

Освещенность поверхности образцов составляла 100 лк. Время воздействия варьировалось от 60 до 80 мин.

Во второй серии кристаллы подвергали воздействию ультрафиолетового излучения с длиной волны $\lambda = 250$ нм. Время воздействия до 60 мин.

В третьей серии кристаллы подвергали воздействию излучения с длиной волны $\lambda = 0,154$ нм. Поглощенная доза изменялась от $1,8 \cdot 10^{-4}$ до 1,8 мрад.

Методика обработки черно-белых картин динамики полей напряжения заключается в следующем.

На языке программирования Делфи была написана программа, которая последовательно по пикселям считывает две черно-белые картины до и после облучения.

Из формулы $J = J_0 \sin^2 2\alpha \cdot \sin^2 \frac{\pi R}{\lambda}$ (где $R = Ct\sigma$ – линейная разность хода, C – оптический коэффициент напряжения, t – толщина образца, σ – главное напряжение, J_0 – максимально-возможное просветление, α – угол между плоскостью поляризации и направлением одного из главных напряжений, λ – длина волны облучения) получаем:

$$\sigma = \frac{\lambda}{\pi Ct} \arcsin^2 \frac{I_0}{I} \quad (1)$$

Находим разность напряжений двух картин в соответствующих точках:

$$\Delta\sigma = \frac{\lambda}{\pi Ct} \left(\arcsin^2 \frac{I_2}{I_0} - \arcsin^2 \frac{I_1}{I_0} \right) \quad (2)$$

В результате получаем картину изменения поля напряжений в кристалле, возникшую вследствие облучения.

Оптический коэффициент поглощения определили, используя синхронизацию видеосъемки роста полей напряжений и снятия кривой деформации (Instron-5565). Для кристаллов KCl он составил $C = 8 \pm 2$ МПа.

Таким образом, зная интенсивность света в материале, можно определить механическое напряжение, характерное для этой интенсивности света. И, сравнив два состояния материала, можно сказать, что происходит внутри прозрачного диэлектрика – релаксация полей напряжений или наоборот увеличение поля напряжений.

Программа позволяет исследовать фотоупругие картины в любом направлении, что даст возможность оценить и сравнить влияние электромагнитного излучения различной длины волны на динамику полей напряжения в вершине залечиваемой трещины.

Установлено, что воздействие на ЦПК малых доз ионизирующего излучения УФ и рентгеновского диапазона длин волн вызывает снижение общего уровня напряжений в вершине трещины, определяемое по фотоупругим картинам.

Предложена методика компьютерного анализа полей упругих напряжений по фотоупругим картинам, позволяющая не только качественно, но и количественно оценивать изменение уровня напряжений.

Установлено, что наибольшая релаксация полей напряжений наблюдается при воздействии УФ излучения.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 05-01-00759, № 06-01-96320р).

Поступила в редакцию 11 октября 2006 г.

ПЛАСТИЧНОСТЬ В ВЕРШИНЕ ОСТАНОВИВШЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ И ГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ СКОЛА

© Ю.И. Тялин, В.А. Тялина, А.А. Бутягин, Д.В. Золотова

Tyalin Yu.I., Tyalina V.A., Butyagin A.A., Zolotova D.V. Plasticity in the tip of the stopped crack and geometrical relief of a surface cleavage. The plastic zone was represented by a line or a set of lines of sliding to planes, disposed to the plane of the crack under corner $\pi/4$. Two stages of formation dislocation structure in the top of the crack was studied. Firstly, the formation lines of sliding in the top of the stopped crack was studied, when the crystal was loaded. Second, their evolution was investigated after the loading had been taken away. On second stage, the part of dislocations leaves on a plane of a crack under action of forces of mutual pushing and the image, the part of convertible plasticity can reach half from the general number of dislocations.

Настоящая работа посвящена изучению пластического течения в вершине трещины нормального разрыва в шелочно-галогидных кристаллах. Численное моделирование процесса выполнено в [1, 2]. Пластическая зона представлялась одиночными и симметричными относительно плоскости трещины линиями скольжения, а также полосами из нескольких линий скольжения. Различались два этапа формирования дислокационной структуры: образование линий скольжения в момент остановки трещины, когда образец еще остается нагруженным, и эволюция их после снятия нагрузки.

Показано, что структура пластической зоны (симметричная или несимметричная) не сильно влияет на размеры и общее количество испущенных дислокаций. На стадии разгрузки образца до половины дислокаций от общего их числа выходят на поверхность скола. Доля обратимой пластической деформации тем выше, чем больше число дислокаций в пластической зоне и меньше величина напряжения трения. Обратимая пластичность на стадии разгрузки приводит к тому, что конечное распределение дислокаций имеет явно выраженный максимум на некотором расстоянии от вершины

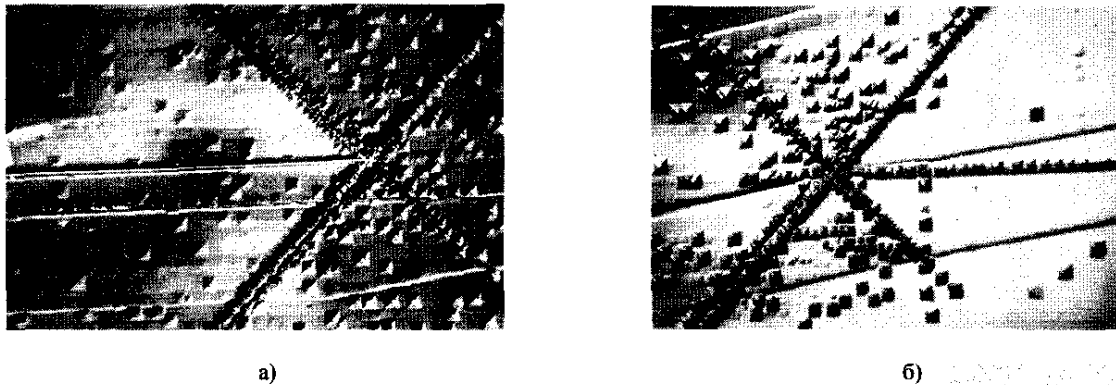


Рис. 1. Дислокационная структура в вершине остановившейся (а) и залечившейся трещины (б)

трещины, а у вершины трещины образуется ограниченная бездислокационная зона.

Заметим, что обратимость пластической деформации в вершине трещины несколько отличается от наблюдаемой при двойниковании или эффектах памяти формы и сверхупругости, при исследовании которых и было введено это понятие [3]. Здесь в роли возвращающего фактора выступают упругие напряжения дислокационных скоплений, а не силы неупругого проскожения, связанные с избыточной поверхностной энергией границ раздела. Поэтому элементы обратимости пластической деформации могут иметь место в окрестности концентраторов напряжений на стадии разгрузки.

Ниже приводятся экспериментальные результаты по изучению пластической деформации в вершине остановившейся трещины и их сравнение с результатами моделирования. Эксперименты выполняли на призматических образцах монокристаллов LiF размером $4 \times 8 \times 40$ мм. В кристалле лезвием создавалась зародышевая трещина, которая затем проталкивалась до нужной длины (25 мм) под действием импульсной нагрузки (постукивание легким металлическим стержнем). Как правило, трещина при этом претерпевала 2–3 остановки. Дислокационную структуру в вершине трещины выявляли химическим травлением в растворе хлористого железа $FeCl_3$. Дополнительно к исследованию дислокационной структуры методом химического травления с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ) изучался геометрический рельеф поверхности скола в местах остановки трещины. Измерение высоты ступеньки на поверхности скола позволяет однозначно определить число дислокаций, испускаемых при остановке трещины.

Пластическая зона в вершине трещины, как правило, представляет собой единичные или двойные линии скольжения (рис. 1а). Реже в вершине наблюдаются широкие полосы из нескольких линий скольжения.

Число дислокаций в пластической зоне меняется в широких пределах – от единиц и десятков до сотни. Если число испущенных дислокаций невелико (до 50), то может наблюдаться частичное залечивание трещины (рис. 1б) уже в процессе ее остановки.

Плотность дислокаций в среднем увеличивается при приближении к вершине трещины. Но характер зависимости не всегда одинаков. В некоторых случаях

наблюдается немонотонный характер изменения плотности дислокаций. Плотность дислокаций может уменьшаться и оставаться постоянной при приближении к вершине (рис. 2).

Некоторое отличие экспериментальных кривых от расчетного распределения дислокаций в пластической зоне может быть связано с увеличением сил трения при реверсивном движении дислокаций.

АСМ-изображение ступени приведено на рис. 3. Характерная высота ступеньки составляет 15–40 нм. В кристаллах LiF $b = 3,28 \cdot 10^{-8}$ см. Поэтому такой высоте δ соответствует 50–200 дислокаций в линиях скольжения у вершины трещины. Ступенька может расщепляться на отдельные ступеньки, соединенные площадкой, параллельной поверхности скола.

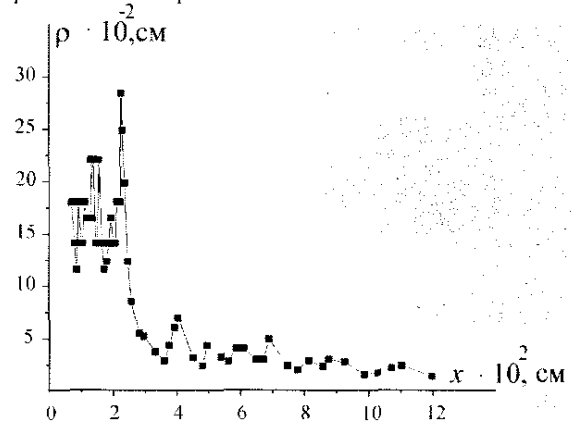


Рис. 2. Дислокационная структура (а) и плотность дислокаций (б) в линии скольжения у вершины трещины

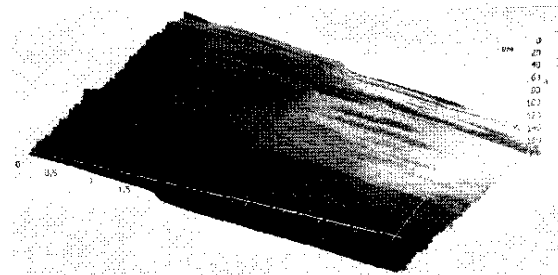


Рис. 3. 3D-представление ступеньки в вершине трещины

Для образца на рис. 3 количество дислокаций в полосе скольжения, выявляемой химическим травлением, составляет ≈ 120 . Это позволяет сделать вывод о том, что тонкие полосы скольжения (2–3 линии) состоят из дислокаций одного механического знака.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тялин Ю.И., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Куранова В.А. Аналитическая оценка распределения дислокаций в вершине остановившихся трещин. // ФТТ. 2000. Т. 42. № 7. С. 1253–1255.

2. Tyalin Yu.I., Tyalina V.A., Zolotova D.V., Butyagin A.A. Plastic deformation at the top of a stopped crack. // Proc. of SPAS. 2006. V. 10. P. 158–160.
3. Бойко В.С., Гурбер П.Н., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. М., 1991. 280 с.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).

Поступила в редакцию 11 октября 2006 г.

ОБЪЕМНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА

© В.А. Федоров, А.В. Яковлев

Fedorov V.A., Jakovlev A.V. Bulk metallic glasses. The review of modern representations is given in the field of bulk metallic glasses.

Металлические стекла из-за их уникальных физических характеристик уже давно являются предметом пристального экспериментальных исследований. Целью таких исследований наряду с прикладными вопросами является изучение фундаментальных аспектов природы аморфного состояния. В настоящее время известны аморфные сплавы для многих металлических систем [1]. Сравнительно недавно появились массивные металлические стекла, которые были разработаны и получены независимо тремя исследовательскими группами в Японии, США и России. Они образуются при существенно меньшей скорости охлаждения (~ 100 К/с), имеют, как правило, сложный химический состав и состоят не менее чем из четырех компонентов. Расплавы таких составов имеют высокую вязкость и низкую температуру затвердевания. Температура стеклования для этих сплавов обычно ниже температуры кристаллизации, поэтому они имеют широкую область переохлажденной жидкости до начала кристаллизации. Появление таких металлических стекол (сплавов с низкой критической скоростью охлаждения, позволяющей получать в аморфном состоянии слитки весом до 1 кг и более) создало перспективу их применения и в качестве конструкционных материалов.

Среди этих металлических стекол особенно интересны сплавы на основе Zr, т. к. они имеют очень широкую область переохлажденной жидкости, которая для ряда сплавов превышает 100 К. Эти сплавы обладают уникальными механическими свойствами. Например, некоторые сплавы на основе циркония имеют большой предел текучести, равный 840–2100 МПа, величину упругой деформации $\sim 4\%$, большую пластичность и хорошую коррозионную стойкость [2]. Также эти сплавы интересны в связи с возможностью получения в них при термической обработке нанокристаллической структуры. Кристаллизация массивного аморфного сплава проходит в две стадии: сначала образуется гексагональная фаза с решеткой типа Zr_6CoAl_2 , которая имеет состав $Zr_{47}Ti_{18}Cu_{16}Ni_{19}$, ее количество в сплаве максимально; затем идет параллель-

ное образование гексагональной фазы с решеткой типа $MgZn_2$, которая имеет состав $Zr_{49}Ti_7Cu_{12}Ni_{32}$ и квазикристаллической фазы состава $Zr_{65}Ti_4Cu_{12}Ni_{21}$ [2]. Формирование нанокристаллической структуры происходит при температуре выше температуры стеклования, сначала образуются нанокристаллы фазы $Zr_{47}Ti_{18}Cu_{16}Ni_{19}$ размером до 10 нм, а при повышении температуры формируется нанокристаллическая структура, состоящая из трех фаз с размером зерен 25–35 нм. В [3, 4] также исследуется процесс образования нанокристаллической структуры при распаде аморфной фазы объемного металлического стекла при нагреве.

Ряд исследований ведется по изучению влияния термической и деформационной обработки на механические свойства массивных металлических стекол. Металлические стекла находятся в структурно-неравновесном состоянии, и протекающие в них процессы структурной релаксации существенно меняют многие физические свойства материала, в том числе и пластические характеристики [5]. Одним из наиболее чувствительных методов исследования релаксационных процессов в твердых телах является метод внутреннего трения. Методом низкочастотного внутреннего трения исследовались температурные и временные зависимости необратимой структурной релаксации объемного металлического стекла $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$ [6–8]. Было показано, что процессы необратимого изменения модуля сдвига и затухания звука, связанного с процессом структурной релаксации, начинаются примерно на 100 К ниже температуры стеклования и в основном заканчиваются вблизи T_g . В этих работах была предложена феноменологическая модель температурных, временных и частотных зависимостей затухания и модуля сдвига, базирующаяся на предположении о наличии релаксационных центров типа упругих диполей с несимметричным двухъямным энергетическим потенциалом. В рамках модели предполагалось, что необратимые изменения затухания и модуля сдвига связаны с релаксацией неравновесных высокоэнергетических состояний этих центров, «замороженных» в процессе