

09,10,16

## Спектральные характеристики кристаллов и нанокерамик на основе $\text{BaF}_2:\text{Ce}^{3+}$

© М.Х. Ашуров, И. Нуриддинов, С.Т. Бойбобоева

Институт ядерной физики АН РУз,  
Ташкент, Узбекистан

E-mail: ashurov49@mail.ru, izzatilloh@yahoo.com, sohibaboyboboeva@gmail.com

Поступила в Редакцию 27 мая 2025 г.

В окончательной редакции 7 июля 2025 г.

Принята к публикации 15 июля 2025 г.

Проведено сравнительное исследование гамма-люминесценции (ГЛ) монокристаллов  $\text{BaF}_2:\text{Ce}^{3+}$  и нанокерамики на их основе. При  $\gamma$ -облучении как кристаллов, так и керамических образцов в спектральном диапазоне 300–350 нм наблюдается интенсивная дублетная полоса ГЛ с максимумами при 308 и 322 нм, характерная для  $f-d$ -переходов ионов  $\text{Ce}^{3+}$ . В результате  $\gamma$ -облучения получен эффективный цериевый люминофор на основе оптической фторидной керамики.

**Ключевые слова:** кристаллы фторидов, нанокерамика, гамма-люминесценция, фотолюминесценция, спектры возбуждения.

DOI: 10.61011/FTT.2025.08.61336.146-25

### 1. Введение

Кристаллы фторида бария ( $\text{BaF}_2$ ) обладают рядом уникальных физических свойств, таких как высокая плотность ( $4.89 \text{ g/cm}^3$ ), высокая температура плавления ( $1386^\circ\text{C}$ ), негигроскопичность, высокая теплопроводность ( $11.72 \text{ W/m}\cdot\text{K}$  при  $286 \text{ K}$ ), относительная простота обработки и полировки, а также низкая стоимость сырья. Эти характеристики делают  $\text{BaF}_2$  одним из наиболее перспективных и быстродействующих сцинтилляционных материалов [1–3].

При возбуждении ионизирующим излучением в нелегированных кристаллах  $\text{BaF}_2$  в области 220 нм наблюдается остопно-валентная люминесценция, обусловленная рекомбинацией остопной дырки с электроном валентной зоны, а в спектральной области 250–320 нм — собственное излучение, приписываемое автолокализованному экситону [4]. Наличие в кристалле  $\text{BaF}_2$  сверхбыстрой компоненты свечения с временем распада  $0.6 \text{ ns}$  и эмиссионной составляющей при 220 нм делает возможным создание детекторов ионизирующих излучений с высоким временным разрешением (до  $110 \text{ ps}$ ) [2,5]. Однако интегральная интенсивность (для сцинтилляторов — это световой выход,  $\text{LY}$ ) этой быстрой компоненты в фториде бария невелика. Кроме того, в спектре излучения  $\text{BaF}_2$  наблюдается экситонная полоса ( $\lambda \approx 300 \text{ nm}$ ) с нежелательно длительным временем затухания (600–800 ns) [6,7]. Для решения указанных проблем были предложены два основных подхода:

1. Легирование  $\text{BaF}_2$  примесями, в частности ионами  $\text{La}^{3+}$ , подавляющими длительную компоненту автолокализованных экситонов [8], при этом механизм их действия до сих пор окончательно не выяснен;

2. Введение активатора, преобразующего экситонное излучение в более быстрое активаторное свечение. Наиболее естественным выбором оказался  $\text{Ce}^{3+}$ , широко применяемый в сцинтилляционных кристаллах, поскольку люминесценция трехвалентного церия, возникающая вместо излучения АЛЭ, характеризуется относительно коротким временем затухания (20–70 ns) благодаря  $d-f$ -переходам [5,9].

В спектрах поглощения необлученных кристаллов  $\text{BaF}_2:\text{Ce}^{3+}$  наблюдаются интенсивные полосы поглощения с максимумами при 205 и 285 нм, обусловленные  $f-d$ -переходами иона  $\text{Ce}^{3+}$ . При возбуждении в полосе 285 нм в спектре фотолюминесценции (ФЛ) необлученного кристалла  $\text{BaF}_2:\text{Ce}^{3+}$  регистрируются полосы с максимумами при 305 и 320 нм. В спектральной области 200–800 нм у необлученного образца  $\text{BaF}_2:\text{Ce}^{3+}$  других полос поглощения и фотолюминесценции не обнаружено [10,11].

В концентрационной зависимости интенсивности рентгенолюминесценции (РЛ) трехвалентного церия в кристаллах  $\text{BaF}_2:\text{Ce}^{3+}$  наблюдается максимум при содержании  $\text{Ce}^{3+}$  0.1 mol.%. При дальнейшем увеличении концентрации церия происходит снижение интенсивности РЛ [4].

Существенной проблемой, которая мешает широкому использованию щелочноземельных фторидов в качестве сцинтилляторов, является их низкий световой выход [12].

В последнее время значительно возрос интерес исследователей к оптическим керамическим материалам, включая материалы на основе щелочно-земельных фторидов, в качестве активных сред для лазеров и сцинтилляторов [13,14]. Для фторидной оптической керамики продемонстрировано существенное улучшение механи-

ческих характеристик: повышение микротвердости на 15% и рост трещиностойкости  $K_{Ic}$  в 4–6 раз [15]. Для известного сцинтиллятора  $BaF_2:Ce^{3+}$  [10,16] зафиксировано значительное повышение световыхода УФ-люминесценции и радиационной стойкости при переходе от монокристаллов к керамике [10,17,18]. Эти результаты стимулируют поиск и разработку эффективных оптических керамических материалов для лазеров и сцинтилляторов. Кроме того, показано, что преобразование  $BaF_2$  из монокристаллической формы в керамическую (например, путем горячей одноосной деформации) может привести к подавлению медленной экситонной компоненты ( $\sim 310$  nm) без изменения интенсивности быстрой компоненты ( $\sim 220$  nm), что дополнительно расширяет возможности для применения таких материалов в быстродействующих детекторах [19].

Люминесцентные материалы на основе фторида бария, активированного ионами церия, привлекают повышенное внимание благодаря своим перспективным характеристикам для использования в радиационной детекции, сцинтилляционных системах и фотонике. В ряде исследований подробно изучены люминесцентные свойства как монокристаллов, так и керамики на основе  $BaF_2:Ce^{3+}$ , включая влияние примесных добавок на спектральные параметры и кинетику люминесценции [12,16,18]. Полученные данные позволили выявить основные закономерности формирования люминесцентного отклика в зависимости от состава и структуры материала.

Однако, несмотря на накопленный объем информации, поведение указанных материалов под воздействием высоких доз ионизирующего излучения до настоящего времени остается недостаточно изученным. Особенно это касается радиационно-индуцированных изменений люминесцентных характеристик, которые играют ключевую роль при эксплуатации материалов в условиях жесткой радиационной среды.

В связи с этим целью настоящей работы является сравнительный анализ спектральных и радиационно-оптических свойств монокристаллов  $BaF_2:Ce^{3+}$  и соответствующей оптической нанокерамики после облучения  $\gamma$ -квантами изотопа  $^{60}Co$ . Такой подход позволяет выявить специфические особенности радиационной стабильности и механизмы деградации люминесценции в зависимости от морфологии материала.

## 2. Образцы для исследования и методика исследования

Кристаллы  $BaF_2$ , легированные 0.12 mol.%  $CeF_3$ , были выращены методом вертикальной направленной кристаллизации [20]. В качестве фторирующего агента использовался фторид свинца. Керамика получена методом горячего прессования [21] из порошкообразного прекурсора, приготовленного по методике, описанной в работах [22,23]. Основой прекурсора является гидрофторид

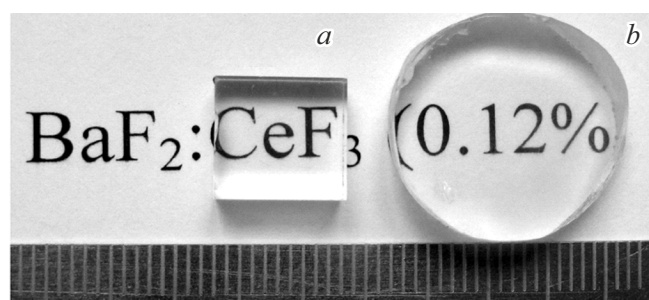


Рис. 1. Внешний вид исследованных образцов монокристалла (а) и керамики (b)  $BaF_2:Ce^{3+}$ .

бария  $BaF_2HF$ , выделяющий при термической обработке фторирующий агент — HF. Растворение фторида церия в матрице происходит в процессе спекания [24]. Перед измерениями поверхности образцов подвергались оптической обработке (рис. 1). Облучение проводили  $\gamma$ -квантами от источника  $^{60}Co$  со средней энергией  $E_\gamma \approx 1.25$  MeV и мощностью 125 rad/s на гамма-установке Института ядерной физики АН РУз.

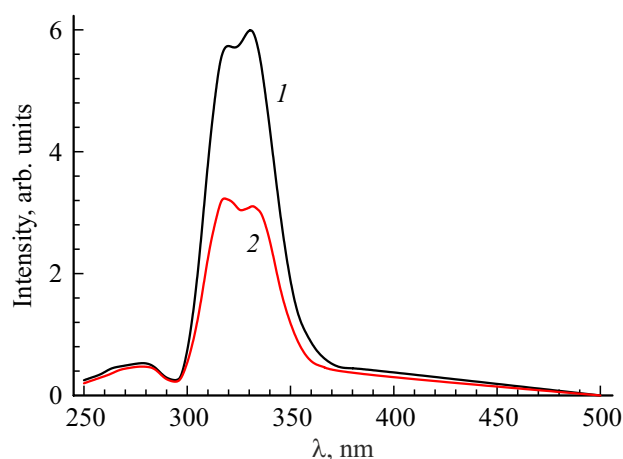
Исследование гамма-люминесценции (ГЛ) образцов проводилось при температуре 300 K на модифицированной установке, описанной в работе [25]. ГЛ возбуждалась гамма-излучением от источника  $^{60}Co$ . Спектры ГЛ не были скорректированы с учетом спектральной чувствительности регистрационной системы.

## 3. Результаты экспериментов и их обсуждение

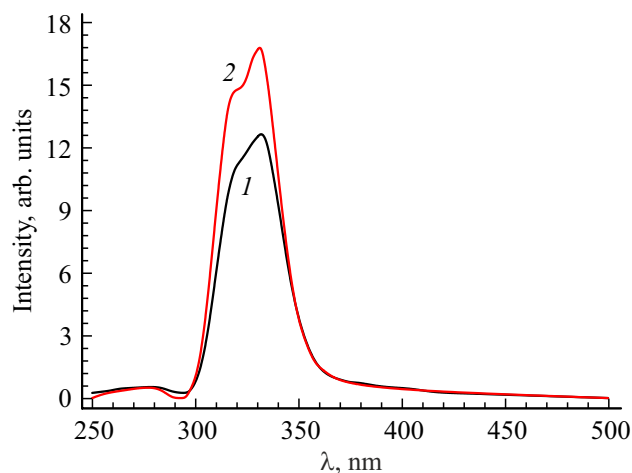
При возбуждении  $\gamma$ -излучением как в кристаллических, так и в керамических образцах наблюдается гамма-люминесценция (ГЛ). В монокристаллах в спектральном интервале 300–350 nm регистрируется интенсивная дублетная полоса ГЛ с максимумами около 308 и 322 nm, характерными для  $f-d$ -переходов ионов  $Ce^{3+}$  (рис. 2, кривая 1). Интенсивности обеих полос почти одинаковы. Кроме того, в спектре фиксируется компонент экситонного излучения в виде полосы с максимумом при 270 nm.

В керамических образцах наблюдаются такие же полосы ГЛ, что и в монокристаллах. При этом интенсивность полосы при 332 nm в керамике примерно в 2 раза выше, чем в монокристалле. В керамических образцах  $BaF_2-CeF_3$  полоса при 308 nm проявляется как плечо полосы 322 nm (рис. 3, кривая 1). В целом форма спектров ГЛ кристаллов и соответствующих керамических образцов весьма схожа.

В работе [18] представлены спектры рентгенолюминесценции (РЛ) кристалла и керамики на основе  $BaF_2:Ce^{3+}$ . Установлено, что форма РЛ-спектров этих материалов практически идентична, однако световыход РЛ у керамики  $BaF_2:Ce^{3+}$  примерно в 1.5 раза выше, чем у соответствующего монокристалла.



**Рис. 2.** Спектры гамма-люминесценции кристалла  $\text{BaF}_2\text{-CeF}_3$  при комнатной температуре: 1 — необлученного образца, 2 — образца, облученного гамма-квантами дозой  $10^7$  rad.



**Рис. 3.** Спектры гамма-люминесценции керамики  $\text{BaF}_2\text{-CeF}_3$  при комнатной температуре: 1 — необлученного образца, 2 — образца, облученного гамма-квантами дозой  $10^7$  rad.

В спектре поглощения (СП) кристаллов  $\text{BaF}_2:\text{CeF}_3$  наблюдаются интенсивные полосы поглощения (ПП) с максимумами при 205, 285 nm, обусловленные  $f-d$ -переходами ионов  $\text{Ce}^{3+}$ . В СП керамических образцов, кроме этих полос, обнаружены дополнительные полосы в области 250 и 282 nm [10,11].

В работе [11] фотолюминесценция монокристаллов  $\text{BaF}_2:\text{Ce}^{3+}$  изучалась в сравнении с нанокерамикой на их основе. В монокристаллических образцах при возбуждении в полосе  $\lambda_{\text{ex}} = 285$  nm обнаружена только дублетная полоса ФЛ с максимумами при 305 и 320 nm, соответствующая центрам Ce1. В отличие от этого, в оптической нанокерамике, кроме указанного дублета, были зарегистрированы дополнительные полосы люминесценции, соответствующие различным типам цериевых центров: центры Ce2 ( $\lambda_{\text{ex}} = 310$  nm,  $\lambda_{\text{rad}} = 370$  nm), Ce3 ( $\lambda_{\text{ex}} = 250$  nm,  $\lambda_{\text{rad}} = 425$  nm) и Ce4 ( $\lambda_{\text{ex}} = 345$  nm,

$\lambda_{\text{rad}} = 550$  nm). Центры Ce1 идентифицированы как изолированные тригональные  $\text{C}_{3v}$ -центры, Ce2-центры — как парные цериевые центры, Ce3- и Ce4-центры — как цериевые центры, локализованные на межзеренных границах и границах между нанослоями в нанокерамике.

Усложнение спектров поглощения и ФЛ в образцах керамики по сравнению с монокристаллами авторы работ [11,26] связывают с наличием ионов церия в дефектных позициях, в частности на межзеренных границах или в области дислокаций.

Как показано в [10], монокристаллические образцы начинают окрашиваться под действием  $\gamma$ -излучения уже при дозах  $\sim 10^5$  rad, тогда как керамические образцы демонстрируют более высокую радиационную стойкость: изменение их оптических свойств не наблюдается вплоть до доз  $10^8$  rad. При гамма-облучении дозой  $10^7$  rad наблюдается противоположная динамика изменения интенсивности гамма-люминесценции: в монокристаллах она снижается (рис. 2, кривая 2), тогда как в нанокерамике, наоборот, возрастает (рис. 3, кривая 2). Ранее аналогичный результат был обнаружен и в работе [27], однако причина этого явления не была установлена. В настоящей работе установлено, что под действием облучения керамические образцы не только не окрашиваются, даже существенно улучшают свои люминесцентные свойства.

Как показано в ряде работ [28–33], метастабильные френкелевские пары дефектов, возникающие при облучении различных твердотельных материалов (металлов, сплавов, полупроводников и диэлектриков), существенно влияют на их свойства. В процессе облучения такие неустойчивые пары дефектов образуются с частотой на 1–2 порядка больше, чем устойчивые дефекты, и поэтому успевают оказать существенное влияние на процессы радиационно-стимулированной миграции точечных дефектов, фазовые превращения и общую эволюцию радиационных повреждений.

Одним из характерных проявлений действия подобных неустойчивых дефектов является явление „радиационной тряски“ кристалла. По своим последствиям оно аналогично эффектам, вызываемым повышением температуры, однако выражено значительно сильнее [29,30,33]. На примере ионных кристаллов KBr и LiF было показано, что при облучении импульсными пучками электронов при высоких температурах (более 700 K) коэффициент диффузии увеличивается в  $10\text{--}10^3$  раз по сравнению с его значением при чисто термической диффузии [33]. Механизм этого явления заключается в следующем: при создании и аннигиляции френкелевских пар радиационных дефектов в кристалле происходят локальные изменения объема, приводящие к возникновению упругих волн напряжений. Эти волны взаимодействуют с существующими точечными дефектами, вызывая безактивационную миграцию междоузельных атомов и их аннигиляцию с вакансиями. В результате не происходит накопления дефектов —

напротив, их число уменьшается, и структура материала приближается к более равновесному состоянию по сравнению с исходным [29,30,33]. Предложенный механизм получил подтверждение как в ряде численных моделирований [34,35], так и в реальных физических экспериментах [36–42]. Установлено существование так называемого эффекта малых доз ( $D = 10^3 - 10^7$  rad), при котором, в отличие от воздействия больших доз, наблюдается перестройка и упорядочение структуры кристалла. Это происходит за счет высвобождения накопленной в кристалле энергии в результате цепных реакций аннигиляции дефектов, инициированных ионизацией. Переход неравновесного, более разупорядоченного материала в равновесное состояние сопровождается улучшением ряда его физических свойств: изменением концентрации ловушек, повышением проводимости [39,42], увеличением времени жизни неосновных носителей заряда [40] и т.п.

Проведенные исследования выявили принципиальные различия в радиационно-индуцированном поведении монокристаллических и керамических образцов  $\text{BaF}_2:\text{Ce}^{3+}$ . В частности, после  $\gamma$ -облучения в монокристаллах наблюдается значительное снижение интенсивности люминесценции. Это обусловлено эффективным формированием радиационных дефектов, возникающих вследствие безызлучательного распада электронно-возбужденных состояний, что приводит к деградации люминесцентных центров и снижению общего световыхода.

В противоположность этому, в керамических образцах наблюдается увеличение интенсивности гамма-люминесценции после  $\gamma$ -облучения. Предполагается, что данный эффект обусловлен наноструктурированной морфологией керамики, характеризующейся высокой начальной степенью неупорядоченности в области межзеренных и двойниковых границ. Под действием гамма-излучения происходит так называемая „радиационная тряска“ кристаллической решетки, сопровождающаяся генерацией упругих напряжений и активацией процессов аннигиляции дефектов. В результате происходит структурное упорядочение, снижение концентрации нерадиационных рекомбинационных центров и повышение эффективности переноса энергии к активаторным центрам  $\text{Ce}^{3+}$ . Таким образом, радиационное воздействие в случае нанокерамики не приводит к деградации, а наоборот — способствует улучшению ее люминесцентных характеристик, что делает данный материал перспективным для применения в экстремальных радиационных условиях.

## 4. Заключение

Оптическая нанокерамика на основе  $\text{BaF}_2:\text{Ce}^{3+}$  обладает не только повышенной радиационной стойкостью по сравнению с монокристаллом, но и демонстрирует увеличение интенсивности гамма-люминесценции после  $\gamma$ -облучения. Данный эффект объясняется структурной

перестройкой керамики под действием так называемой „радиационной тряски“, которая приводит к упорядочиванию дефектной структуры и, как следствие, к усилению люминесцентных свойств материала. Обнаруженные дополнительные люминесцентные центры, локализованные на межзеренных границах, подчеркивают важную роль наноструктурированной морфологии в формировании спектральных характеристик материала. Полученные результаты позволяют рассматривать  $\gamma$ -облученную нанокерамику  $\text{BaF}_2:\text{Ce}^{3+}$  как перспективный радиационно-стабильный люминофор для применения в детекторах ионизирующего излучения, а также в оптоэлектронных устройствах, работающих в экстремальных условиях.

## Финансирование работы

Работа финансируется за счет средств государственного бюджета Республики Узбекистан.

## Благодарности

Авторы благодарят П.П. Федорова за любезное предоставление кристаллических и керамических образцов.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] P. Dorenbos. IEEE Transactions on Nuclear Science **57**, 3, 1162 (2010).
- [2] G. Benemanskaya, E. Garibin, Yu. Gusev, A. Demidenko, S. Ivanov, V. Ivochkin, S. Kosianenko, I. Mironov, Yu. Mousienko, V. Jmerik, V. Reiterov, D. Seliverstov, T. Shubina. Nuclear Instruments Methods in Physical Research A **610**, 1, 335 (2009).
- [3] K. Herweg, V. Nadig, V. Schulz, S. Gundacker. Ieee transactions on radiation and plasma medical sciences **7**, 3, 241 (2023).
- [4] R. Visser, P. Dorenbos, C.W.E. van Eijk, A. Meijerink, G. Blasse, H.W. Hartog. Journal of Physics: Condensed Matter **5**, 1659 (1993).
- [5] R. Novotny. IEEE Trans. Nucl. Sci. **38**, 2, 379 (1991).
- [6] P. Dorenbos, R. Visser, R.W. Hollander, C.W.E. van Eijk, H.W. Den Hartog. Radiation Effects and Defects in Solids **119–121**, 87 (1991).
- [7] S. Gundacker, R.H. Pots, A. Nepomnyashchikh, E. Radzhabov, R. Shendrik, S. Omelkov, M. Kirm, F. Acerbi, M. Capasso, G. Paternoster, A. Mazzi, A. Gola, J. Chen, E. Auffray. Phys. Med. Biol. **66**, 114002 (2021).
- [8] V. Doupis, Ch. Michail, N. Kalyvas, A. Bakas, I. Kandarakis, G. Fountos, I. Valais. Inorganics **13**, 83 (2025).
- [9] C.W.E. van Eijk. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. A. **460**, 1 (2001).
- [10] П.П. Федоров, М.Х. Ашуров, Ш.Г. Бобоярова, С.Т. Бойбобоева, И. Нуритдинов, Е.А. Гарибин, С.В. Кузнецов, А.Н. Смирнов. Неорганич. Матер. **52**, 2, 1 (2016).

- [11] М.Х. Ашуров, И. Нуритдинов, С.Т. Бойбобоева. Оптика и спектроскопия **131**, 3, 341 (2023).
- [12] Р.Ю. Шендрик. Диссертация канд. физ-мат. наук. МГУ. Москва, (2011). 147 с.
- [13] П.П. Федоров, В.В. Осико, Т.Т. Басиев, Ю.В. Орловский, К.В. Дукельский, И.А. Миронов, В.А. Демиденко, А.Н. Смирнов. Российские нанотехнологии **2**, 5–6, 95 (2007).
- [14] С.В. Кузнецов, А.А. Александров, П.П. Федоров. Неорг. матер. **57**, 6, 583 (2021).
- [15] М.Ш. Акчурун, Р.В. Гайнутдинов, П.Д. Смолянский, П.П. Федоров. Доклады РАН **406**, 2, 180 (2006).
- [16] A.A. Demidenko, E.A. Garibin, S.D. Gain, Yu.I. Gusev, P.P. Fedorov, I.A. Mironov, S.B. Michrin, V.V. Osiko, P.A. Rodnyi, D.M. Seliverstov, A.N. Smirnov. Optical Materials **32**, 10, 1291 (2010).
- [17] С.Х. Багытов, Л.С. Болясникова, Е.А. Гарабин, В.А. Демиденко, М.Е. Дорошенко, К.В. Дукельский, А.А. Лукина, И.А. Миронов, В.В. Осико, П.П. Федоров. Доклады академии наук **422**, 2, 179 (2008).
- [18] П.А. Родный, С.Д. Гаин, И.А. Миронов, Е.А. Гарибин, А.А. Демиденко, Д.М. Селиверстов, Ю.И. Гусев, П.П. Федоров, С.В. Кузнецов. Физика твердого тела **52**, 9, 1780 (2010).
- [19] P.P. Fedorov, S.V. Kuznetsov, A.N. Smirnov, E.A. Garibin, P.E. Gusev, M.A. Krutov, K.A. Chernenko, V.M. Khanin. Inorganic Materials **50**, 7, 738 (2014).
- [20] P.P. Fedorov, V.V. Osiko. Bulk Crystal Growth of Electronic, Optical and Optoelectronic Materials. Ed. Capper P. N. Y.: Wiley, 339 (2005).
- [21] P.P. Fedorov. In: Handbook on Solid State Lasers: Materials, Systems and Applications. Ed. B. Denker, E. Shklovsky. Oxford Cambridge Philadelphia New Delhi, Woodhead Publishing Limited **82** (2013).
- [22] А.А. Лугинина, П.П. Федоров, А.Е. Баранчиков, В.В. Осико, Е.А. Гарибин Патент RU 2545304 от 24.02.2015, приоритет от 27.06.2013.
- [23] А.А. Лугинина, А.Е. Баранчиков, А.И. Попов, P.P. Fedorov. Mater. Res. Bull. **49**, 1, 199 (2014).
- [24] S.Kh. Batygov, M.N. Mayakova, S.V. Kuznetsov, P.P. Fedorov. Nanosystems **5**, 6, 752 (2014).
- [25] Б. Каипов, Ш. Вахидов. В кн.: Радиационные явления в диэлектриках и полупроводниках. „Фан“, Ташкент, 30 (1969).
- [26] П.П. Федоров, С.В. Кузнецов, А.Н. Смирнов, Е.А. Гарибин, П.Е. Гусев, М.А. Крутов, К.А. Черненко, В.М. Ханин. Неорг. Материалы **50**, 7, 794 (2014).
- [27] А.С. Щеулин, П.П. Федоров, А.И. Рыскин, А.Е. Ангервакс, В.В. Осико, А.Н. Смирнов, Е.А. Гарибин, К.В. Дукельский, И.А. Миронов. Оптика и спектроскопия **110**, 4, 645 (2011).
- [28] В.И. Кошкин, Б.И. Манков, Л.П. Гальчинецкий, В.В. Кулик. ФТТ **15**, 128 (1973).
- [29] В.Л. Инденбом. Письма в ЖТФ **5**, 489 (1979).
- [30] В.Л. Инденбом. В сб.: Радиационные явления в широкозонных оптических материалах. Ташкент: Изд-во „Фан“, **7** (1979).
- [31] А.М. Притулов, А.П. Суржиков, Н.Ю. Шумилов, Ю.М. Анненков, Л.Г. Косинцев. Письма в ЖТФ **15**, 12, 82 (1989).
- [32] Ю.М. Анненков дис. д-ра физ-мат. наук: 01.04.07 Томск, (2002). С. 471.
- [33] И.П. Чернов. Известия Томского политехнического университета. **303**, 1, 74 (2000).
- [34] М.П. Жетбаева, В.Л. Инденбом, В.В. Кирсанов, В.М. Чернов. Письма в ЖТФ **5**, 1157 (1979).
- [35] V.V. Kirsanov, M.P. Zhetbaeva. Sol. St. Commun. **42**, 343 (1982).
- [36] Э.Д. Алукер, В.В. Гаврилов, С.А. Чернов. Письма в ЖТФ **9**, 5, 294 (1983).
- [37] Э.Д. Алукер, В.В. Гаврилов, С.А. Чернов, С.С. Эцин. ФТТ **26**, 2, 321 (1984).
- [38] К.П. Зольников, А.В. Корчуганов, Д.С. Крыжевнич, В.М. Чернов, С.Г. Псахье. ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез **38**, 2, 68 (2015).
- [39] А.П. Мамонтов, И.П. Чернов Томск: Дельтаплан, (2009). С. 286.
- [40] А.З. Рахматов, М.Ю. Ташметов, Л.С. Сандлер. Вопросы атомной науки и техники, серия Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение **98**, 4, 26 (2011).
- [41] Е.В. Астрова, Р.Ф. Витман, В.В. Емцев, А.Д. Ременюк, А.А. Лебедев, Д.С. Полоскин, Ю.В. Рудь. ФТП **30**, 3, 507 (1996).
- [42] Д.И. Биленко, В.В. Галушка, Э.А. Жаркова, В.И. Сидоров, Д.В. Терин, Е.И. Хасина. Письма в ЖТФ **43**, 3, 57 (2017).

Редактор Т.Н. Василевская