

проба Эриксона; ударная вязкость и др.). Связь между такими пробами и характеристиками, к-рые получают при стандартных механич. испытаниях, найти не всегда просто.

Лит.: Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Механические свойства металлов, 2 изд., М., 1979; Полухин П. И., Горелик С. С., Воронцов В. К., Физические основы пластической деформации, М., 1982; Кайбышев О. А., Сверхпластичность промышленных сплавов, М., 1984. В. М. Розенберг.

**ПЛАСТИЧНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ** — свойство кристаллич. твёрдых тел необратимо менять свои размеры и форму в поле механич. напряжений. Понятие П. к. многозначно, оно включает в себя силовые и геом. характеристики. Основной является величина предельной деформации до разрушения  $\epsilon_k$ . Если  $\epsilon_k$  велика, кристалл считается высокопластичным (вязким), если мала — малопластичным (хрупким, ломким). При данном  $\epsilon_k$  свойства П. к. усиливаются с уменьшением деформирующего напряжения: чем оно меньше, тем легче осуществляется необратимое формоизменение кристалла, тем более он пластичен.

П. к. определяется микромеханизмами элементарных актов пластич. деформации и упрочнения, а также закономерностями эволюции дефектной структуры в ходе продолжающегося нагружения. Обычно в кристаллах одновременно действуют неск. микромеханизмов пластич. деформации. Вклад их неравноценен и в зависимости от того, какой из них преобладает, П. к. подразделяют на дислокационную, деформационную, двойникования, пластичность превращения, межабренную, диффузионную и краудиюнную.

**Дислокационная пластичность** — наиб. распространённый и типичный вид пластичности кристаллич. твёрдых тел в широком диапазоне температурно-скоростных и силовых режимов нагружения. Осуществляется посредством зарождения и перемещения *дислокаций* (рис. 1). При низких и умеренных темп-рах дислока-

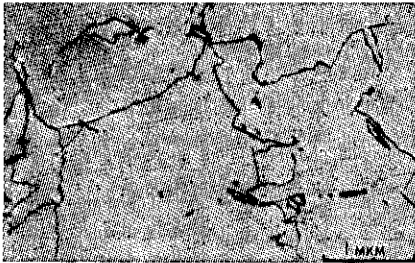


Рис. 1. Однородное распределение дислокаций на ранних стадиях пластической деформации.

ции скользят вдоль плотноупакованных атомных плоскостей, сдвигая при этом сопрягающиеся части кристалла на вектор Бюргера  $b$ . Макроскопич. формоизменение кристалла происходит вследствие наложения множества подобных микросдвигов, так что тензор скорости пластич. деформации равен

$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{2} \sum_p (\rho v)_p (nb + bn),$$

где  $\rho$  — плотность подвижных дислокаций,  $v$  — их скорости,  $n$  — нормаль к плоскости скольжения,  $p$  — номер действующей системы скольжения. Подвижность дислокаций в диапазоне скоростей, много меньших скорости звука, резко зависит от действующих на них сил, в результате чего из всех возможных кристаллографически эквивалентных систем скольжения реальный вклад в пластич. деформацию дают те, у к-рых максимальны приведённые сдвиговые напряжения. Дислокац. П. к. обладает ярко выраженной анизотропией. Деформирующее напряжение, предельная деформация до разрушения и др. её характеристики существенно

зависят от ориентации кристаллич. решётки относительно гл. осей тензора напряжений  $\hat{\sigma}$ .

Скорость движения дислокации определяется скоростью термически активируемых атомных перестроек, происходящих в её ядре и направляемых полем  $\hat{\sigma}$ . По этой причине дислокац. П. к. чувствительна к типу межатомной связи. Чем слабее выражена её ковалентная составляющая, чем меньше локализованы электроны незаполненных оболочек, тем легче совершаются атомные перестройки, тем выше П. к. Наиболее пластичны металлы, наименее — ковалентные кристаллы. Кристаллы с ионной межатомной связью занимают промежуточное положение. Значит, роль играют и величина энергии связи кристалла и характер связи. Увеличение энергии связи затрудняет протекание термически активируемых процессов, снижает дислокац. П. к.

**Симметрия кристалла** и его атомная упаковка определяют кол-во и распределение систем скольжения, возможные варианты расщепления дислокаций, строение их ядра, величину вектора Бюргера и др. параметры, от к-рых зависит П. к. Кристаллы кубич. сингонии наиб. пластичны. Переход к средним и низким категориям симметрии, равно как и усложнение элементарной ячейки, увеличение в её базе числа и типов атомов, появление сверхструктур коррелируют со снижением показателей П. к. В том же направлении действует уменьшение плотности упаковки. Напр., переход от гранецентрированной к объёмноцентриров. модификации кубич. кристаллов сопровождается радикальным изменением их пластичности в низкотемпературной области. Для металлов с гранецентрированной кубич. (ГЦК) решёткой типична слабая температурная зависимость П. к. (рис. 2). В интервале гомологич. темп-р  $0,01 \lesssim \Theta \equiv T/T_m \lesssim 0,5$  предельная деформация до разрушения  $\epsilon_k$  слегка увеличивается, а предел текучести  $\sigma_T$  падает ( $T_m$  — темп-ра плавления). У металлов



с объёмноцентрированной кубич. (ОЦК) решёткой характеристики пластичности ведут себя иначе. Плавное изменение  $\epsilon_k$  и  $\sigma_T$  наблюдается у них только при  $\Theta \gtrsim 0,2$ . В области низких темп-р предел текучести с уменьшением  $\Theta$  резко нарастает, а предельная деформация до разрушения падает практически до нуля. Такое изменение механич. свойств кристаллов с ОЦК решёткой наз. вязко-хрупким переходом; он происходит в узком интервале гомологич. темп-р  $0,1 \lesssim \Theta \lesssim 0,2$  и сопровождается значит. уменьшением энергоёмкости разрушения и сменой микромеханизмов разрушения. В вязком состоянии металлы с ОЦК решёткой разрушаются так же, как и с ГЦК решёткой, — за счёт зарождения, пластич. подрастания и объединения микропор. Это приводит к формированию на поверхности раскрывшейся макротрещины характерной микрофотографии рельефа, т. н. чашечного излома (рис. 3). В хрупком состоянии металлы с ОЦК решёткой разрушаются сколом, за счёт отрыва по плоскости спайности (рис. 4). Явление хладноломкости металлов с ОЦК решёткой имеет большое практич. значение, поскольку может оказаться причиной катастрофич. разрушений при пониженных темп-рах эксплуатации. Его необходимо учитывать при проектировании изде-