



Рис. 3. Микрофотография поверхности излома кристалла молибдена при вязком разрушении.

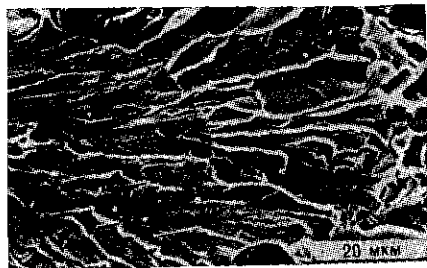


Рис. 4. Микрофотография поверхности излома кристалла железа при хрупком разрушении.

лий из металлов с ОЦК решёткой, работающих в интервале темп-р вязко-хрупкого перехода.

Пластичность деформационного двойникования. В тех случаях, когда подвижность дислокаций затруднена, пластич. формоизменение кристалла может реализоваться посредством деформационного двойникования. Под действием напряжений в нём возникают и развиваются двойники деформации — замкнутые, испытывающие значит. формоизменение микрообъёмы, кристаллич. решётка к-рых по отношению к матрице имеет двойниковую сопряжённую ориентацию. Механизм роста деформационных двойников заключается в последоват. прохождении частичных дислокаций с одним и тем же вектором Бюргера вдоль атомных плоскостей, параллельных кристаллографически выделенной плоскости двойникования. Характеристики пластичности двойникового кристалла, так же как и при дислокац. П. к., резко анизотропны.

Деформационное двойникование часто встречается у кристаллов средней и низкой категорий симметрии, имеющих сложные многоатомные элементарные ячейки, выражающую ковалентную составляющую межатомной связи. Наблюдается оно и у металлов. В металлах с гексагональной плотноупакованной решёткой (Гекс. ПУ) деформационное двойникование связано с ограниченностью набора действующих систем скольжения. Во мн. кристаллах гексагональной симметрии при низких темп-рах векторы Бюргера дислокаций лежат в плоскости базиса. Такие дислокации не в состоянии осуществить сдвиг материала в направлении, перпендикулярном плоскости базиса. Если же он геометрически необходим, то произвести его может лишь независимая мода деформации, к-рой и является двойникование. Даже в пластичных металлах с Гекс. ПУ решёткой, таких, как α — Ti, двойникование наблюдается на самых ранних этапах пластич. деформации (рис. 5).

В металлах с ОЦК решёткой причиной деформационного двойникования является резкая температурная зависимость предела текучести σ_T дислокац. пластичности. При низких темп-рах сопротивление движению дислокаций столь велико, что они оказываются практически неподвижными. Температурная зависимость деформационного двойникования более пологая, поэтому всегда существует область темп-р, где оно предпочтительнее (рис. 2).

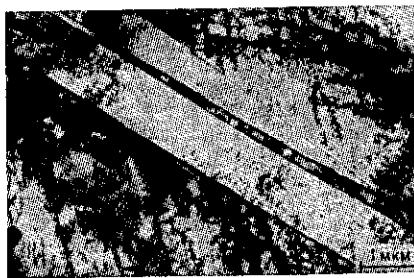


Рис. 5. Двойники деформации α — Ti при $\epsilon = 0,1$.

Характерная темп-ра Θ_d , ниже к-рой реализуется деформационное двойникование, а выше — дислокац. пластичность, находится в области хрупких состояний металлов с ОЦК решёткой, так что деформационное двойникование в них — типичный признак малоэластичных материалов.

В металлах с ГЦК решёткой деформационное двойникование встречается у материалов с низкой энергией дефекта упаковки, причём только на поздних стадиях пластич. течения. Причиной его служит монотонно нарастающее упрочнение плоскостей скольжения, при нек-рой деформации ϵ_d оно достигает такой величины, при к-рой дальнейшее перемещение дислокаций по ним становится невозможным. Поскольку из-за сильного расщепления ядер выход дислокаций в другую плоскость запрещён, дислокац. П. к. при $\epsilon > \epsilon_d$ исчерпывается. На смену ей приходит деформационное двойникование.

Пластичность превращения обусловлена тем, что в момент структурного фазового перехода кристаллич. решётка исходной фазы в области, непосредственно примыкающей к межфазной границе, теряет устойчивость и атомы там легко перестраиваются из одной конфигурации в другую под действием внутр. термодинамич. стимулов. Пластич. свойства кристалла при этом испытывают скачкообразное изменение: предел текучести аномально снижается, предельная деформация до разрушения увеличивается. Конкретный микромеханизм движения межфазной границы диктуется спецификой перехода. При нормальных аллотропич. превращениях — это некоррелиров. диффузионные перестройки, при мартенситном превращении — кооперативные (сдвиговые) перемещения больших групп атомов. В последнем случае микрообъёмы кристалла претерпевают собств. деформацию превращения, а кристаллич. решётка новой фазы оказывается связанной с решёткой исходной фазы определённым ориентац. соотношением. В отсутствие напряжений любой из кристаллографически эквивалентных вариантов ориентац. соотношений реализуется с равной вероятностью. В результате зародышей новой фазы, в ходе превращения не меняет своей формы. В нагруженном кристалле положение иное. Предпочтительными становятся те зародыши новой фазы, к-рые отвечают ориентац. соотношениям, обеспечивающим лучшее соответствие собственной и вынужденной деформации. Пластичность превращения в таких кристаллах определяется суперпозицией собств. необратимых деформаций превращения всех его микрообъёмов. Она тем больше, чем сильнее сказывается ориентирующее влияние приложенных напряжений, чем больше число кристаллографически эквивалентных вариантов превращения, чем значительнее собств. деформация, чем легче соблюдаются условия сопряжения на межфазных границах и границах стыкующихся объёмов новой фазы.

Диффузионная пластичность осуществляется посредством направленной миграции по объёму и поверхности кристалла точечных дефектов кристаллич. решётки — вакансий и межузельных атомов. Те и другие зарож-