

01;05

Микромеханизм аномальной ползучести поликристаллов MoSi_2

© И.А. Овидько

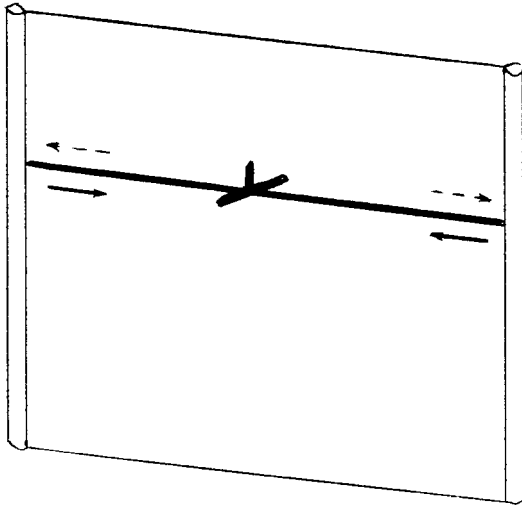
Институт проблем машиноведения РАН, С.-Петербург

Поступило в Редакцию 27 января 1999 г.

Предлагается теоретическая модель эффекта аномальной ползучести (характеризуемой аномальной зависимостью скорости пластической деформации от размера зерна) в поликристаллах MoSi_2 . В рамках модели микромеханизм аномальной ползучести представляет собой контролируемое диффузией переползание зернограничных дислокаций в зернограничных плоскостях.

Пластическая деформация в кристаллах реализуется посредством движения дефектов, особенности ансамблей которых обуславливают зависимость макрохарактеристик деформации от структурных параметров кристалла (например, [1,2]). Так, зависимость скорости пластической деформации $\dot{\epsilon} \propto d^{-p}$ от размера зерна d в поликристаллах при высокотемпературной ползучести определяется особенностями поведения ансамблей дефектов — носителей деформации. Обычно $p = 2$ (для ползучести Набарро–Херинга, реализуемой через движение точечных дефектов внутри зерен) или $p = 3$ (для ползучести Кобле–Лифшица, реализуемой через движение точечных дефектов по границам зерен) [2]. Недавно для поликристаллов MoSi_2 была экспериментально выявлена аномальная зависимость $\dot{\epsilon} \propto d^{-p}$, $p \geq 5$ [3–5], которая не имеет объяснения в рамках существующих физических моделей ползучести. В настоящей работе предлагается модель, связывающая аномальную зависимость $\dot{\epsilon} \propto d^{-5}$ с действием особого микромеханизма ползучести, а именно с переползанием дислокаций в границах зерен (ГЗ).

В рамках модели пластическая деформация в поликристалле MoSi_2 в режиме ползучести осуществляется путем переползания дислокаций в ГЗ, которое контролируется диффузией точечных дефектов (вакансий, межузельных атомов) в ГЗ (см. рисунок). При этом особую роль играют возникающие под действием механической нагрузки потоки точечных



Контролируемое диффузионными потоками (сплошные и штриховые стрелки) переползание дислокации в плоскости границы зерна, ограниченной тройными стыками (цилиндрические области).

дефектов, которые интенсивны в ГЗ и особенно в тройных стыках ГЗ.¹ Фактически каждая дислокация — носитель деформации — перемещается (переползает) в плоскости ГЗ именно за счет потоков точечных дефектов, перемещающихся в ядре дислокации от ее краев (соединенных с тройными стыками) к середине и/или в обратном направлении (см. рисунок).

В рассматриваемой ситуации скорость пластической деформации задается формулой

$$\dot{\epsilon} = \rho b v, \quad (1)$$

где ρ — плотность "активных" дислокаций, b — величина дислокационного вектора Бюргера, v — скорость переползания дислокаций. При этом b не зависит от d , а плотность "активных" дислокаций

$$\rho \propto d^{-2}, \quad (2)$$

поскольку такие дислокации локализованы в ГЗ.

¹ Согласно [6], значения коэффициента диффузии в тройных стыках ГЗ существенно выше (нередко на несколько порядков) значений коэффициента диффузии в самих ГЗ.

Рассмотрим теперь зависимость v от d . Поскольку переползание дислокаций контролируется потоками точечных дефектов через дислокационные ядра (см. рисунок), дислокация длиной d перемещается (переползает) на расстояние, равное параметру кристаллической решетки a , когда через ее ядро проходит d/a точечных дефектов. В такой ситуации скорость переползания дислокаций задается формулой

$$v = \varphi a(a/d), \quad (3)$$

где φ — число точечных дефектов, прошедших через дислокационное ядро за единицу времени. Величина φ определяется с помощью величины потока J точечных дефектов через дислокационное ядро (с поперечным сечением a^2) следующим образом:

$$\varphi = Ja^2. \quad (4)$$

В свою очередь поток J зависит от пространственного распределения плотностей точечных дефектов $C_i(x)$, где i — тип точечных дефектов, x — координата вдоль линии дислокации. Для простоты ограничимся рассмотрением случая, когда основной вклад в переползание дислокаций связан с потоком точечных дефектов одного типа (например, межузельных атомов), перемещающихся от краев дислокации (с координатами $x = 0$ и $x = d$) к ее середине ($x = d/2$), причем пространственное распределение $C(x)$ точечных дефектов симметрично относительно серединной точки дислокации $x = d/2$. В этом случае поток J в первом приближении зависит от $C(x)$ следующим образом:

$$J = -D \text{grad } C(x) \approx \alpha D \frac{C(d/2) - C(0)}{d/2}, \quad (5)$$

где D — коэффициент диффузии в ядре дислокации, находящейся в ГЗ; $\alpha = \text{const}$.

Пространственное распределение $C(x)$ определится упругим взаимодействием между точечными дефектами и тройными стыками как источниками внутренних напряжений. Более точно (в духе теории взаимодействия точечных дефектов с источниками внутренних напряжений [7]) $C(x)$ в равновесии задается формулой

$$C(x) = C_0 \exp \{U(x)/kT\}, \quad (6)$$

где $C_0 = \text{const}$, k — постоянная Больцмана, T — температура, $U(x)$ — потенциал упругого взаимодействия точечных дефектов с тройным стыком. В тройных стыках ГЗ в поликристаллах, синтезированных из порошка при высоких давлениях (как в случае MoSi_2 [3–5]), нередко формируются дисклинации, являющиеся источниками дальнедействующих напряжений [8]. Потенциал взаимодействия клиновых дислокаций с точечными дефектами дилатационного типа имеет вид [9]:

$$U(x) = -\beta \ln(x/a) \quad (7)$$

($\beta = \text{const}$), что, с учетом (5) и (6), определяет следующий тип зависимости J от d :

$$J \propto d^{-2} \quad (8)$$

для поликристаллов, имеющих дисклинации в тройных стыках ГЗ. Из (1)–(4) и (8) следует зависимость

$$\dot{\epsilon} \propto d^{-5}. \quad (9)$$

Именно такая зависимость выявлена в экспериментах по ползучести поликристаллов MoSi_2 в определенном интервале значений структурных параметров поликристаллов и характеристик механического нагружения.

Таким образом, модель пластической деформации, осуществляемой путем переползания дислокаций в ГЗ в поликристаллах со стыковыми дисклинациями, эффективно описывает аномальную зависимость ($\dot{\epsilon} \propto d^{-5}$) скорости пластической деформации от размера зерна в поликристаллах MoSi_2 при ползучести. Вместе с тем для идентификации микромеханизма ползучести в поликристаллах MoSi_2 (и соответственно проверки предложенной здесь модели) представляется важным проведение новых экспериментов по наблюдению эволюции микроструктуры деформируемых поликристаллов MoSi_2 .

Автор выражает благодарность д-ру К. Садананде за полезные обсуждения, которые инициировали данную работу.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 98–02–16075), Офиса морских исследований США (Office of the US Naval Research) и Фонда Фольксвагена (Volkswagen Foundation).

Список литературы

- [1] *Смирнов Б.И.* Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Л.: Наука, 1981. 235 с.
- [2] *Пуарье Ж.-П.* Ползучесть кристаллов. М. Мир, 1988. 288 с.
- [3] *Sadananda K., Feng C.R., Jones H., Petrovic J.* // Mater. Sci. Eng. 1992. A155. V. 227.
- [4] *Sadananda K., Feng C.R.* // Mater. Sci. Eng. 1993. A170. P. 199.
- [5] *Sadananda K., Feng C.R.* // Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 1994. 322. P. 157.
- [6] *Рабухин В.Б.* // Поверхность, 1986. № 6. С. 143; 1986. № 7. С. 126.
- [7] *Любов Б.Я.* Диффузионные процессы в неоднородных твердых телах. М.: Наука, 1981. 296 с.
- [8] *Gryaznov V.G., Trusov L.I.* // Progr. Mater. Sci. 1993. V. 37. P. 289.
- [9] *Романов А.Е., Самсонидзе Г.Г.* // Письма в ЖТФ. 1988. Т. 14. С. 1339.