При дальнейшем уменьшении размеров зерен при переходе в область наноразмеров, напротив, предсказывается и иногда отмечается снижение прочностных характеристик [6].

В данной работе предпринята попытка установить влияние размера зерна на пределы текучести и выносливости группы конденсированных материалов на основе меди, в которых размер зерна варьировали в диапазоне 4—0,3 мкм.

Материалы и методы исследования

В работе исследовали поликристаллические материалы на основе меди Cu—NbC, Cu—Mo и CuAl—Mo, полученные методом конденсации в вакууме компонентов на горячую подложку [7]. При этом исследовали

© С. А. Фирстов, Ю. Ф. Луговской, 2008

Cu—Mo в исходном состоянии, то есть после конденсации при температуре 720 °С, а также после отжига при температуре 950 °С. Объемная доля V_p частиц вторых фаз (NbC, Mo) в большинстве исследованных материалов не превышала 5%. Расчет увеличения пределов текучести Cu—NbC и Cu—Mo по формуле Орована показал, что упрочнение составляет соответственно 3 и 4%. Следовательно, основной эффект упрочнения достигался за счет измельчения размера зерна при введении дисперсных частиц. В то же время, по данным работы [8], в монокристаллах меди дисперсные частицы обеспечивают существенно более высокое упрочнение.

Испытания при статическом нагружении проводили стандартными методами. Сопротивление усталости материалов определяли при изгибе по методике нагружения образцов в резонансном режиме колебаний на частоте 1,5 кГц [9, 10]. Дислокационную структуру материалов после усталостных испытаний изучали на растровом электронном микроскопе JSM-200.

Результаты испытаний и их обсуждение

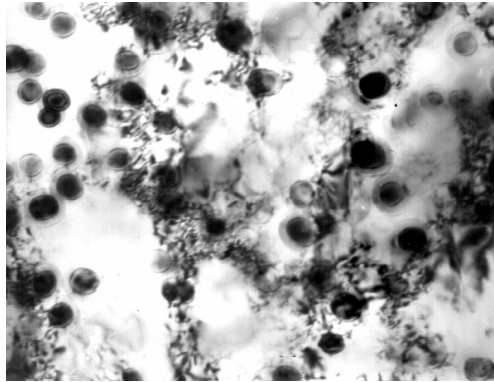
Результаты определения пределов текучести и выносливости σ_{-1} материалов при изгибе на базе $2 \cdot 10^6$ циклов, а также данные о структуре исследованных материалов представлены в таблице и на рис. 1. Данные механических испытаний для всех представленных в таблице материалов были проанализированы в координатах уравнений (1) и (3).

На рис. 2 в качестве примера приведены типичные зависимости пределов текучести и выносливости от размера зерна для Cu—NbC. Как видно из рис. 2, а, в, уравнение (1) достаточно хорошо описывает экспериментальные данные для пределов текучести и выносливости соответственно. В то же время в координатах уравнения Холла—Петча наблюдается существенное отклонение от прямолинейной зависимости. Это отклонение может быть обусловлено тем обстоятельством, что в данном диапазоне размеров зерен коэффициент уравнения Холла—Петча K_y

Структура и механических свойства исследованных материалов

Материал	V_p , %	D , мкм	D^{-1} , мкм ⁻¹	$D^{-1/2}$, мкм ^{-1/2}	σ , МПа		
					σ_b	$\sigma_{0,2}$	σ_{-1}
Cu—NbC	0,7	4,0	0,250	0,50	330	240	210
	0,75	3,9	0,256	0,51	350	230	218
	2,2	1,8	0,555	0,74	550	380	307
	3,7	1,2	0,833	0,91	730	620	338
Cu—Mo, 720 °С	2,4	1,5	0,666	0,82	470	310	215
	5,6	0,9	1,111	1,05	640	470	290
Cu—Mo, 720 + 950 °С	1,0	2,2	0,454	0,67	335	210	172
	2,4	1,6	0,625	0,79	—	—	215
	5,6	1,0	1,000	1,00	—	—	318
Cu	0	22	—	—	210	80	150
CuAl—Mo	2,0	1,1	0,909	0,94	600	450	222
	4,0	0,5	2,000	1,41	750	670	258
	6,0	0,4	2,500	1,58	820	740	245
	8,0	0,35	2,857	1,69	875	830	280
	10,0	0,30	3,333	1,83	900	880	292
Cu—5% Al	—	20,0	—	0,22	340	180	208

Рис. 1. Характерная ячеистая дислокационная структура $\text{Cu}-2,4\% \text{Mo}$ ($T_{\text{п}} = 720 \text{ }^{\circ}\text{C}$) ($\times 56\ 000$).



не является константой, а тоже зависит от размера зерна. Соответствующие зависимости $K_y(D)$ для всех изученных материалов приведены на рис. 3, а. Данные были получены из зависимостей, приведенных на

рис. 2, б, г. Как следует из представленных данных, хорошо выполняется линейная зависимость $K_y(D^{-0.5})$.

Такую эмпирическую зависимость, по нашему мнению, можно обосновать, сравнив уравнения (1) и (3). В обоих уравнениях присутствует один и тот же член σ_0 , так как он отражает сопротивление движению дислокаций в теле зерна. Приравняв правые части уравнений (1) и (3), получаем зависимость $K_y/K_b = D^{-0.5}$.

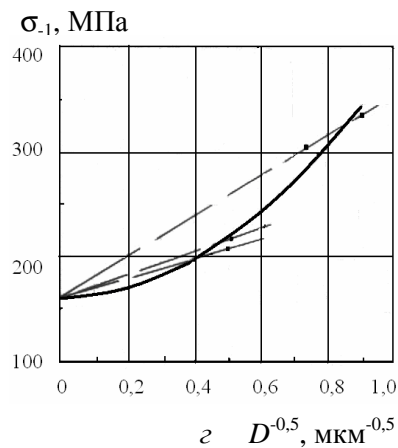
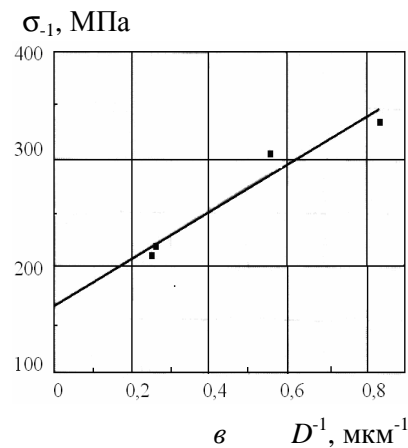
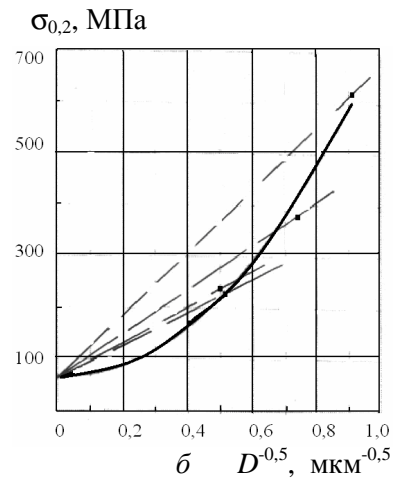
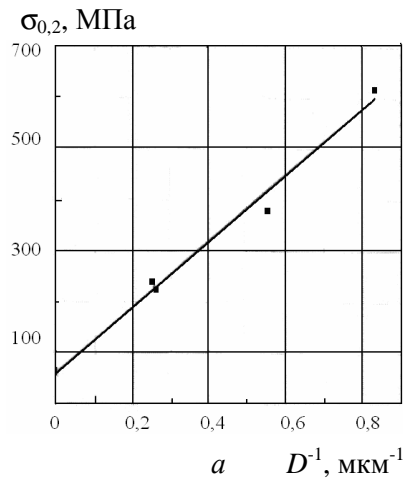


Рис. 2. Зависимости пределов текучести (a , b) и выносливости ($в$, $з$) поликристаллического материала Cu—NbC от параметров структуры D^{-1} и $D^{-0.5}$.

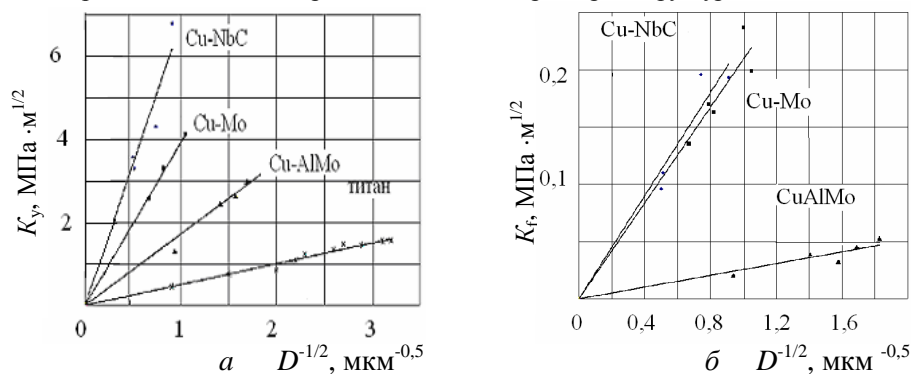


Рис. 3. Зависимости коэффициента уравнения Холла—Петча (a) и второго коэффициента уравнения типа Холла—Петча (b) от параметра структуры $D^{-1/2}$ исследованных материалов.

Для сравнения с нашими данными на рис. 3, a представлена зависимость K_y холоднодеформированного титана от среднего размера D дислокационной ячейки, полученная по данным работы [2]. Как видно, отмеченные в настоящей работе особенности подтверждаются и данными для титана.

Итак, в данной работе, как и в работах [1—5], установлено, что при уменьшении размеров зерна до субмикронных имеет место переход к зависимости, описываемой уравнением (3). Интерес представляет определение критического размера зерна D_{cr} , при котором происходит этот переход. Значение D_{cr} можно найти, приравняв зависимости (1) и (3). Полагая, что значение σ_0 в обоих уравнениях одно и то же, получим

$$D_{cr} = (K_b/K_y)^2. \quad (4)$$

По данным, приведенным на рис. 2, a , $в$, легко найти значения K_b , а для чистой меди можно принять $K_y = 0,11 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$. Тогда для материалов Cu—NbC $D_{cr} = 34 \text{ мкм}$. Отметим, что исследуемый в работе диапазон размеров зерен составляет 4—0,3 мкм.

Очевидно, что при размерах зерен больше D_{cr} будет выполняться обычное уравнение Холла—Петча. Если предположить, что общая схема передачи скольжения через границу зерна, принятая для уравнения Холла—Петча, выполняется и при размерах зерен ниже критического, то можно получить связь между коэффициентами уравнений (1) и (3), а именно

$$K_y/K_b = D^{-0.5}. \quad (5)$$

Таким образом, оценка критических размеров зерен для исследованных материалов показала, что в изученном диапазоне их размеров хорошо выполняется зависимость (3), а при обработке экспериментальных данных в координатах уравнения Холла—Петча наблюдается существенное отклонение от прямой линии (см. рис. 2, b , $з$). Последнее обстоятельство свидетельствует о том, что коэффициент K_y

зависит от размера зерна. Действительно, как следует из рис. 3, зависимость (5) выполняется с высоким коэффициентом корреляции.

С физической точки зрения причиной такого поведения, по нашему мнению, является следующее обстоятельство. В соответствии с классичес-

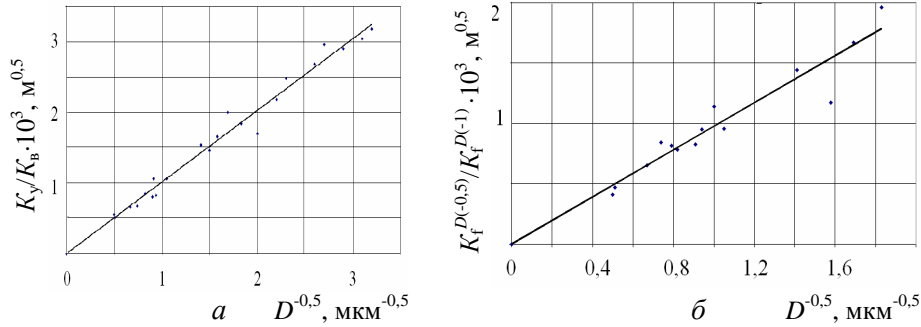


Рис. 4. Зависимости отношений K_y/K_b для предела текучести ($y = 1,0149x$, $R^2 = 0,9866$) (а) и $K_f^{D(-0.5)}/K_f^{D(-1)}$ для предела выносливости ($y = 0,9753x$, $R^2 = 0,9538$) (б) исследованных материалов от параметра структуры $D^{-1/2}$. R^2 — величина достоверности аппроксимации стандартной программы в Microsoft Office Excel.

кими представлениями, константа уравнения Холла—Петча $K_y = m\tau_s(r_s)^{0.5}$ (m — фактор ориентировки; τ_s — напряжение срабатывания дислокационного источника у вершины скопления; r_s — расстояние от вершины скопления до источника) не зависит от размера зерна. Однако с уменьшением D величина r_s приближается к границе зерна. При этом происходит срабатывание дислокационных источников не в теле зерна, а у его границы. Полагая, что и напряжение старта дислокационного источника $\tau_s = \alpha Gb/l$ и расстояние r_s при размерах зерен ниже критического становятся зависимыми от D ($l \sim D$, $r_s \sim D$), получим

$$K_y = \alpha m Gb / D^{1/2}. \quad (6)$$

Поскольку в экспериментальной зависимости (5) величина K_b постоянная, теоретическая зависимость (6) совпадает с ней при условии, что $K_b = \alpha m Gb$. Таким образом, можно теоретически рассчитать экспериментальный коэффициент K_b в уравнении (3).

Экспериментальная проверка этих выводов для исследованных в работе конденсированных поликристаллических материалов, а также известных из литературы данных подтверждает хорошее выполнение зависимости (5) как для предела текучести, так и для предела выносливости (рис. 4).

Из представленных данных следует, что переход от уравнения (1) к (3) имеет место не только для напряжения течения, что уже наблюдалось и обсуждалось в работах [1—5], но и для предела выносливости, что в данной работе получено впервые.

Выводы

Установлено, что для исследованных в работе материалов Cu—NbC, Cu—Mo (720 + 950 °C) и CuAl—Mo, полученных вакуумной конденсацией паровых потоков компонентов на горячую подложку,

зависимости пределов текучести и выносливости от размера зерна (4—0,3 мкм) пропорциональны параметру структуры D^{-1} .

Показано, что уравнение Холла—Петча может быть применено в указанном диапазоне размеров зерен при условии, что коэффициент уравнения подчиняется уравнению $K_y = K_b D^{-0.5}$.

1. *Thompson A. W.* Substructure strengthening mechanisms // *Met. Trans.* — 1977. — **8A**, No. 6. — P. 833—842.
2. *Sevillano J. G., Houtte P. van and Aernoudt E.* Large strain work hardening and textures // *Progress in Material Science.* — 1981. — **25**. — P. 69—412.
3. *Трефилов В. И., Мусеев В. Ф., Печковский Э. П.* и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Под ред. Трефилова В. И. — К.: Наук. думка, 1989. — 256 с.
4. *Фирстов С. А.* Особенности деформации и разрушения нанокристаллических материалов // *Прогресивні матеріали і технології: У 2-х т.* — К.: Академперіодика, 2003. — Т. 2. — 663 с.
5. *Firstov S. A., Rogul T. A., Marushko V. T., Sagaydak V. A.* Structure and microhardness of polycrystalline chromium produced by magnetron sputtering // *Вопросы материаловедения.* — 2003. — № 1. — С. 201—205.
6. *Андрієвський Р. А., Глезер А. М.* Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления // *Физика металлов и металловедение.* — 1999. — **88**, № 1. — С. 50—73.
7. *Мовчан Б. А., Малашенко И. С.* Жаростойкие покрытия, осажденные в вакууме. — К.: Наук. думка, 1983. — 285 с.
8. *Мартин Дж.* Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов / Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1983. — 167 с.
9. *Луговской Ю. Ф., Кузьменко В. А., Гречанюк Н. И.* и др. Влияние структуры и длительности циклического нагружения на сопротивление усталости дисперсно-упрочненных конденсированных материалов на основе меди. 1. Экспериментальные зависимости // *Порошковая металлургия.* — 1998. — № 3/4. — С. 93—100.
10. *Луговской Ю. Ф.* Методика усталостных испытаний композиционных материалов при изгибе, полученных электронно-лучевым испарением // *Проблемы спец. электрометаллургии.* — 1987. — № 4. — С. 61—65.