

ВЛИЯНИЕ ДОРАДИАЦИОННОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЦЕНТРОВ ОКРАСКИ С НОВЫМИ СВОЙСТВАМИ В НАНОКРИСТАЛЛАХ ФТОРИДОВ МАГНИЯ И ЛИТИЯ

А. П. Войтович¹, В. С. Калинов¹, О. Е. Костик^{1*}, В. В. Машко², А. Н. Новиков¹

УДК 535.37;538.91;620.3

¹ Институт физики НАН Беларуси,
220072, Минск, Беларусь; e-mail: kostik@imaph.bas-net.by

² ГНПО “Оптика, оптоэлектроника и лазерная техника”,
220072, Минск, Беларусь

(Поступила 26 мая 2020)

Показано, что в нанокристаллах фторида магния увеличивается отношение концентраций прикластерных и обычных радиационных центров окраски, если образцы после изготовления перед облучением некоторое время выдерживаются при температуре больше температуры подвижности анионных вакансий. Подобное дорадиационное тепловое воздействие на нанокристаллы фторида лития приводит к образованию прикластерных агрегатных центров окраски во время радиационного облучения образцов. Установлено, что различия в дорадиационном тепловом воздействии на образцы сказываются на кинетике роста концентраций агрегатных прикластерных центров в пострадиационный период. Сделаны выводы о механизме и процессах образования нанокластеров в образцах, а также о дефектах, участвующих в образовании.

Ключевые слова: фториды магния и лития, нанокристаллы, радиационные точечные дефекты, дорадиационное тепловое воздействие, нанокластеры, фотолюминесценция, дифракция рентгеновских лучей.

It is shown that the ratio of concentrations of near-cluster and conventional radiation color centers increases in magnesium fluoride nanocrystals in the case when the manufactured samples before irradiation are kept for some time at a temperature higher than the anion vacancies mobility temperature. Such pre-irradiation heat exposure on lithium fluoride nanocrystals leads to the formation of near-cluster aggregation color centers during radiation exposure of the samples. It is established that differences in pre-irradiation thermal effects on the samples affect the kinetic of concentration growth of aggregate near-cluster centers in the post-radiation period. Conclusions are made about the mechanism and processes of nanoclusters formation in the samples, as well as about the defects involved in the formation.

Keywords: magnesium and lithium fluorides, nanocrystals, radiation point defects, pre-irradiation heat exposure, nanosized clusters, photoluminescence, X-ray diffraction.

Введение. Радиационные собственные точечные дефекты (центры окраски (ЦО)) в ионных кристаллах исследуются длительное время и хорошо изучены (см., например, [1]). Кристаллы с такими дефектами широко используются в различных областях техники. Недавно в нанокристаллах (НК), изготавливаемых механической фрагментацией монокристалла, были сформированы радиационные ЦО, свойства которых, например оптические, электрон-фононные, существенно отличаются от давно известных аналогичных свойств центров того же состава, ранее создаваемых в таком кри-

EFFECT OF PRE-IRRADIATION TEMPERATURE EXPOSURE ON THE FORMATION OF COLOR CENTERS WITH NEW CHARACTERISTICS IN MAGNESIUM AND LITHIUM FLUORIDES NANOCRYSTALS

A. P. Voitovich¹, V. S. Kalinov¹, O. E. Kostik^{1*}, V. V. Mashko², A. N. Novikov¹ (¹ B. I. Stepanov Institute of Physics of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, 220072, Belarus; e-mail: kostik@imaph.bas-net.by; ² SSPA “Optics, Optoelectronics, and Laser Technology”, Minsk, 220072, Belarus)

сталле [2—4]. Установлено, что ЦО с новыми свойствами могут быть созданы также в монокристаллах, подвергнутых специальным технологическим воздействиям. Поскольку определено [5], что такие дефекты формируются в кристаллах, содержащих наноразмерные кластеры, назовем их прикластерными радиационными дефектами (КРД), или прикластерными центрами окраски (КЦО).

Высокая практическая востребованность материалов с радиационными дефектами мотивирует проведение исследований, направленных на более детальное понимание механизмов, процессов и на повышение эффективности формирования КЦО. В настоящей работе изучено влияние дорадиационного температурного воздействия на образование КЦО в НК фторидов магния и лития (MgF_2 и LiF) с использованием методов оптической спектроскопии. Измерена фотолюминесценция (ФЛ) образцов. Люминесцентные измерения обеспечивают высокую чувствительность, возможность регистрации малых концентраций дефектов.

Объекты и методы исследований. Поликристаллические таблетки из MgF_2 и кристаллические пластинки из LiF фрагментировались в шаровой мельнице (Vibrator GM 9458, Германия) в течение 30 с. Сфера, в которой размалывались образцы, охлаждалась жидким азотом. Размер большинства извлекаемых из мельницы НК варьирует в диапазоне 50—500 нм (более детальные данные о размерах НК приведены в [4]). После размола две порции НК — одна из MgF_2 и вторая из LiF — сразу замораживались до температуры жидкого азота (77 К). Другие образцы замораживались через определенное время после их хранения при комнатной температуре. Все образцы облучались при температуре жидкого азота. НК LiF облучались γ -квантами от источника ^{60}Co дозой $\sim 5 \cdot 10^4$ Гр. Флюенс и энергия электронов, воздействующих на НК MgF_2 , составляли $5 \cdot 10^{14}$ эл/см² и 5 МэВ.

Люминесценция облученных образцов регистрировалась на спектрофлуориметре SM-2203 (“Солар”, Беларусь). Сначала измерения образцов проводились при температуре жидкого азота без их размораживания после облучения. Затем образцы хранились при комнатной температуре до полного завершения в них пострадиационных процессов трансформации и агрегации дефектов. После этого измерялись спектры их ФЛ и возбуждения фотолюминесценции (ВФЛ) при комнатной температуре. Для НК LiF регистрировались также изменения интенсивности $I(t)$ ФЛ (концентрации ЦО, поскольку в условиях экспериментов интенсивность ФЛ пропорциональна концентрации) с течением времени после размораживания образцов.

Методами рентгеновской дифрактометрии изучались структурные характеристики НК LiF . Использован дифрактометр ДРОН-3М (“Буревестник”, Россия) с рентгеновским излучением на длине волны K_α -линии меди. Измерения проводились в геометрии Брэгга—Брентано.

Результаты и их обсуждение. Сравним люминесцентные характеристики образцов, подвергавшихся различным температурным воздействиям в промежутке времени между изготовлением и облучением. В НК MgF_2 , облученных при температуре жидкого азота и не размороженных после облучения, в отличие от НК LiF , подвергнутых таким же процедурам, ФЛ не регистрировалась. Это обусловлено тем, что фторид магния более устойчив к радиационным воздействиям, чем фторид лития. В образцах из MgF_2 , которые после облучения выдержаны двое суток при комнатной температуре и в которых завершены пострадиационные процессы трансформации и агрегации дефектов, наблюдалось несколько полос ФЛ и ВФЛ. Они принадлежат различным типам обычных центров или КЦО.

На рис. 1, а представлены спектры ВФЛ, измеренные при $\lambda_{рег} = 580$ нм для двух образцов НК MgF_2 , подвергнутых различным температурным воздействиям после изготовления. Полоса возбуждения с максимумом при 400 нм принадлежит обычным, ранее известным центрам $M(C_1)$ [6, 7]. Интенсивность этой полосы (концентрация центров) выше для НК, охлажденных сразу после изготовления до температуры жидкого азота (кривая 1). Компонента возбуждения с максимумом при ~ 320 нм (кривая 2) относится к недавно обнаруженным КЦО, которые в [4] обозначаются как CRDs II. Данные рис. 1, а позволяют сравнить отношения интенсивностей ФЛ (концентраций) центров $M(C_1)$ и CRDs II в двух образцах (кривые 1 и 2): отношение больше для образца, замороженного сразу после изготовления до $T = 77$ К. Из спектров ФЛ центров CRDs II для обоих образцов очевидно, что концентрация КЦО этого типа намного больше в образце, который после изготовления выдерживался при комнатной температуре в течение 2 сут (рис. 1, б). В спектре ФЛ, измеренном при $\lambda_{возб} = 360$ нм, регистрируется полоса с максимумом при ~ 490 нм (рис. 1, в, кривая 2). Она принадлежит КЦО, обозначенным в [4] как CRDs I. Эти центры хорошо формируются в НК, хранившихся при комнатной температуре в течение 2 сут после изготовления (кривая 2). Их концентрация (интенсивность ФЛ) очень мала в НК, замороженных сразу после изготовления (рис. 1, в, кривая 1). Из рис. 1 видно, что в НК MgF_2 , которые перед облучением хранились при комнатной температуре достаточно длитель-

ное время после изготовления, КЦО образуются гораздо эффективнее, чем в НК, замороженных сразу после изготовления. Следовательно, после изготовления НК в них при комнатной температуре происходят процессы, обеспечивающие создание условий, необходимых для формирования КЦО.

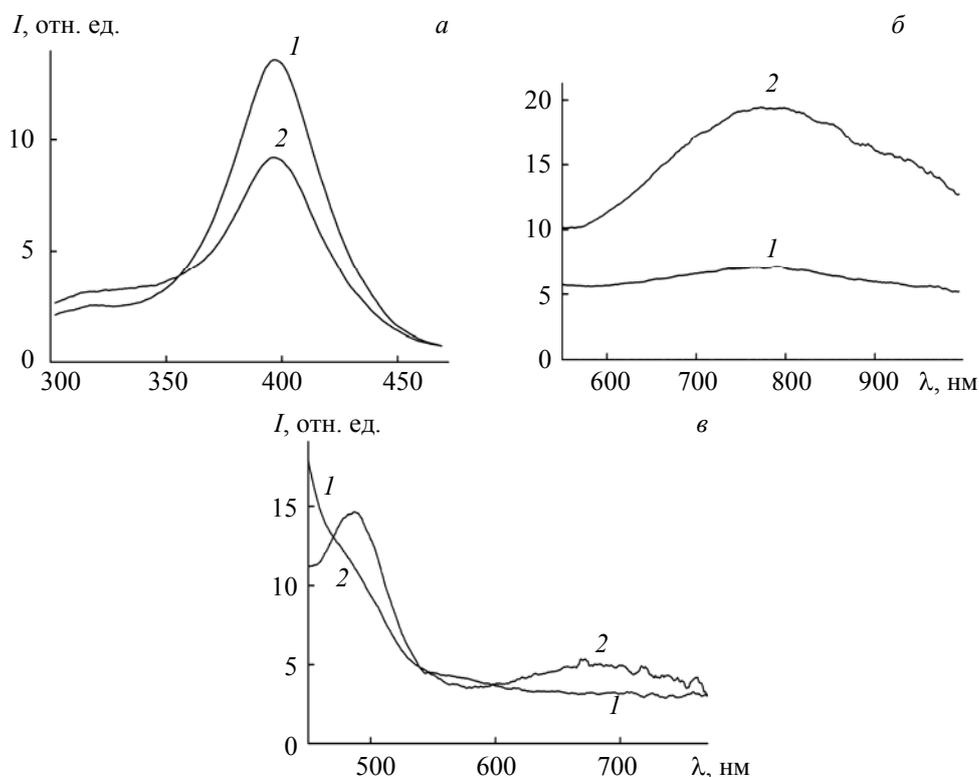


Рис. 1. Спектры ВФЛ (а) и ФЛ (б, в) для НК MgF_2 , измеренные при комнатной температуре после завершения процессов пострадиационной агрегации дефектов; образец перед облучением охлажден до $T = 77$ К сразу (1) и через 2 сут (2) после изготовления; $\lambda_{рег} = 580$ нм (а), $\lambda_{возб} = 350$ (б) и 360 нм (в)

В НК LiF, не размороженных после облучения при $T = 77$ К, ранее была зарегистрирована ФЛ [2]. Это обстоятельство расширяет возможности исследований влияния дорадиационного температурного воздействия на формирование центров свечения. Спектры ФЛ, возбуждаемой в НК LiF излучением с $\lambda_{возб} = 540$ нм, показаны на рис. 2, а. Видно, что в образцах, замороженных сразу после изготовления, ФЛ отсутствует (кривая 1). Для НК, претерпевших перед облучением отжиг при комнатной температуре, регистрируется полоса ФЛ с максимумом при 770 нм (кривые 2, 3), которая принадлежит прикластерным центрам типа F_{K2} [2]. (Здесь и далее используются обычно применяемые обозначения для ЦО [1, 8, 9], и нижний символ К добавляется для КЦО.) С увеличением длительности отжига НК при комнатной температуре перед их облучением возрастают интенсивность ФЛ и, следовательно, концентрация центров. Это видно из рис. 2, а, где интенсивность ФЛ в спектре 3 намного (~5 раз) выше, чем в спектре 2. Обратим внимание еще на два обстоятельства. В образце, хранившемся перед облучением сутки при комнатной температуре и не размороженном после облучения, наблюдается ФЛ не только центров F_{K2} , но и F_{K2}^- . При этом обычные (не прикластерные) агрегатные центры в нем не регистрируются. Сравнение спектров 1 и 3 (рис. 2, а) позволяет заключить, что во время хранения НК при комнатной температуре после изготовления в них образуются нанокластеры, обеспечивающие при облучении формирование прикластерных центров свечения.

В спектрах ВФЛ образцов из LiF, измеренных при $\lambda_{рег} = 670$ нм после размораживания и завершения пострадиационных процессов трансформации и агрегации дефектов, наблюдаются четыре полосы (рис. 2, б). Три из них с максимумами при $\lambda_{макс} \approx 395, 495$ и 565 нм относятся к прикластерным центрам типа F_{K3}^+ [2]. Полоса с $\lambda_{макс} \approx 450$ нм принадлежит обычным центрам F_2 [8, 9]. Измеренные спектры раскладывались на компоненты. Компоненты разложения с максимумами при 565 и 450 нм

показаны на рис. 2, б. Сравнивая отношения интенсивностей этих компонент, т. е. отношения концентраций (в отн. ед.) центров F_{K3^+} и F_2 в образцах, подвергавшихся перед облучением различному температурному воздействию, получаем, что в НК, подвергавшихся в течение 1 ч дорадиационному отжигу при комнатной температуре (кривая 4), отношение концентраций этих центров в 3.4 раза больше, чем в НК, замороженных сразу после изготовления (кривая 1).

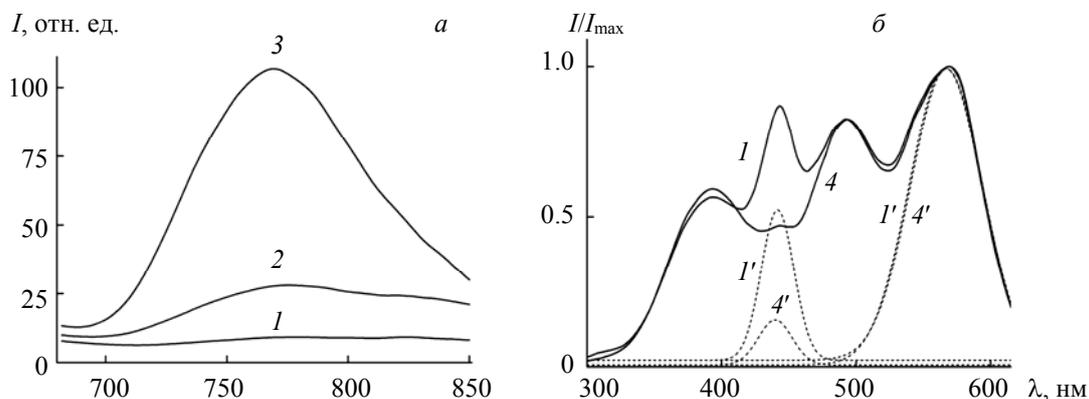


Рис. 2. Спектры ФЛ (а) и ВФЛ (б) для НК из LiF, измеренные без размораживания после облучения (а) и при комнатной температуре после завершения процессов пострадиационной агрегации дефектов (б); образец перед облучением охлажден до $T = 77$ К сразу (1), через 15 мин (2), 1 ч (4) и 1 сут (3) после изготовления; $\lambda_{\text{возб}} = 540$ нм (а), $\lambda_{\text{рег}} = 670$ нм (б); 1', 4' — некоторые компоненты разложения спектров 1, 4 (б)

На основании результатов изучения НК LiF можно сделать следующие выводы. В НК, которые перед облучением отжигались (не отжигались) при комнатной температуре, во время облучения формируются (не формируются) агрегатные КЦО. По сравнению с неотожженными в отожженных перед облучением НК в пострадиационный период более эффективно создаются КЦО. Таким образом, в ходе дорадиационного отжига НК при комнатной температуре в них протекают процессы, влияющие на последующее формирование КЦО. В НК, замороженных сразу после изготовления, затем облученных и размороженных, эти процессы протекают после размораживания одновременно с формированием агрегатных прикластерных и обычных центров. Эти выводы коррелируют с полученными при анализе данных по НК из MgF_2 .

Различная эффективность образования КЦО и последовательность протекания процессов, ведущих к их образованию, при разных дорадиационных температурных воздействиях на образцы должны отражаться на временной зависимости роста концентрации этих центров после облучения и размораживания образцов. На рис. 3 показаны измеренные кинетики интенсивности $I(t)$ ФЛ (концентрации $N(t)$ КЦО типа F_{K3^+} в НК LiF, подвергнутых после изготовления отжигу различной длительности при комнатной температуре, потом охлажденных до $T = 77$ К, облученных при этой температуре и размороженных после облучения. Зависимости концентраций N в НК, охлажденных до $T = 77$ К сразу и через 15 мин после изготовления (кривые 1 и 2), хорошо моделируются одной экспонентой:

$$N = N_0' + N_0 [1 - \exp(-t/\tau)], \quad (1)$$

где N_0 — конечная концентрация образующихся дефектов F_{K3^+} ; N_0' — концентрация перед началом измерений; τ — постоянная времени образования. Таким образом, кинетика роста концентрации одностадийная. Временные константы получаемых экспонент $\tau = 5.64 \cdot 10^3$ и $4.62 \cdot 10^3$ с для кинетик 1 и 2. Они уменьшаются с увеличением продолжительности дорадиационного отжига образца при комнатной температуре.

Можно полагать, что одинаковые процессы определяют пострадиационный рост концентраций центров F_{K3^+} в образцах (см. рис. 3, кривые 1 и 2). Для реализации этого роста в НК следует обеспечить создание нанокластеров, необходимых для образования прикластерных центров, и формирование агрегатных КЦО типа F_{K3^+} из простейших радиационных дефектов. Как отмечено в [2], центры в этом случае формируются в результате двух реакций, в которых участвуют анионные вакансии v_a (далее — вакансии):



Процессы создания нанокластеров и реакции (2), (3) протекают одновременно. Протекание реакций обеспечивается диффузией вакансий, которые мобильны при комнатной температуре. Для диффузии типа случайных блужданий характерны следующие закономерности [10, 11]:

$$L^2 = 6Dt, \quad (4)$$

$$D = D_0 \exp(-E_a/kT), \quad (5)$$

где L^2 — квадрат смещения дефекта из исходного положения за время t ; D — коэффициент диффузии; D_0 — предэкспоненциальный множитель; E_a — энергия активации диффузии; k — постоянная Больцмана; T — температура среды, в которой происходит диффузия.

В НК, отожженных перед облучением в течение 1 сут, кинетика роста концентрации состоит из двух стадий — начальной быстрой и конечной медленной (рис. 3, кривая 3). Ее временной ход хорошо моделируется двумя экспонентами:

$$N = N_0' + N_{01}[1 - \exp(-t/\tau_1)] + N_{02}[1 - \exp(-t/\tau_2)]. \quad (6)$$

Здесь индексы 1 и 2 определяют величины, относящиеся к первой и второй стадиям роста концентрации. Рассчитанные временные константы для отмеченных стадий $\tau_1 = 7.8 \cdot 10^2$ и $\tau_2 = 9.84 \cdot 10^3$ с. Временные константы и отношение N_{01}/N_{02} зависят от температуры, при которой измеряется кинетика. В образце, для которого кинетика $N(t)$ представлена кривой 3 на рис. 3, во время облучения при $T = 77$ К формируются центры F_{K2} (рис. 2, а, кривая 3). Поэтому центры F_{K3}^+ на начальной стадии роста концентрации создаются в результате реакции (3). На конечной, медленной стадии роста реакции (2) и (3) принимают участие в образовании центров F_{K3}^+ .

Из соотношения (1) с учетом (4) и (5) получается зависимость концентрации N центров от квадрата L^2 диффузионного смещения подвижного дефекта (вакансии) из исходного положения:

$$N = N_0' + N_0[1 - \exp(-L^2/L_\tau^2)], \quad (7)$$

где L_τ^2 — квадрат диффузионного смещения вакансии за время τ . Зависимость (7) показывает, что рост концентрации продукта реакции, образующегося в результате встречи двух партнеров, один из которых случайным образом диффундирует в среде, происходит по экспоненциальному закону. Такая зависимость описывает начальную стадию измеренной кинетики 3 (рис. 3), где рост концентрации центров F_{K3}^+ обусловлен протеканием одной реакции (3). Вторая, конечная стадия кинетики 3 формируется реакциями (2) и (3), в результате которых создаются центры F_{K2} и F_{K3}^+ . На этой стадии роста кинетика также хорошо аппроксимируется одной экспонентой. Этот результат, вероятно, обусловлен тем, что мобильные дефекты одного и того же типа — вакансии — обеспечивают протекание обеих реакций, а следовательно, одинаковые константы D_0 и E_a характеризуют диффузионный механизм этих реакций.

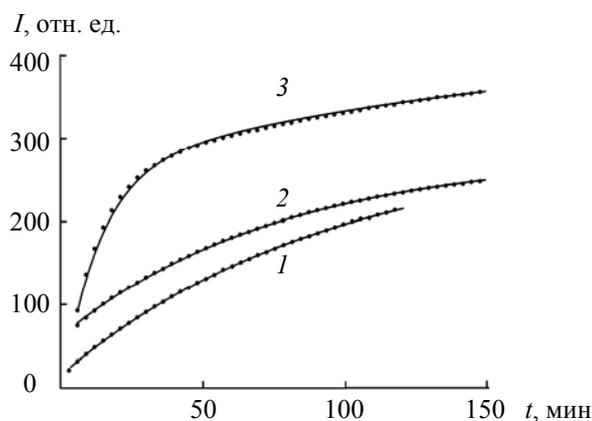


Рис. 3. Измеренные (точки) и смоделированные (линии) одной (1, 2) и двумя (3) экспонентами временные зависимости интенсивности ФЛ ($\lambda_{\text{возб}} = 560$ нм, $\lambda_{\text{рег}} = 670$ нм) для НК LiF, охлажденных перед облучением до $T = 77$ К сразу (1), через 15 мин (2) и 1 сут (3) после изготовления и быстро нагретых до комнатной температуры после облучения

Кинетика роста концентрации в случае, когда одновременно протекают и реакции (2), (3), и процессы образования нанокластеров (рис. 3, кривые 1, 2), хорошо аппроксимируется одной экспонентой. Принимая во внимание это обстоятельство и обсуждение процессов, протекающих на второй стадии кинетики, характерной для образца (рис. 3, кривая 3), можно заключить, что мобильными дефектами, участвующими в формировании нанокластеров, являются вакансии.

Представляется важным рассмотрение изменений в структуре НК, подвергшихся после изготовления отжигу при комнатной температуре, что привело к созданию условий для последующего формирования КЦО. Для исследования структуры использована дифракция рентгеновских лучей в НК из LiF. На рис. 4 представлены дифракционные максимумы с индексами Миллера ($hkl = 420$). Наличие двух максимумов на каждой записи дифракции обусловлено дублетной структурой $K\alpha$ -линии меди, используемой для проведения рентгеновских измерений. Из сравнения кривых 1 и 2 следует, что отжиг образца при комнатной температуре в течение 40 ч после изготовления не изменяет дифракционных рефлексов, хотя, как показано выше, приводит к созданию условий для формирования КЦО. Следовательно, структуры (нанокластеры), образующиеся во время отжига и обеспечивающие это формирование, создают в решетке НК небольшие нарушения по сравнению с нарушениями, возникающими при механической фрагментации кристалла.

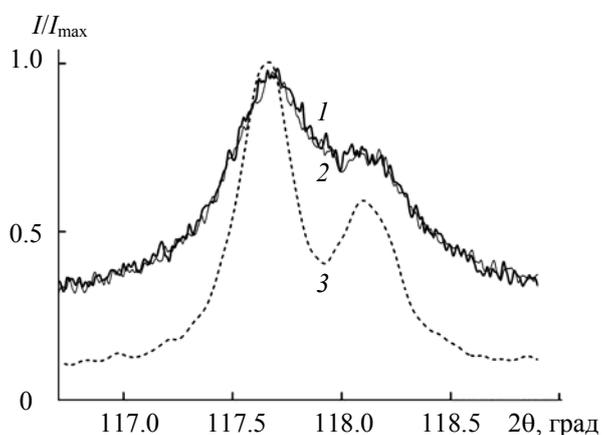


Рис. 4. Дифракционные максимумы с индексами Миллера (420) для НК LiF, измеренные при комнатной температуре сразу (1), через 40 ч (2) после изготовления и после облучения электронным пучком (3)

Облучение НК γ -квантами или электронами приводит наряду с образованием КЦО и обычных ЦО к существенному сужению дифракционных максимумов. Как видно из рис. 4, ширина максимумов для необлученных образцов на половине высоты составляет 0.41° (кривые 1, 2), а после облучения электронами уменьшается до 0.26° (кривая 3). (Для нахождения ширин каждая кривая на рис. 4 раскладывалась на две гауссовы компоненты, данные приведены для более интенсивной.) Ширина дифракционного рефлекса определяется отклонениями параметра элементарной ячейки кристаллической решетки от его среднего значения. Следовательно, в результате облучения эти отклонения и искажения решетки уменьшаются. Это описано в [12, 13] и известно как “радиационный отжиг”. Из рис. 4 следует, что одновременно с уменьшением ширины дифракционных рефлексов облучение НК приводит к уменьшению фона сигнала, т. е. неоднородностей, вызывающих рассеяние рентгеновских лучей. Отметим, что при этом в решетке НК сохраняются несовершенства, обеспечивающие изменения кристаллического поля и формирование собственных точечных дефектов — КЦО — с новыми свойствами, существенно отличающимися от аналогичных свойств давно известных ЦО того же состава.

В процессе изготовления НК посредством механической фрагментации в них создаются дислокации, которые служат стоком для вакансий и междоузельных ионов [11]. В результате этого диффузионного стока с большой вероятностью могут образовываться агрегаты этих дефектов, т. е. происходит самосборка наноструктур. Такие структуры и наблюдались в НК в виде наноразмерных неоднородностей (нанокластеров) [5]. Изменения параметров дифракционных максимумов (рис. 4)

и формирование КЦО при радиационном облучении НК свидетельствуют о существенном уменьшении дислокаций и сохранении нанокластеров при этом воздействии. Подобные результаты можно получить, если вместо охлаждения образцов до температуры жидкого азота использовать охлаждение до температур $T < T_v$, где T_v — температура подвижности вакансий.

Заключение. В нанокристаллах фторидов магния и лития, изготовленных путем механической фрагментации, наблюдается влияние дорадиационного теплового воздействия на эффективность формирования прикластерных и обычных радиационных дефектов. В образцах фторида магния отношение концентраций прикластерных и обычных точечных дефектов увеличивается, если образцы после изготовления перед облучением выдерживаются некоторое время при комнатной температуре. В нанокристаллах фторида лития такое тепловое воздействие приводит к тому, что в них во время облучения при температуре жидкого азота образуются двухвакансионные прикластерные центры окраски. Такие центры не формируются, если сразу после изготовления и до облучения образцы хранятся при температуре меньше температуры подвижности вакансий.

Различия в дорадиационном тепловом воздействии на образцы сказываются на кинетике роста концентраций прикластерных центров окраски в пострадиационный период. Для нанокристаллов фторида лития, хранившихся после изготовления перед облучением некоторое время при комнатной температуре, большей температуры подвижности вакансий, присуща двухстадийная кинетика роста концентраций прикластерных центров F_{K3}^+ . Для образцов, хранившихся после изготовления и до облучения при температуре меньше температуры подвижности вакансий, наблюдается одностадийная кинетика такого роста. Анализ процессов, определяющих рост концентраций в обоих изученных вариантах, приводит к выводу, что в образовании нанокластеров принимают участие дефекты, обладающие диффузионными константами, характерными для вакансий.

Пики дифракции рентгеновских лучей в нанокристаллах фторида лития, изготовленных механической фрагментацией монокристалла, имеют сравнительно большую ширину. Это является следствием искажений решетки нанокристаллов дислокациями, возникающими в результате механического воздействия. Дислокации служат стоком для вакансий и междоузельных ионов, которые при этом могут образовывать агрегаты. Таким образом, в нанокристаллах происходит самосборка наноструктур. Эти структуры приводят к изменению кристаллического поля и модификации свойств точечных дефектов этим измененным полем.

Авторы выражают благодарность А. П. Ступаку за помощь в проведении экспериментов.

- [1] F. Agullo-Lopez, C. R. A. Catlow, P. D. Townsend. Point Defects in Materials, Academic Press, London (1988)
- [2] A. P. Voitovich, V. S. Kalinov, A. P. Stupak, A. N. Novikov, L. P. Runets. J. Lumin., **157** (2015) 28—34
- [3] A. P. Voitovich, V. S. Kalinov, P. A. Loiko, E. F. Martynovich, X. Mateos, A. N. Novikov, P. P. Pershukevich, L. P. Runets, J. M. Serres, A. P. Stupak. J. Lumin., **201** (2018) 57—64
- [4] A. N. Novikov, V. S. Kalinov, E. I. Pavlanski, A. P. Stupak, I. E. Svitsiankou, A. P. Voitovich. J. Lumin., **209** (2019) 244—250
- [5] A. P. Voitovich, P. A. Loiko, X. Mateos, L. P. Runets, J. M. Serres, A. P. Stupak. J. Lumin., **188** (2017) 75—80
- [6] E. Facey, W. A. Sibley. Phys. Rev., **186** (1969) 926—932
- [7] L. Bryukvina. Int. J. Engin. Sci. Innov. Techn., **3**, N 6 (2014) 50—53
- [8] J. Nahum, D. A. Wiegand. Phys. Rev., **154** (1967) 817—830
- [9] R. M. Montoreali. In “Handbook of Thin Film Materials”, Ed. H. S. Nalwa, New York, Academic Press, **3** (2002) 399—431
- [10] Я. И. Френкель. Кинетическая теория жидкостей, Наука, Ленинград (1975)
- [11] R. J. D. Tilley. Defects in Solids, Wiley & Sons, Hoboken, New Jersey (2008)
- [12] V. A. Nikolaenko, V. I. Karpukhin. J. Nucl. Mat., **233** (1996) 1067—1069
- [13] B. Li, Y. Feng, K. Ding, G. Qian, X. Zhang, J. Zhang. Carbon, **60** (2013) 186—192