

УДК 537.9

ВЛИЯНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ НА ОПТИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ШЕЛОЧНОГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ

© Л.Г. Карьев, В.А. Федоров, П.М. Кузнецов, С.В. Васильева

Ключевые слова: кристалл; дислокации; лазерное облучение; разрушение; точечные дефекты; примесные комплексы; концентрация.

Экспериментально установлено, что лазерное облучение щелочногалоидных кристаллов в ИК-диапазоне приводит к разрушению последних преимущественно в участках скопления краевых дислокаций. Установлены факторы, влияющие на вероятность возникновения очагов разрушения.

В последнее время интенсивно развивается применение лазерного излучения для обработки поверхности материалов, контроля ее качества, сварки, резки и т. д. [1].

Это требует создания более мощных и современных лазерных систем. Вместе с тем в элементах оптики лазерных систем, изготавливаемых из прозрачных материалов, наблюдаются механические повреждения в виде трещин, которые зарождаются при взаимодействии излучения с веществом [2].

Несмотря на большое количество исследований в этом направлении, задача выяснения механизмов разрушения актуальна и на сегодняшний день.

Доминирующую роль в инициировании разрушения твердых прозрачных диэлектриков играют поглощающие микровключения [3–4].

К настоящему времени предложено несколько физических механизмов инициирования разрушения поверхности твердых прозрачных диэлектриков за счет нагрева поглощающих включений. Так, существует теория теплового механизма разрушения на поглощающих микродефектах с учетом температурной нелинейности констант вещества (коэффициенты поглощения, теплопроводность и др.) [5]. Эта теория нелинейного оптического пробоя (теплового взрыва микродефекта) более адекватно объясняет экспериментальные данные (в отличие, например, от аналогичной теории, сделанной в рамках линейного приближения, т. е. в предположении, что константы вещества не зависят от температуры [6]).

В [7] рассмотрен механизм разрушения прозрачных диэлектриков, в котором образование макроразрушений есть следствие распространения (при достаточных интенсивностях излучения) волны поглощения вглубь вещества от поверхности поглощающего включения. Распространение поглощающего «ореола» хорошо объясняет ряд особенностей оптического пробоя реальных прозрачных материалов.

В зависимости от мощности падающего излучения, от длины волны и от времени воздействия различные механизмы могут играть в разрушении определяющую роль. При этом предельная стойкость материала к лазерному излучению определяется предельной стойкостью его поверхности. Это обусловлено тем, что вели-

чина порога оптического пробоя поверхности ниже, чем объемного, и часто оптическая прочность изделий определяется именно этим. Предельная стойкость поверхности, как и объемная, зависит от концентрации и состояния примесей, совершенства структуры и, кроме того, от качества и вида предварительной обработки [8].

Цель нашей работы – исследование взаимодействия лазерного излучения с участками поверхности кристалла, содержащими скопления краевых дислокаций (реликтовых или искусственно созданных), в сравнении с участками, свободными от дислокаций или содержащими винтовые дислокации.

Кристаллы, подготовленные для экспериментов, раскалывали по спайности на две части. Поверхность скола одной части подвергалась воздействию импульса *оптического квантового генератора* (ОКГ), поверхность скола второй части использовалась для выявления начальной дислокационной структуры.

Эксперименты проводили на установках ГОС-1001 и «Квант-15» ($\lambda \sim 1,06$ мкм). Первая позволяла облучать области поверхности кристалла с размером пятна ~ 10 мм в диаметре, поверхностная плотность энергии при этом достигала $0,2 \pm 0,6$ кДж/см², время импульса $\sim 10^{-3}$ с. Во второй – лучи фокусировались до пятна диаметром 0,2–0,3 мм.

а) Несфокусированным излучением ГОС-1001 воздействовали на кристаллы LiF с размерами $15 \times 25 \times 3$ мм и концентрацией примесей $\sim 10^{-3}$ вес. % (Ca^{+2} , Mg^{+2} , Ba^{+2}). Дислокационная структура поверхности выявлялась по стандартной методике.

В первой серии опытов испытывались образцы с хорошо развитой реликтовой дислокационной структурой. Плотность краевых дислокаций по плоскостям $\{110\}$ в полосах составляла $10^6 \div 10^7$ см⁻².

Во второй серии экспериментов облучались образцы с искусственно введенной полосой скольжения по плоскостям $\{110\}$ [9], также содержащим краевые дислокации. Предварительно одну часть расколотого кристалла состаривали (373 К, 100 часов [10]).

После облучения в обоих случаях наблюдались участки локального разрушения и деформирования поверхности (рис. 1). Локальное разрушение проявлялось

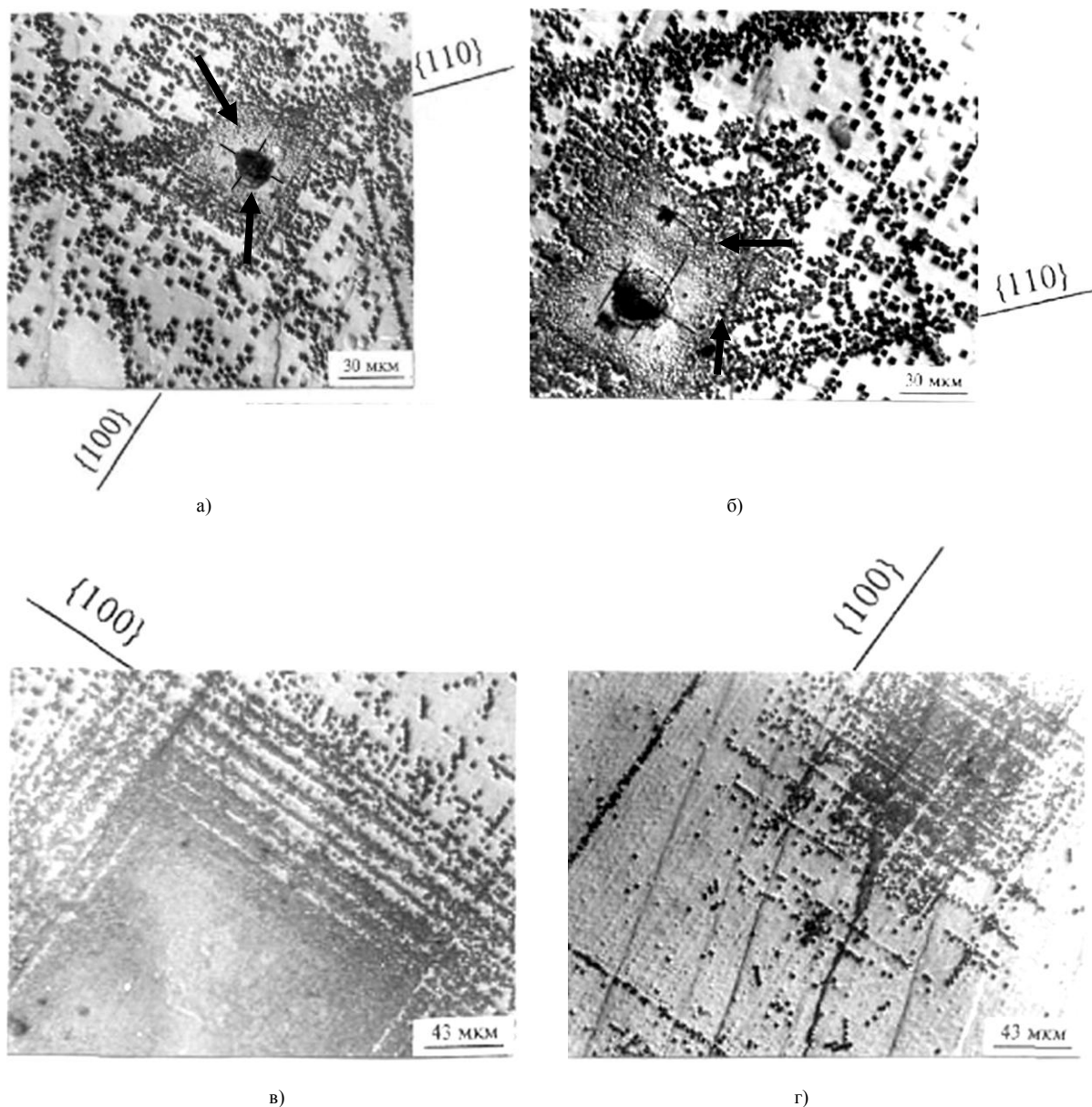


Рис. 1. Локальные участки разрушения на поверхности кристаллов после облучения. Разрушение наиболее вероятно в областях скопления краевых дислокаций (а, б); г, д – локальные участки деформирования поверхности кристалла без исходных дислокаций и последующего разрушения, LiF (10^{-3} вес. %). Трещины отмечены стрелками

в виде кратеров с расходящимися от них микротрещинами по $\{100\}$ (рис. 1а, 1б). Кратеры окружены развитой дислокационной структурой, локализующейся в прямоугоньной зоне со сторонами, ориентированными по направлениям $\langle 100 \rangle$. В зонах облучения кристалла без исходных дислокаций наблюдались также деформированные локальные зоны поверхности с аналогичной дислокационной структурой, но без явного разрушения (рис. 1в, 1г).

В каждой серии опытов определялось отношение $W_p = N_1 / N_2$, где N_1 – количество разрушений, расположенных в полосах скольжения, содержащих краевые дислокации, или в непосредственной близости от них; N_2 – количество разрушений на свободных от дислокаций участках при равных количествах импульсов. В участках, содержащих винтовые дислокации, статисти-

ка разрушений соответствует статистике разрушения бездислокационных кристаллов.

Для образцов первой серии среднее значение $W_p \sim 1,6$; для второй $\sim 1,2$. Сопоставление результатов облучения состаренных кристаллов второй серии показало, что N_1 для них, как правило, меньше N_1 состаренных.

Большая частота разрушений в первой серии опытов по сравнению со второй объясняется тем, что реликтовые скопления краевых дислокаций насыщены примесными и собственными точечными дефектами больше, чем искусственно введенные полосы скольжения краевых дислокаций и затем состаренные. Обогащение дислокаций точечными дефектами в первом случае обусловлено диффузией последних, находящихся в диспергированном состоянии (именно в таком состоянии находятся примеси и собственные точечные

дефекты непосредственно после выращивания кристалла и его остывания от высокой температуры).

Во втором случае происходит состаривание дислокационной структуры, когда точечные дефекты практически закомплексованы (длительное вылеживание кристалла после выращивания при комнатной температуре). К тому же, в этой ситуации происходит миграция точечных дефектов, находящихся в диспергированном состоянии, не только к дислокациям, но и к самим комплексам.

Во всех случаях трещины от кратера развивались по плоскостям в направлениях $\langle 100 \rangle$. Это связано с тем, что на процесс разрушения кристалла по плоскостям спайности требуется меньше времени, чем это необходимо для зарождения дислокаций и их движения в плоскостях $\{110\}$. Таким образом, зарождение трещины и ее развитие происходит практически при отсутствии развивающейся пластичности в плоскостях $\{110\}$ и приводит к хрупкому разрушению. При одновременно развивающейся пластичности разрушение происходит, как правило, по плоскостям $\{110\}$. Трещины развиваются по плоскостям с одновременным движением дислокаций.

При увеличении мощности излучения в большинстве случаев разрушение имело место на противоположной поверхности кристалла и представляло собой сетку трещин в плоскостях первичной спайности. Это можно объяснить наложением излучения, отраженного и падающего на противоположной поверхности кристалла, а также образующейся при воздействии лазерным импульсом термоупругой волны растяжения.

б) Сфокусированным лучом облучали образцы с размерами $5 \times 2 \times 20$ мм. Эксперимент состоял из нескольких серий. В дополнение к предыдущему в нем использовали кристаллы LiF с концентрацией примесей $\sim 10^{-5}$ вес. %. Кроме того, в некоторых опытах образцы перед состариванием предварительно отжигали (973 К, 5 часов) с последующей закалкой на воздухе при комнатной температуре. Полосы скольжения по плоскостям $\{110\}$ в некоторых сериях эксперимента вводили в кристаллы искусственно. В каждой из этих серий облучались области кристалла, прилегающие к полосе, сама полоса и области поверхности кристалла, удаленные от нее. Опыты отличались не только степенью чистоты кристаллов и дислокационной структурой облучаемой поверхности, но и различным количеством импульсов облучения одного и того же участка:

1) чаще всего разрушения наблюдались в предварительно закаленных кристаллах, причем в кристаллах, закаленных с искусственно введенной полосой скольжения и не состаренных, вероятность разрушения больше, чем в таких же кристаллах с искусственно введенной полосой скольжения, но состаренных (1 серия);

2) в противоположность этому, в образцах с искусственно введенной полосой скольжения и затем состаренных вероятность разрушения выше, чем в аналогичных кристаллах с искусственно введенной полосой скольжения, но не состаренных (2 серия);

3) в последних сериях, когда облучались образцы без полос скольжения, но с различной предварительной тепловой обработкой, каждая точка облучалась до 100 раз с интервалами времени 0,5 с. Во всех случаях и для стандартных по количеству примесей кристаллов, и для

образцов с концентрацией примесей $\sim 10^{-5}$ вес. % вероятность зарождения трещин равнялась нулю. Если разрушение возникало, то это происходило крайне редко и сразу после первого акта облучения (3 серия).

В ходе опытов отмечали разрушения подповерхностного характера (рис. 2). Наблюдали случаи, когда разрушение возникало не на лицевой поверхности (поверхность фокусировки), а на противоположной или на обеих поверхностях одновременно.

Большая вероятность разрушения для предварительно закаленных образцов объясняется тем, что крупные комплексы и преципитаты после отжига и закалки не переходят полностью в диспергированное состояние, а распадаются на менее крупные образования, тем самым увеличивая вероятность того, что облучаемый объем кристалла будет содержать комплексы примесей.

Большую вероятность разрушения для кристаллов, закаленных и затем состаренных, в сравнении с кристаллами, состаренными без предварительной закалки, можно объяснить тем же, а также возникновением комплексов дополнительно в процессе старения [11] с размерами, опасными для данной длительности импульсов.

Более выраженная трещиностойкость к лазерному облучению образцов с предварительно введенной по $\{110\}$ полосой скольжения, но не состаренной в сравнении с аналогичными образцами, подвергнутыми перед облучением низкотемпературному состариванию, объясняется большей концентрацией точечных дефектов в области полосы скольжения после состаривания.

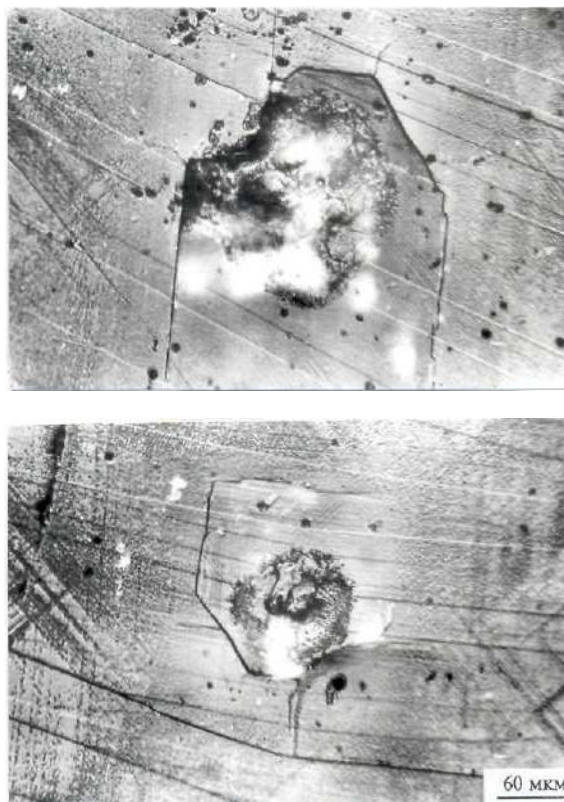


Рис. 2. Подповерхностное разрушение при лазерном облучении, LiF (10^{-3} вес. %)

Результаты третьей серии (п. 3) экспериментов больше, чем предыдущие подчеркивают важную роль в инициировании разрушения при лазерном воздействии на кристалл примесных комплексов (для данных параметров облучения). Незначительная вероятность разрушения в этом случае обусловлена тем, что условия эксперимента не позволяли за один опыт облучить более чем ~10 участков испытываемого образца, в которых комплексы с опасными размерами, по-видимому, отсутствовали.

Таким образом, лазерное облучение щелочногалоидных кристаллов в ИК-диапазоне ($\lambda = 1,06$ мкм) приводит к накоплению повреждений преимущественно в участках скопления краевых дислокаций, что коррелирует с отличиями механических свойств этих участков поверхности кристалла от остальных.

Предварительная термообработка кристалла влияет на вероятность возникновения очагов разрушения в нем при воздействии излучения ОКГ: закалка на воздухе при комнатной температуре после отжига в печи при 973 К (5 часов), старение – 373 К (100) часов.

Основную роль в инициировании разрушения щелочногалоидных кристаллов при воздействии лазерного излучения играют примеси и собственные точечные дефекты. Концентрируясь в участках с развитой дислокационной структурой, они увеличивают их поглощающую способность в данном диапазоне длин волн.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко. М.: Физматлит, 2009. 664 с.
2. Fedorov V.A., Kuznetsov P.M., Boytsova M.V., Jakovlev A.V. Action of laser radiation on crystals of gallium arsenide // *Materials Physics and Mechanics*. 2012. V. 13. P. 48-50.
3. Алешин И.В., Анисимов С.И., Бонч-Бруевич А.М., Имас Я.А., Кололов В.Л. Оптический пробой прозрачных сред, содержащих микро неоднородности // *ЖЭТФ*. 1976. Т. 70. № 4. С. 1214-1224.
4. Данилейко Ю.К., Маненков А.А., Нечитайло В.С. [и др.] Роль поглощающих включений в механизме разрушения прозрачных

диэлектриков лазерным излучением // *ЖЭТФ*. 1972. Т. 63. № 3 (9). С. 1030-1035.

5. Данилейко Ю.К., Маненков А.А., Нечитайло В.С. О механизме лазерного разрушения прозрачных материалов, обусловленном тепловым взрывом поглощающих неоднородностей // *Квантовая электроника*. 1978. Т. 5. № 7. С. 194-195.
6. Hopper R.W., Uhlman D.R. Mechanism of inclusion damage in laser glass // *J. Appl. Phys.* 1970. V. 41. № 10. P. 4023-4037.
7. Анисимов С.И., Мокшанцев Б.И., Кололов В.Л. Влияние электронной теплопроводности на пороги и динамику развития пробоя диэлектриков, содержащих микро неоднородности // *Квантовая электроника*. 1981. Т. 8. № 8. С. 1671-1674.
8. Бахарев М.С., Миркин Л.И., Шестериков С.А., Юмашев М.А. Структура и прочность материалов при лазерных воздействиях. М.: Изд-во МГУ, 1988. 224 с.
9. Федоров В.А., Карьев Л.Г., Иванов В.П., Шелохвостов В.П., Федорова Н.В. Влияние импульсных и стационарных электромагнитных полей на структуру поверхностей щелочногалоидных кристаллов // Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий: тезисы докладов 3 Международной конференции 26–28 июня 1993 г. Новокузнецк, 1993. С. 57.
10. Федоров В.А., Карьев Л.Г., Иванов В.П., Шелохвостов В.П. Структура и морфология поверхностей ШГК при воздействии электромагнитных полей // *Актуальные проблемы фундаментальных наук: труды 2 Международной научно-технической конференции*. М., 1994. Т. 3. С. 71-73.
11. Смирнов Б.И. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Л.: Наука, 1981. 235 с.
12. Джонстон В., Гилман Дж. Скорость передвижения, плотность дислокаций и пластическая деформация кристаллов фтористого лития // *Успехи физических наук*. 1960. Т. 70. Вып. 3. С. 489-514.
13. Соифер Л.М. Упрочнение щелочногалоидных монокристаллов двухвалентными примесями // *Физика конденсированного состояния*. 1973. Вып. 24. С. 45-64.

Поступила в редакцию 28 августа 2012 г.

Kariev L.G., Fedorov V.A., Kuznetsov P.M., Vasilyeva S.V. NONUNIFORMITY INFLUENCE OF DISLOCATION STRUCTURE ON THE STRENGTH AG CRYSTALS

It was experimentally found that laser irradiation of alkali halide crystals in the IR leads to the destruction of the latter mainly in the areas of accumulation of edge dislocations. The factors that influence the likelihood of damage centers are found.

Key words: crystal; dislocations; laser irradiation; damage; point defects; impurity complexes; concentration.