

05.1

## Пластичность нанокристаллических материалов с бимодальной зеренной структурой

© В.А. Поздняков

ГНЦ ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва  
E-mail: Pozdnyakov.home@tochka.ru*Поступило в Редакцию 10 апреля 2007 г.*

Развита простая модель деформационного поведения наноструктурного материала со смешанной нано- и микрокристаллической зеренной структурой. Нанозеренная матрица такого материала обеспечивает высокую прочность, а зеренная структура микромасштабного уровня приводит к повышению пластичности. Из модели следует зависимость однородной деформации до образования шейки при растяжении наноструктурного материала с двухмасштабной наномикрокристаллической структурой от размеров зерен и объемных долей структурных компонентов. Показано, что увеличение однородной деформации обусловлено повышением значений отношения предела текучести к коэффициенту деформационного упрочнения и коэффициента распределения пластической деформации между нано- и микроструктурными составляющими.

PACS: 62.20.Fc, 81.07.Bc

Прочность наноструктурных материалов (НМ) при растяжении существенно превышает прочность крупнозернистых аналогов, но, как правило, наноматериалы обнаруживают весьма низкую пластичность [1–6]. Низкий уровень пластичности обусловлен размерным ограничением процессов генерации и движения дислокаций в нанозернах.

Высокая пластичность наблюдалась для нанокристаллической меди с бимодальным распределением зерен по размерам [7]. Наноструктурная медь синтезирована методом „криопротекции“ (ниже 77 К) с последующим нагревом до 450 К. В результате получена бимодальная структура, состоящая из микрочастиц (объем фракции до 25%), погруженных в матрицу наночастиц [7]. В этом НМ объединены высокая прочность с пластичностью. Предполагается, что наночастицы обеспечивают проч-

ность материала, а включенные микрзерна стабилизируют деформацию растяжения.

Характерные особенности деформационного поведения НМ — высокий, по сравнению с микрокристаллическими материалами, предел текучести, высокое деформационное упрочнение на начальной стадии пластической деформации при пластической деформации  $\varepsilon_p$  меньше некоторого критического значения  $\varepsilon_p^*(D)$ , зависящего от размера зерна  $D$ ,  $\varepsilon_p \leq \varepsilon_p^*(D)$ , и низкое деформационное упрочнение с возможным выходом на насыщение деформационной кривой при  $\varepsilon_p > \varepsilon_p^*(D)$  [1–4]. Для некоторых наноструктурных состояний как  $\varepsilon_p^* \rightarrow 0$ , так и величина коэффициента упрочнения  $\theta = \partial\sigma/\partial\varepsilon \rightarrow 0$  и деформационное поведение НМ приближается к идеально пластическому [5].

Проведем анализ деформационного поведения при растяжении наноструктурного материала со смешанной нано- и микрокристаллической зеренной структурой. В ряде моделей деформационного поведения НМ [8–11] следует наличие двух или нескольких деформационных областей доминирования различных структурных механизмов пластического течения НМ. Если начальное упрочнение НМ обусловлено увеличением плотности дислокаций  $\rho$ , генерируемых в границах зерен, длина свободного пробега которых ограничена размерами зерен, то  $d\rho \sim d\varepsilon_p/bD$ , где  $b$  — величина вектора Бюргерса. Это приводит к параболическому деформационному упрочнению НМ на начальной стадии деформации [9,10].

Аппроксимируем кривую упрочнения НМ двумя ветвями:

$$\sigma(\varepsilon_p) = \begin{cases} \sigma_y + k_1\varepsilon_p^{1/2}, & \varepsilon_p \leq \varepsilon_p^*, \\ \sigma_y^* + k_2(\varepsilon_p - \varepsilon_p^*)^{1/2}, & \varepsilon_p > \varepsilon_p^*, \end{cases} \quad (1)$$

где  $\sigma_y$  — предел текучести,  $k_i$  — параметры деформационного упрочнения ( $k_2 < k_1$ ),  $\sigma_y^* = k_1(\varepsilon_p^*)^{1/2}$ .

Важными механическими характеристиками материала являются временное сопротивление разрыву и однородная деформация до образования шейки. При испытании на растяжение с постоянной скоростью деформации приложенная к образцу деформирующая сила  $F$  в процессе деформации вначале увеличивается и проходит через максимум. Предел прочности (временное сопротивление разрыву)  $\sigma_r$  соответствует напряжению в тот момент, когда нагрузка  $F$  на кривой  $F-\varepsilon_p$  достигает

наибольшего значения. Соответственно условием достижения временного сопротивления разрыву является  $dF/d\varepsilon_p = 0$ , достигаемое при деформации  $\varepsilon_t$ .

Рассмотрим зависимость величины однородной деформации  $\varepsilon_t$  от структурных параметров материала. Временное сопротивление  $\sigma_t$  соответствует достижению максимума на деформационной кривой. Если напряжение течения слабо зависит от скорости деформирования, то условие максимума, как в [12], имеет вид

$$\sigma = (\partial\sigma/\partial\varepsilon)_{\sigma=\sigma_t}. \quad (2)$$

Для материала с деформационной кривой степенного вида  $\sigma(\varepsilon) = \sigma_y + k_n\varepsilon^n$  однородная пластическая деформация  $\varepsilon_t$ , соответствующая напряжению  $\sigma_t$ , определяется из уравнения

$$\varepsilon_t^n - n\varepsilon_t^{n-1} + \sigma_y k_n^{-1} = 0. \quad (3)$$

Для параболической  $\sigma$ - $\varepsilon$ -кривой, определяемой первым выражением (1), однородная пластическая деформация равна

$$\varepsilon_t = 0.5(Q^2 + 1) - 0.5Q[(Q^2 + 2)]^{1/2}, \quad (4)$$

где введено обозначение  $Q = \sigma_y/k_1$ .

Величина однородной деформации понижается с увеличением параметра  $Q$ , т.е. при данном значении предела текучести  $\sigma_y$  чем выше коэффициент деформационного упрочнения  $k_1$ , тем более устойчиво пластическое течение, при котором достигается более высокое значение. Временное сопротивление  $\sigma_t$  определяется из (1) при  $\varepsilon_p = \varepsilon_t$ .

При переходе ко второй, квазилинейной стадии деформационного упрочнения (при  $\varepsilon_p > \varepsilon_p^*$ ) устойчивость пластического течения при  $k_2 \leq \sigma_y$  нарушается, так как  $(\varepsilon_t - \varepsilon_p^*) \sim (1 - \sigma_y/k_2)$ .

Актуальным является выяснение зависимости пластичности НМ с бимодальной зеренной структурой от параметров структуры. Проведем анализ деформационного поведения НМ, структура которого представляет собой матрицу нанозерен со средним размером  $D_n$  (наноскопических зерен меньшего масштабного уровня), содержащую объемную долю  $f$  субмикроструктурных зерен (наноскопических зерен большего масштабного уровня) со средним размером  $D_\mu$ . Параметры деформационного поведения нано- и субмикроструктурной

структурных составляющих значительно различаются, и такой материал со смешанной наномикроструктурной структурой можно рассматривать как „двухфазный“. На первой стадии пластического течения двухфазного материала в более мягкой составляющей возникает пластическая деформация, а жесткая деформируется упруго. Далее начинается пластическая деформация более жесткой структуры.

Обозначим величину пластической деформации субмикроструктурных (более высокого масштабного уровня) зерен  $\varepsilon_{p\mu}$ , а нанокристаллической матрицы —  $\varepsilon_{pn}$ . Общая пластическая деформация НМ:

$$\varepsilon_p = (1 - f)\varepsilon_{pn} + f\varepsilon_{p\mu}. \quad (5)$$

Аналогичное соотношение выполняется для напряжений  $\sigma$  в зернах разных масштабов:

$$\sigma(\varepsilon_p) = (1 - f)\sigma_n(\varepsilon_{pn}) + f\sigma_\mu(\varepsilon_{p\mu}). \quad (6)$$

Обобщенное правило смесей для гетерофазного материала определяется соотношениями (5) и (6) [12]. Воспользуемся показателем неравномерности распределения пластической деформации между структурными составляющими  $m = \varepsilon_{p\mu}/\varepsilon_{pn}$ .

Кривые деформационного поведения микро- и наноструктурных составляющих описываются соотношениями

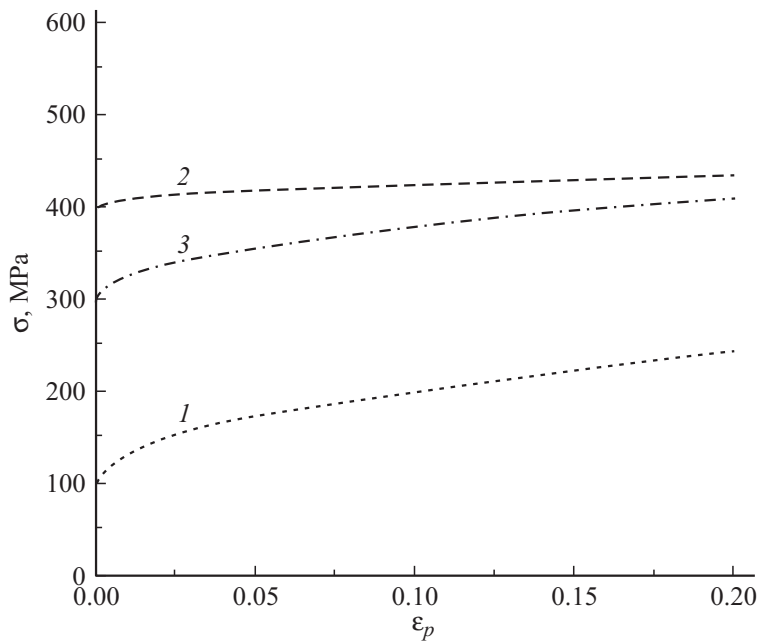
$$\sigma_\mu(\varepsilon_{p\mu}) = \sigma_{y\mu} + k_{1\mu}(\varepsilon_{p\mu})^{1/2}, \quad (7)$$

$$\sigma_n(\varepsilon_{pn}) = \sigma_{yn} + k_{1n}(\varepsilon_{pn}^*)^{1/2} + k_{2n}(\varepsilon_{pn})^{1/2}. \quad (8)$$

В приближении постоянства параметра  $m$  в ходе деформации для  $\sigma$ – $\varepsilon$ -кривой НМ со смешанной наномикроструктурной структурой получается следующее соотношение:

$$\begin{aligned} \sigma(\varepsilon_p) = (1 - f) \left[ \sigma_{yn}^* + k_{2n} \left( \frac{\varepsilon_p}{1 - f + mf} \right)^{1/2} \right] \\ + f \left[ \sigma_{y\mu} + k_{1\mu} \left( \frac{m\varepsilon_p}{1 - f + mf} \right)^{1/2} \right], \end{aligned} \quad (9)$$

где  $f$  — объемная доля субмикроструктурных зерен.

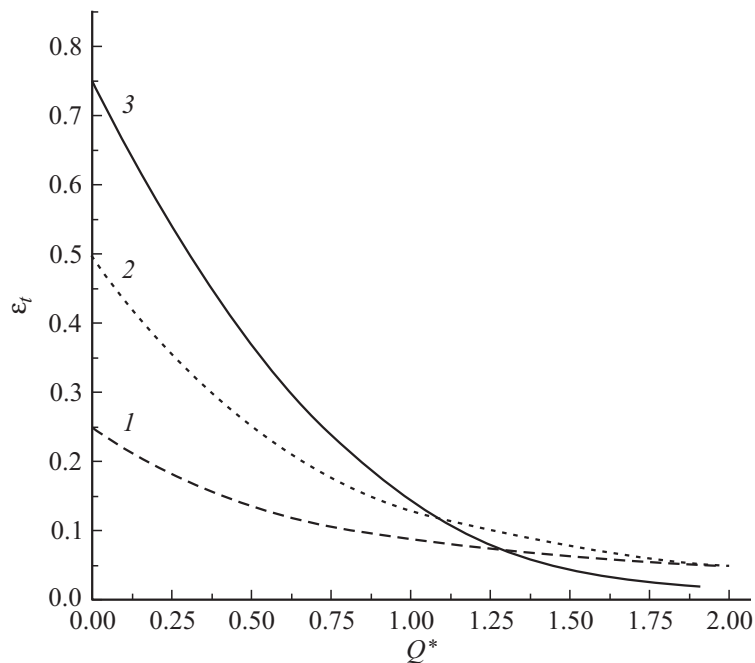


**Рис. 1.** Графики  $\sigma$ – $\varepsilon$ -кривых чистой меди со структурами: 1 — субмикросталлической ( $D_\mu = 100$  nm); 2 — нанокристаллической ( $D_n = 15$  nm); 3 — НМ с двухмасштабной структурой ( $D_n = 15$  nm,  $D_\mu = 100$  nm,  $f = 0.3$ ).

Предел текучести НМ с двухмасштабной структурой с учетом зависимости Холла–Петча для предела текучести  $\sigma_y$ :  $\sigma_y = \sigma_0 + K_i D^{-1/2}$ , где  $\sigma_0$ ,  $K_i$  — параметры материала, равен:

$$\begin{aligned} \sigma_y &= f\sigma_{y\mu} + (1-f)\sigma_{yn} \\ &= f(\sigma_{y\mu 0} + K_\mu D^{-1/2}) + (1-f)(\sigma_{yn 0} + K_n D^{-1/2}). \end{aligned} \quad (10)$$

На рис. 1 показаны графики  $\sigma$ – $\varepsilon$ -кривых субмикро- и нанокристаллического материалов и НМ с двухмасштабной наносубмикросталлической структурой. Для примера выбрана медь. Предел текучести нанокристаллической меди с  $D \approx 10$  nm составляет 400 МПа [7]. Параметры упрочнения структурных составляющих НМ с двухмас-



**Рис. 2.** Зависимость однородной деформации  $\varepsilon_t$  от параметра структурного состояния  $Q^*$  для  $n = 0.25$  (1),  $n = 0.5$  (2),  $n = 0.75$  (3).

штабной структурой:  $\sigma_{y,n} = 400$  МПа,  $k_n = 50$  МПа,  $\sigma_{y,\mu} = 100$  МПа,  $k_\mu = 200$  МПа,  $f = 0.3$ .

Условие потери устойчивости пластического течения и величина  $\varepsilon_t$  в общем случае определяются численным решением уравнений (3), (7)–(10). Приближенное выражение для  $\varepsilon_t$  выражается соотношением (4) с новым параметром  $Q$ :  $Q^* = \sigma_y/k_{ef}$ , где

$$k_{ef} = \frac{fk_{1\mu} + (1-f)k_{2n}m}{[f + (1-f)m]^{1/2}}.$$

На рис. 2 приведен график зависимости  $\varepsilon_t$  от  $Q^*$  при  $n = 0.25$  (кривая 1),  $n = 0.5$  (кривая 2),  $n = 0.75$  (кривая 3).

Величина деформации до разрушения (сумма однородной и неоднородной деформации) НМ с размером зерна  $D \approx 10$  нм при комнатной температуре составляет несколько процентов ( $\varepsilon_{t,n} \leq 1\%$ ). Предел текучести НМ с нанокристаллической матрицей со средним размером зерен  $D_n = 25$  нм и пределом текучести  $\sigma_{y,n} = 400$  МПа, с суб-микрокристаллическими зёрнами со средним размером  $D_\mu = 100$  нм, пределом текучести  $\sigma_{y,\mu} = 200$  МПа и  $k_\mu = 180$  МПа при  $f = 0.1$  равен  $\sigma_y = 380$  МПа,  $k_{ef} = 65$  МПа ( $m = 1$ ), что дает  $\varepsilon_t = 1.8\%$ , и  $k_{ef} = 150$  МПа ( $m = 10$ ),  $\varepsilon_t = 3.9\%$ , а при  $f = 0.3$   $\sigma_y = 340$  МПа,  $k_{ef} = 95$  МПа ( $m = 1$ ),  $\varepsilon_t = 2.7\%$ , и  $k_{ef} = 165$  МПа ( $m = 10$ ),  $\varepsilon_t = 6.2\%$ .

Для увеличения пластичности НМ с многомасштабной зеренной структурой требуется повышать эффективный коэффициент деформационного упрочнения и коэффициент распределения пластической деформации между структурными составляющими.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 06-08-00395) и Фонда ОАО „ММК“, ИТЦ „Аусфер“, ФНИО „Интелс“ (гранты 38-06-03 и 39-06-03).

## Список литературы

- [1] Koch C.C., Morris D.G., Lu K., Inoue A. // Mater. Res. Soc. Bull. 1999. V. 24. P. 54–58.
- [2] Андриевский Р.А., Глезер А.М. // ФММ. 2000. Т. 89. № 1. С. 91–112.
- [3] Weertman J.R., Farkas D., Hemker K., Kung H., Mayo M., Mitra R., Van Swygenhoven H. // MRS Bulletin. 1999. V. 24. N 2. P. 44–50.
- [4] Cheng S., Ma E., Wang Y.M., Kecskes L.J. et al. // Acta Mater. 2005. V. 53. P. 1521.
- [5] Champion Y., Langlois C., Guerin-Maily S., Langlois P., Bonmentein J.L., Hytch M.J. // Science. 2003. V. 300. P. 310–311.
- [6] Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Zhu Y.T., Lowe T.C. // J. Mater. Res. 2002. V. 17. P. 5–8.
- [7] Wang Y., Chen M., Zhou F., Ma E. // Letters to Nature. 2002. V. 419. P. 912–914.
- [8] Поздняков В.А., Глезер М.А. // Письма в ЖТФ. 1995. Т. 21. С. 31–36.
- [9] Поздняков В.А. // ФММ. 2003. Т. 96. № 1. С. 114–128.
- [10] Малыгин Г.А. // ФТТ. 1995. Т. 37. № 8. С. 2281–2292.
- [11] Гуткин М.Ю., Овидько И.А. Дефекты и механизмы пластичности в наноструктурных и некристаллических материалах. СПб.: Янус, 2001. 180 с.
- [12] Hart F.W. // Acta Met. 1967. V. 15. N 2. P. 351–355.