

УДК 539.374.1

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

О. А. КАЙБЫШЕВ

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ  
ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Zn — 0,4% Al

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 2 VII 1973)

Для разработки теории эффекта сверхпластичности важно выяснить роль различных деформационных процессов при сверхпластическом течении металлов и сплавов. Если оценки вклада диффузионной ползучести<sup>(1)</sup> и зернограничного проскальзывания<sup>(2)</sup> экспериментально выполнены, то особенности внутризеренного скольжения исследованы недостаточно. Отсутствие субструктур и сохранение равноосности зерен после деформации многие авторы рассматривают как признаки, несовместимые с дислокационным скольжением. В связи с этим важно установить, имеются ли прямые свидетельства действия скольжения при сверхпластическом течении.

В работе исследовался механизм деформации сплава Zn — 0,4% Al, в котором предварительной обработкой удается получить ультрамелкозернистую структуру (размер зерен  $d \approx 1$  мкм) и наблюдать эффект сверхпластичности при комнатной температуре<sup>(3)</sup>. Деформацию сплава проводили в диапазоне скоростей  $\dot{\varepsilon} = 2,8 \cdot 10^{-5} - 2,8 \cdot 10^{-2}$  сек<sup>-1</sup> на установке фирмы «Инстрон». Для получения информации о действующих механизмах деформации изучались следы деформации на предварительно полированной поверхности с помощью растрового микроскопа ISM-2 и методом угольных реплик, а также строились полные количественные полясные фигуры. Тонкая структура исследовалась просмотром фольг в электронном микроскопе Tesla-617.

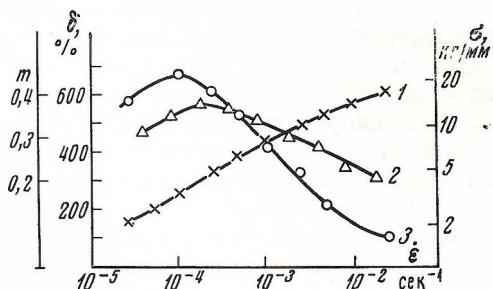


Рис. 1. Зависимость от скорости деформации  $\dot{\varepsilon}$  при  $\varepsilon = 10\%$  напряжения течения сплава  $\sigma$  (1), коэффициента скоростной чувствительности  $m = \partial \lg \sigma / \partial \lg \dot{\varepsilon}$  (2) и относительного удлинения  $\delta$  (3)

Механические испытания показали, что сплав обнаруживает все признаки сверхпластической деформации (рис. 1). Наблюдается характерная для сверхпластичных материалов повышенная скоростная чувствительность напряжения течения. Коэффициент скоростной чувствительности  $m$  и относительное удлинение  $\delta$  сплава достигают наибольшего значения в диапазоне скоростей деформации  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} - 10^{-3}$  сек<sup>-1</sup>. Увеличение, как и уменьшение  $\dot{\varepsilon}$  уменьшает значения  $m$  и  $\delta$ .

В растровом микроскопе удается наблюдать следы межзеренной деформации при всех исследованных скоростях деформации (рис. 3а). Характерно при этом, что при малой степени деформации обнаруживаются следы

скольжения. При больших степенях деформации видна некоторая вытянутость зерен, которая также может вызываться действием кристаллографического скольжения в цинковой фазе. Из рис. 3 видно, что межзеренная деформация играет существенную роль в пластическом течении сплава. С увеличением  $\varepsilon$  проскальзывание по границам зерен достигает значительной величины и вызывает появление межзеренных трещин, развитие которых, по-видимому, приводит к разрушению сплава. Исследование следов

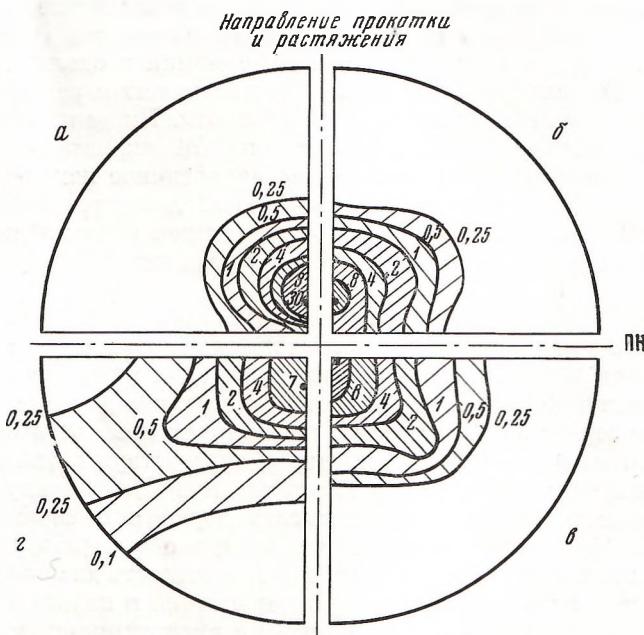


Рис. 2. Части полюсной фигуры (0001)  $\beta$ -фазы: а – исходное состояние; б – г – после растяжения на  $\varepsilon = 200\%$  (б, г) и 500% (г) со скоростью  $\varepsilon = 2,5 \cdot 10^{-5}$  сек $^{-1}$  (б, г) и  $2,8 \cdot 10^{-2}$  сек $^{-1}$  (г). Цифрами показаны значения интенсивности в единицах средней полюсной плотности

деформации с помощью метода реплик позволило подтвердить эти результаты. Следы скольжения при этом обнаруживаются более четко (рис. 3б); они выявляются в виде равномерно распределенных по телу зерна линий тонкого скольжения, расстояние между которыми составляет 0,1 мкм. На полированной поверхности образцов до растяжения следы деформации отсутствовали.

Наряду со скольжением метод реплик позволил выявить миграцию границ в процессе деформации (рис. 3б), причем линии скольжения практически беспрепятственно проходят первоначальную границу зерен. Рельеф на исходной границе получен в результате электротравления, а на новой возникает при вакуумном травлении. Миграция границ может способствовать сохранению равноосности зерен при деформации (\*). Следы скольжения возникают при самой малой скорости деформации. Характер их изменяется с увеличением  $\varepsilon$ : линии скольжения огрубляются, группируются в полосы скольжения, а также в отдельных зернах наблюдается развитие множественного скольжения (рис. 3в).

Субструктура в сплаве при деформации не образуется. Однако в ряде случаев удается наблюдать скопление дислокаций у границ зерен при просвечивании образцов фольги в электронном микроскопе (рис. 3г).

Данные текстурного анализа подтверждают результаты исследования следов деформации на поверхности. В исходном состоянии в цинковой фазе

имеется текстура с двумя максимумами, развернутыми на  $20^\circ$  от центра полюсной фигуры в направлении прокатки (рис. 2а). При растяжении с любой скоростью деформации с увеличением  $\dot{\varepsilon}$  наблюдается закономерное смещение максимумов к центру полюсной фигуры (рис. 2б, в). С увеличением скорости деформации становится заметным другой эффект в изменении текстуры — размытие интенсивности к периферии полюсной фигуры под углом  $60^\circ$  к направлению растяжения (рис. 2г). Эти изменения вида полюсной фигуры связаны с действием кристаллографического скольжения; причем при всех  $\dot{\varepsilon}$ , очевидно, имеет место скольжение в направлении <1120>, что обуславливает сдвиг текстурного максимума к центру полюсной фигуры. С увеличением скорости деформации в скольжение вовлекаются системы с направлением <1123>, что приводит к размытию текстурного максимума к периферии полюсной фигуры. Пирамидальное скольжение в направлении <1123> наблюдалось на монокристаллах цинка при комнатной температуре (<sup>5</sup>), качественно аналогичное изменение текстуры наблюдалось в области повышенной скоростной чувствительности и в эвтектоиде Zn — 22% Al (<sup>6</sup>), а изменение числа систем скольжения при увеличении скорости деформации согласуется с анализом, выполненным в работе (<sup>7</sup>).

Отсутствие субструктур после сверхпластической деформации указывает на то, что в сплаве активно происходят процессы аннигиляции дислокаций. Большая протяженность границ зерен ( $d \approx 1$  мкм), высокая температура деформации ( $0,42 T_{\text{пл}}$ ) облегчают переползание дислокаций, особенно вдоль границ зерен; при этом может развиваться поворот и проскальзывание по границам зерен (<sup>8</sup>). Увеличение  $\dot{\varepsilon}$ , способствуя развитию множественного скольжения, облегчает проскальзывание (<sup>9</sup>) и наряду с миграцией границ позволяет сохранить равноносность зерен при сверхпластической деформации. Когда переползание не может обеспечить заданную машинной скорость деформации, увеличивается плотность дислокаций у границ зерен, возрастают напряжения в голове скопления и передача деформации от зерна к зерну осуществляется обычными дислокационными механизмами (<sup>10</sup>), поэтому пластичность сплава уменьшается.

Уфимский авиационный  
институт

Поступило  
28 VI 1973

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> Anwar-Ul Karim, Walter A. Backofen, Met. Trans., v. 3, 709 (1972). <sup>2</sup> D. Lee, Acta Met., v. 17, 1057 (1969). <sup>3</sup> H. Naziri, R. Pearce, Scripta Met., v. 3, 311 (1969).
- <sup>4</sup> D. Lee, Met. Trans., v. 1, 309 (1970). <sup>5</sup> А. А. Предводителев, О. А. Троицкий, Дислокация и точечные дефекты в гексагональных металлах, М., 1973. <sup>6</sup> О. А. Кайбышев, И. В. Казачков, Физ. мет. и металловед., т. 34, в. 2, 396 (1972). <sup>7</sup> О. А. Кайбышев, Там же, т. 26, 5, 900 (1969). <sup>8</sup> A. Ball, M. M. Hutchison, Met. Sci. J., v. 3, 4 (1969). <sup>9</sup> В. М. Розенберг, Ползучесть металлов, М., 1968. <sup>10</sup> В. М. Финкель, З. А. Масловская, Н. К. Дорошенко, ФТТ, т. 8, 2738 (1966).

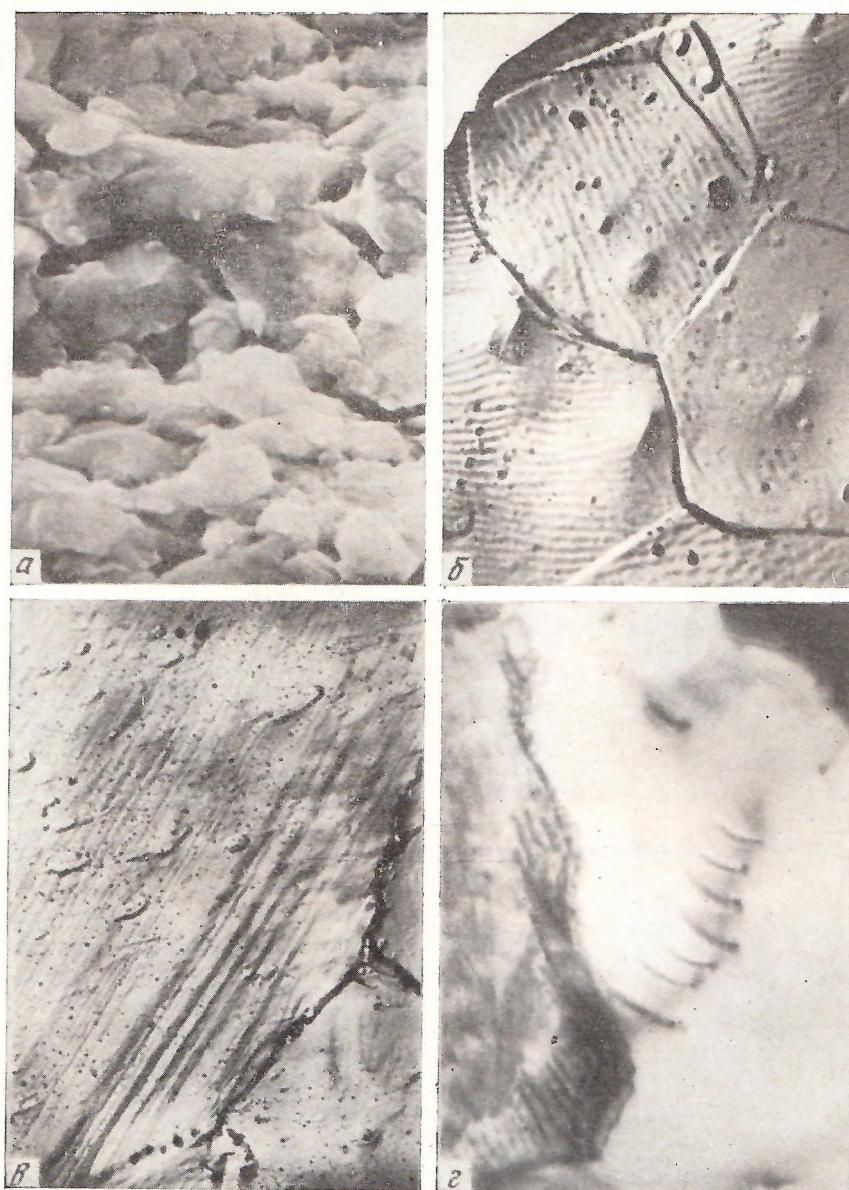


Рис. 3. Следы деформации на полированной поверхности образцов после растяжения со скоростью  $\dot{\varepsilon}=0,5 \cdot 10^{-3}$  сек $^{-1}$  (а, б) на  $\varepsilon=300\%$ , 3540 $\times$  (а);  $\varepsilon=2\%$ , 21 000 $\times$  (б) и со скоростью  $\dot{\varepsilon}=2,8 \cdot 10^{-2}$  сек $^{-1}$ ,  $\varepsilon=10\%$  (отмечено направление линий скольжения), 21 000 $\times$  (в);  $\varepsilon$  — структура сплава  $\dot{\varepsilon}=0,5 \cdot 10^{-3}$  сек $^{-1}$ ,  $\varepsilon=2\%$ , 40 000 $\times$

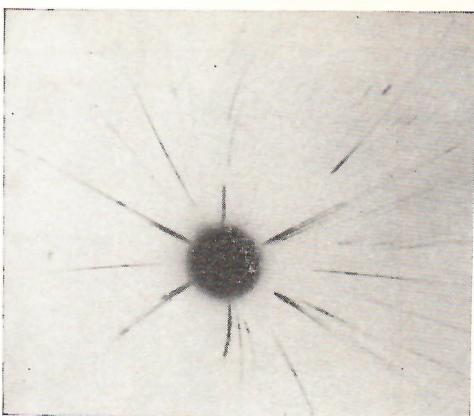


Рис. 1

Рис. 1. Лауэграмма деформированного кристалла SiC 6H (диаметр коллиматора 0,1 мм),  $\delta > 10^\circ$



Рис. 2

Рис. 2. Деформированный кристалл SiC 6H,  $\delta \sim 70^\circ$



Рис. 3. Рефлексы деформированных монокристаллов  $\alpha$ -SiC (съемка по методу Фуджвары)

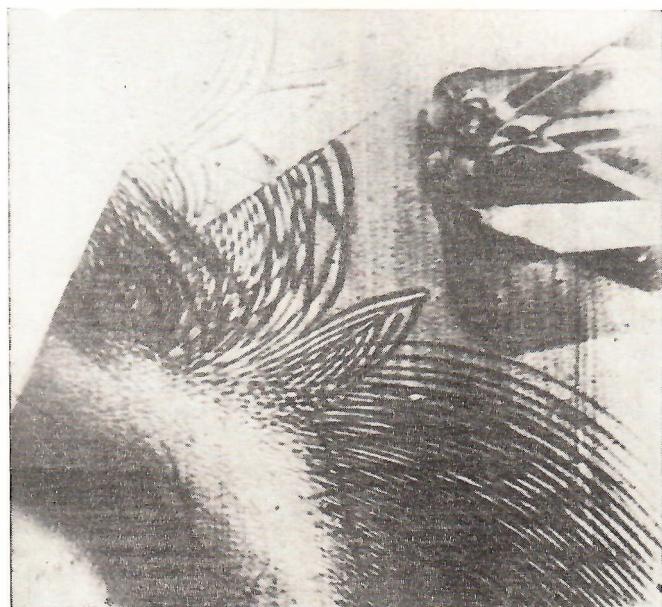


Рис. 4. Растигнутые дислокационные узлы и дефекты упаковки в SiC 6H (микрорентгенограмма, 35 $\times$ )