

О. А. КАЙБЫШЕВ, Ш. Х. ХАННАНОВ

МИКРОМЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ НА ПЕРВОЙ СТАДИИ КРИВОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

(Представлено академиком А. Ф. Беловым 9 IV 1974)

Для объяснения I стадии сверхпластического течения были предложены следующие модели: диффузионная ползучесть⁽¹⁾, вязкое зернограничное проскальзывание⁽²⁾, зернограничное проскальзывание, осуществляемое движением зернограничных дислокаций⁽³⁾, вязкое скольжение дислокаций внутри зерен⁽⁴⁾. Модель микромеханизма должна объяснить не только феноменологию пластического течения, но и все структурные изменения при деформации. Ни одна из предложенных ранее моделей не удовлетворяет этому требованию.

Целью настоящей работы явилось изучение особенностей деформационных процессов на I стадии пластического течения и разработка модели микромеханизма деформации.

В качестве объекта исследования был выбран сплав $Zn - 0,4\% Al$ ⁽⁵⁾. При комнатной температуре и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-5} \text{ ссек}^{-1}$ наблюдаются все структурные признаки I стадии. На рис. 1 представлен рельеф поверхности образца после деформации с малыми скоростями. Уже после деформации на $\epsilon = 10\%$ видно появление миграционных полос, направленных поперек оси растяжения, причем сама миграция происходит вдоль оси растяжения. С увеличением ϵ увеличивается ширина миграционных полос и становится сравнимой с размерами зерен d .

Электронно-микроскопическое исследование структуры деформированного сплава на просвет позволило обнаружить значительный рост зерен, стимулированный деформацией, и их вытянутость в направлении растяжения. (За одно и то же время размер зерен в процессе деформации увеличивается значительно сильнее, чем при изотермической выдержке без нагружения.)

С другой стороны, на этой стадии обнаруживаются следы скольжения (рис. 1а) и происходит значительное изменение текстуры при деформации⁽⁵⁾, что указывает на участие кристаллографического скольжения в процессе деформации. Вклад зернограничного проскальзывания на этой стадии в общую деформацию $\epsilon_{\text{общ}}$, оцененный по электронно-микроскопическим данным, не превышает 20%.

Определение параметров термоактивированного процесса пластического течения по методу⁽⁶⁾ показало, что энергия активации составляет 15 ккал/(г·моль) и соответствует энергии активации зернограничной диффузии в цинке⁽⁷⁾.

Аналогичные структурные изменения на I стадии сверхпластической деформации наблюдаются и для других металлов⁽⁸⁾. Эти данные позволяют установить основные структурные признаки деформации металлов на I стадии: рост зерен, стимулированный деформацией, и развитие кристаллографического скольжения.

Учитывая изложенное, можно представить модель сверхпластического течения на I стадии как комбинацию внутризеренного скольжения и стимулируемой скольжением миграции границ зерен.

Зернограничное проскальзывание до определенного уровня внешних напряжений происходит упруго⁽⁹⁾, при этом возникают высокие локаль-

ные напряжения вблизи неровностей границы. Поскольку объемные источники дислокаций отсутствуют, разумно предположить, что зарождение дислокаций происходит на границах зерен и инициируется указанными локальными напряжениями. Дислокации в зерне движутся под действием эффективного напряжения сдвига $\tau^* = \tau - \tau_n$ (в опытах пересчет напряжения растяжения σ в напряжение сдвига τ производился на основе текстурных данных). Обратные внутренние напряжения τ_n , существование которых было экспериментально обнаружено и ранее ⁽¹⁰⁾, обуславливают, как будет показано ниже, низкую скоростную чувствительность напряжения течения на I стадии.

Контролирующим механизмом на I стадии мы полагаем вязкое движение дислокаций внутри зерен; при этом считаем, что вязкость обусловлена диффузией вакансий вдоль ядра дислокации между некогерентными ступеньками разных знаков ⁽¹¹⁾. Скорость термоактивируемой пластической деформации $\dot{\epsilon}$ описывается формулой

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(-\frac{u_0}{kT}\right) \cdot \text{sh}\left[\frac{(\tau - \tau_n)V}{kT}\right], \quad (1)$$

где $\dot{\epsilon}_0$ — предэкспоненциальный множитель, u_0 — энергия активации, V — активационный объем.

С другой стороны $\dot{\epsilon}$, в соответствии с моделью, представляется выражением

$$\dot{\epsilon} = b\rho v, \quad (2)$$

где $\rho = n/d^2$ — плотность подвижных дислокаций, n — число дислокаций в зерне, d — диаметр зерна, v — скорость вязкого движения дислокаций.

Число дислокаций n можно оценить ⁽⁷⁾ на основе формулы для плоского скопления

$$n \simeq \frac{2(\tau - \tau_n)d}{Gb}, \quad (3)$$

где G — модуль сдвига.

Для скорости вязкого движения дислокаций v можно записать ⁽¹¹⁾

$$v = \frac{\pi D_T}{2l} \text{sh}\left[\frac{(\tau - \tau_n)lb^2}{kT}\right], \quad (4)$$

где D_T — коэффициент трубчатой диффузии, l — расстояние между ступеньками на дислокации.

Подставляя (3), (4) в (2), получаем выражение, подобное (1):

$$\dot{\epsilon} = \left[\frac{(\tau - \tau_n)\pi}{Gdl}\right] D_T \text{sh}\left[\frac{(\tau - \tau_n)lb^2}{kT}\right], \quad (5)$$

которое при $[(\tau - \tau_n)lb^2/kT] \ll 1$ принимает вид

$$\dot{\epsilon} = \left[\frac{\pi b^2}{dG}\right] \frac{D_T}{kT} (\tau - \tau_n)^2. \quad (6)$$

Подставляя экспериментальные значения в (6): $d = 1$ мкм, $\tau - \tau_n = 0,5$ кг/мм², $b = 2,61 \cdot 10^{-8}$ см, $G = 3,7 \cdot 10^5$ кг/см², $T = 296^\circ$ К, $D_T = D_{Gr}$ для Zn ⁽⁷⁾, получаем $\dot{\epsilon} \simeq 10^{-5}$ сек⁻¹.

Таким образом, выражение (6) количественно и качественно согласуется с экспериментальными данными, полученными для Zn — 0,4% Al.

Для скоростной чувствительности m имеем

$$m = \frac{\partial \lg \sigma}{\partial \lg \dot{\epsilon}} = \frac{\tau - \tau_n}{2\tau}. \quad (7)$$

$m \rightarrow 1/2$ при $\tau \gg \tau_n$ и $m \rightarrow 0$ при $\tau \rightarrow \tau_n$, т. е. скоростная чувствительность изменяется в пределах $0 \leq m \leq 1/2$.

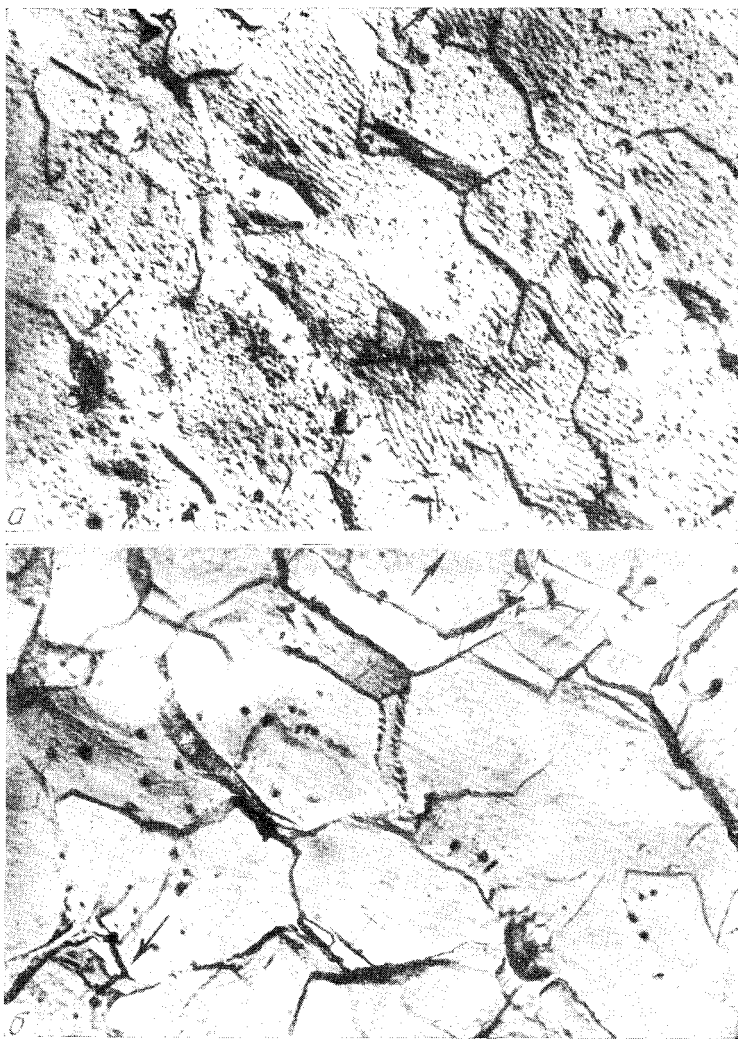


Рис. 1. Деформационный рельеф на поверхности сплава Zn — 0,4% Al после растяжения при $\dot{\epsilon}=1,8 \cdot 10^{-5}$ сек $^{-1}$ на 10% (а), 50% (б). Стрелками показано направление растяжения

В рамках данной модели можно объяснить наблюдающийся на I стадии обусловленный деформацией рост зерен. Рассмотрим это обстоятельство на примере дислокационной субграницы. Миграция такой границы будет осуществляться путем испускания вакансий одними дислокациями и поглощения их другими ⁽¹²⁾. Дислокации, участвующие в процессе пластической деформации и переползающие в плоскости субграницы, как показано ⁽¹³⁾, могут значительно ускорить миграцию субграницы.

Уфимский авиационный институт
им. С. Орджоникидзе

Поступило
15 III 1974

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ S. W. Zehr, W. A. Backofen, Trans. ASM, v. 61, 300 (1968). ² E. W. Hart, General Electric Techn. Inst. Series, 69-C-029, 1968. ³ M. W. Grabsky, Nadplastyčnost structuralna metali, Slask, Katowice, 1973. ⁴ T. H. Alden, Acta met., v. 17, 1435 (1969). ⁵ О. А. Кайбышев, ДАП, т. 215, 3, 572 (1974). ⁶ А. Ивенси, Р. Поулингс, Сб. Термически активированные процессы в кристаллах, под ред. А. Н. Орлова, М., 1973. ⁷ Ж. Фридель, Дислокации, М., 1967. ⁸ О. А. Кайбышев, И. В. Казачков, В. М. Розенберг, ФММ, т. 36, в. 6 (1973). ⁹ Ш. Х. Ханнапов, там же, т. 36, № 1, 178 (1973). ¹⁰ W. Johnson, J. M. Al-Naib, J. L. Duncan, J. Inst. Met., v. 100, № 2, 45 (1972). ¹¹ G. B. Gibbs, Phil. Mag., v. 23, 184, 771 (1971). ¹² H. Gleiter, *ibid.*, v. 20, 166, 821 (1969). ¹³ Ш. Х. Ханнапов, ФММ, т. 38, № 3, 643 (1974).