

Член-корреспондент АН СССР В. С. СМЕРНОВ,  
В. И. ВЛАДИМИРОВ, Б. В. САДОВНИКОВ

## МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПОПЕРЕЧНОЙ ПРОКАТКЕ

1. В настоящее время общепризнано, что элементарные акты пластической деформации и разрушения проходят в микрообъемах порядка десятков и сотен атомных ( $\sim (10-100) b^3$ , где  $b \approx (2-3) \cdot 10^{-8}$  см — вектор Бюргера единичной дислокации). Имеются отдельные работы (см. (1, 2)), в которых рассматривается связь между дислокационной субструктурой в объемах с размерами  $\sim 1 \mu$  и склонностью металлов к хрупкому разрушению.

В настоящей работе излагаются результаты исследований дислокационной структуры и процесса разрушения цилиндрических образцов алюминия, подвергнутых поперечной прокатке. На основе анализа напряженного состояния и свойств дислокаций была разработана схема пластической деформации и дислокационной структуры при поперечной прокатке. Затем методом ямок травления эта дислокационная структура исследовалась экспериментально и было обнаружено хорошее согласие теории и эксперимента и построена модель разрушения образцов путем дислокационного роста центральной поры. Наконец, кинетический процесс разрушения был изучен методами измерения плотности и рентгенооскопии.

2. При изучении дислокационных структур необходимо обращать внимание на два момента: 1) тип дислокационной субструктуры; 2) распределение избыточных дислокаций. Под дислокационными субструктурами обычно понимают образования из групп дислокаций, повторяющиеся в объеме кристалла через величины порядка  $1 \mu$  такие, как дислокационные стенки, клубки и т. д. (соответствующие структуры называются блочной, клубковой и т. д.). Но в таких группах обычно имеется избыток дислокаций какого-либо знака, например,  $-\Delta\rho = \Delta\rho_+ = \rho_+ - \rho_- > 0$ , где  $\rho_+$  ( $\rho_-$ ) — плотность дислокаций с  $b > 0$  ( $b < 0$ ). Этот избыток несуществен, если знак его флуктуирует в масштабах субструктуры  $\sim 1 \mu$ . Но если в больших объемах ( $> 10 \mu - 1$  см) знак  $\Delta\rho$  сохраняется, то это приводит к появлению больших внутренних напряжений. Наиболее существенным этот эффект должен быть в теле, находящемся в сложном напряженном состоянии и испытывающем поэтому неоднородную пластическую деформацию. Будем разделять все дислокационные структуры на диполи с плечом  $\leq 1 \mu$  и «эффективные скопления» избыточных дислокаций  $\Delta\rho$ . Только эффективные дислокационные скопления создают дальнедействующие поля напряжений, поэтому начнем рассмотрение дислокационных структур именно с них.

На рис. 1а, б представлена схема пластической деформации в поперечном сечении центральной зоны образца. Из рис. 1б видно, что взаимодействие между дислокациями «эффективных скоплений» должно приводить к «эффективному кругу» дислокаций со знаком, соответствующим появлению растягивающих напряжений в центре образца. Радиус эффективного круга уменьшается как с ростом значения единичного обжатия  $\epsilon_1$ , так и суммарной деформации образца  $\epsilon_2$ . На рис. 1в представлена фотография поперечного сечения образца, видны эффективные круги дислокаций. Анализ их геометрии показал, что они являются скорее участками медленно расширяющейся спирали, чем круга.

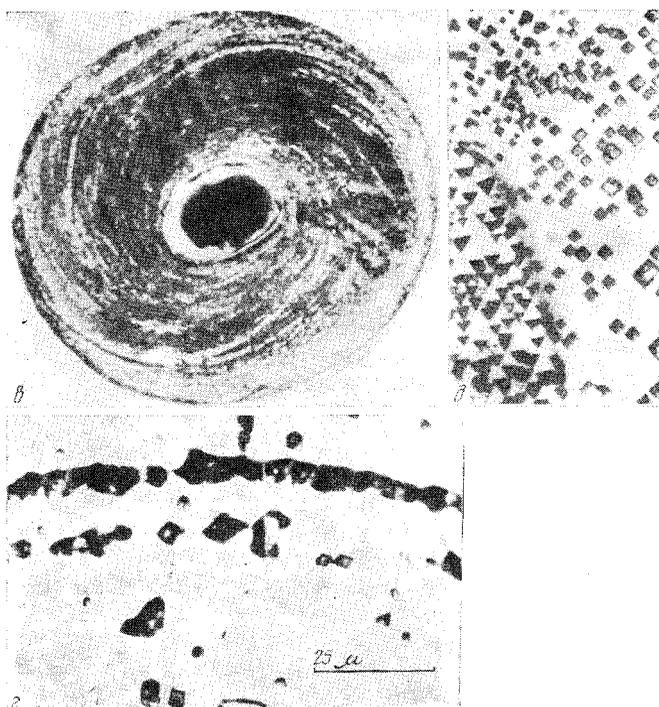
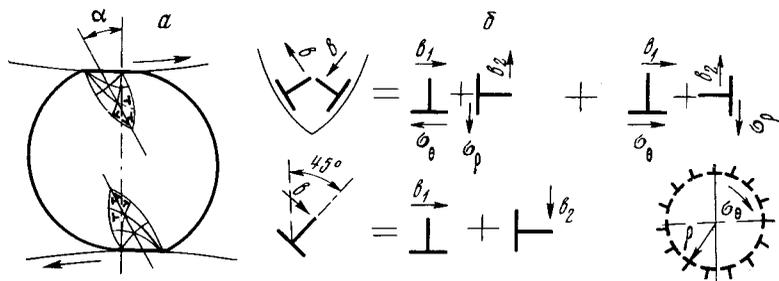


Рис. 1. *a* — схема пластической деформации в поперечном сечении центральной зоны образца; *б* — схема образования эффективного круга дислокаций при вращении образца; *в* — линии скольжения в поперечном сечении образца ( $\epsilon_x = 7,1\%$ ,  $\epsilon = 0,4\%$ ), образованные ямками травления (*з*), после вскрытия полости; *д* — ямки травления в поперечном сечении средней по длине части образца ( $\epsilon_x = 1,4\%$ ,  $\epsilon = 0,8\%$ ) до вскрытия полости

На рис. 2*а, б* представлены аналогичные схемы, а на рис. 2*в* — фотография эффективных дислокационных скоплений в осевом сечении образца вблизи его торцевой части. Расчет показывает, что эти дислокации создают во внутренней части образца растягивающие напряжения  $\sigma_r$  и  $\sigma_z$ . Кроме того, были обнаружены системы эффективных винтовых дислокаций, не создающих растягивающих напряжений, и дислокации, ответственные за появление утяжки по оси образца.

Таким образом, теоретическое и экспериментальное изучение эффективных дислокационных скоплений показывает, что в центральной части заготовки они вызывают трехосное растяжение. Полный знак напряжений зависит от соотношения между величинами этих напряжений и внешнего сжимающего напряжения. Можно полагать, что для деформаций  $\epsilon > > 2-5\%$  в зависимости от единичных обжатий от 2 до 0,2% результи-

рующее напряжение становится растягивающим. Место, где обобщенные растягивающие напряжения имеют максимум, зависит как от длины заготовки, так и от условий обжатия.

3. Согласно общим теоретическим представлениям (см., например, (3, 4)), разрушение в кристаллах начинается с зарождения микротрещин в местах с максимальными растягивающими напряжениями от эффективных дислокационных скоплений. Поскольку при поперечной прокатке эффективные скопления тормозятся внутри образца, то и основное количе-

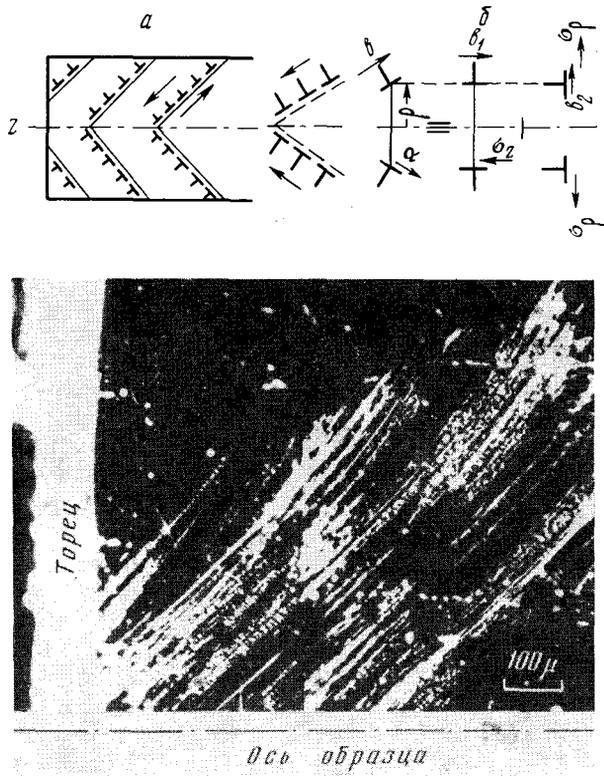


Рис. 2. *a* — схема образования эффективных скоплений дислокационных петель вблизи торца; *b* — схема возникновения напряжений от дислокационной петли радиуса  $r$ ; *c* — линии скольжения в продольном сечении образца вблизи торца ( $\epsilon_x = 1,4\%$ ,  $\epsilon = 0,8\%$ )

ство микротрещин должно зарождаться там же. При однородном напряженном состоянии кинетический процесс разрушения идет путем объединения микротрещин, случайно зарождающихся рядом (3); но при наличии трехосного растяжения возможен другой процесс, приводящий к разрушению образца при существенно меньших деформациях ( $\epsilon \sim 2-5\%$ ) (4).

Эффективные дислокации, создающие трехосное растяжение, начинают «сваливаться» в наибольшую из микротрещин в центре образца, вследствие чего там быстро растет осевая трещина. Такой механизм был назван нами пластическим ростом поры. Следует ожидать, что для его реализации нужно как образование «эффективного дислокационного круга» достаточно близко расположенного к оси (т. е. проникновение деформации до центра заготовки), так и зарождение достаточно большого числа микротрещин, способных путем объединений или пластического роста образовать зародыш поры.

Исходя из этих соображений, была выполнена программа исследований разрушения алюминия в процессе поперечной прокатки: измерялись

изменение его плотности  $d$  в процессе деформации, а появление больших пор определяли методом рентгеноскопии. На рис. 3а представлен основной график зависимости  $d(\epsilon)$ . В начальные моменты времени, когда внутренние напряжения еще малы, суммарные напряжения — сжимающие. Под действием этих напряжений должны залечиваться поры и микротрещины, которые могли быть в исходных образцах, вследствие чего плотность образцов будет возрастать. На графике этому процессу соответствует участок  $AB$ . После этого кривая  $d(\epsilon)$  выходит на участок насыщения  $BB$ .

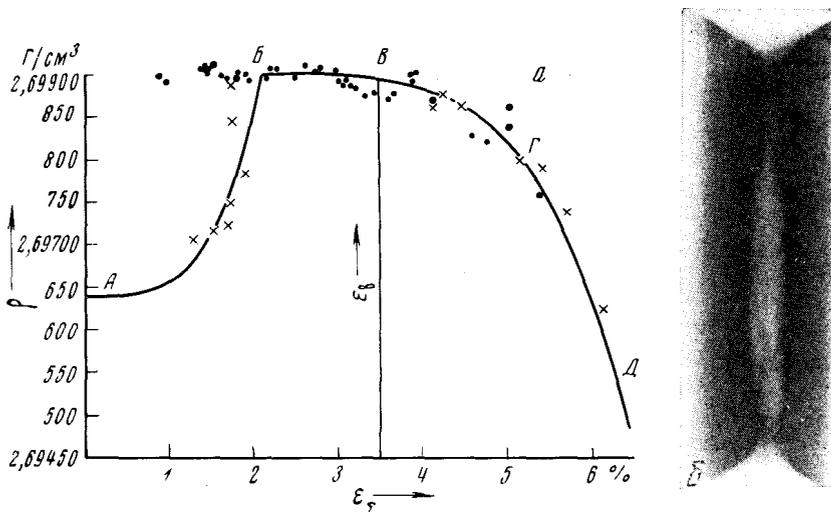


Рис. 3. а — изменение плотности алюминия при поперечной прокатке в зависимости от суммарного обжатия. Единичные обжатия от 0,3 до 1,2%; б — рентгенограмма образца после поперечной прокатки;  $\Delta d = 31,7 \cdot 10^{-3}$  г/см<sup>3</sup>

Следует отметить, что значение  $d$  на этом участке  $d_{БВ}$  не зависит от плотности исходных образцов и может быть достигнуто, например, не их прокаткой, а отжигом, т. е.  $d_{БВ} = 2,69900 \pm 0,00009$  г/см<sup>3</sup> следует считать плотностью алюминия А99, не содержащего микротрещин. После деформации  $\epsilon_\delta$  начинается уменьшение плотности — участок  $ВГД$ , состоящий из двух частей: обратимой  $ВГ$  и необратимой  $ГД$ . Уменьшение плотности  $\Delta d_{ВГ}$  на первой стадии исчезает при отжиге (или выдержке на воздухе) по тому же закону, что и дефект плотности исходных образцов. Оценки показывают, что он объясняется микротрещинами и порами. Контрольное сравнение нарушений поверхности показало, что дефект плотности объясняется объемным эффектом. Рентгеновская фотография на этой стадии не обнаруживает макроскопических ( $\geq 10^{-1}$  см) трещин. На второй стадии  $ГД$  при  $\Delta d_\Gamma \geq -10^{-3}$  г/см<sup>3</sup> дефект плотности уже не отжигается. Более того, при  $|\Delta d| > |\Delta d_\Gamma|$  дефект плотности существенно увеличивается после прекращения активной деформации. Рентгеновская фотография показывает присутствие центральной поры (рис. 3б). Рост этой поры после прекращения деформации подтверждает наличие в образце больших внутренних растягивающих напряжений.

Ленинградский политехнический институт  
им. М. И. Калинина

Поступило  
10 IX 1971

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- <sup>1</sup> L. K. Gordienko, Y. Lieberov, A. McLean, J. Iron and Steel Inst., Dec. 1970, p. 11000. <sup>2</sup> В. И. Трефилов, Физическая природа хрупкого разрушения. Методы понижения температуры хладноломкости. Тез. докл. V Всесоюз. конфер. по разрушению, Киев, 1971. <sup>3</sup> A. N. Stroh, Adv. Phys., 6, 418 (1957). <sup>4</sup> В. И. Владимиров, Ш. Х. Ханнанов, Физ. мет. и металловед., 30, 490 (1970). <sup>5</sup> V. A. Petrov, A. N. Orlov, V. I. Vladimirov, Phys. Status Solidi, 42, 197 (1970). <sup>6</sup> В. С. Смирнов, В. И. Владимиров, Б. В. Садовников, Физика и химия обработки материалов, № 1, 76 (1972).