

02

Люминесценция дефектов F -типа и их термическая стабильность в сапфире, облученном импульсными ионными пучками

© Д.В. Ананченко¹, С.В. Никифоров¹, Г.Р. Рамазанова¹, Р.И. Баталов², Р.М. Баязитов², Г.А. Новиков²¹ Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, 620002 Екатеринбург, Россия² Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского, Федеральный исследовательский центр „Казанский научный центр РАН“, 420029 Казань, Россия

e-mail: d.v.ananchenko@urfu.ru

Поступила в редакцию 06.08.2019 г.

В окончательной редакции 05.11.2019 г.

Принята к публикации 07.11.2019 г.

Исследована люминесценция и термическая стабильность дефектов, образующихся в монокристаллах α -Al₂O₃ после импульсной обработки пучком ионов C⁺/H⁺ с энергией 300 keV и длительностью импульса 80 ns. По результатам измерения оптического поглощения, фотолюминесценции и импульсной катодолюминесценции обнаружено, что такой тип воздействия приводит к интенсивной генерации в α -Al₂O₃ как одиночных F - и F^+ -центров, так и более сложных дефектов (агрегатных центров F_2 -типа или вакансионно-примесных комплексов). Термическая стабильность дефектов F -типа, образуемых в α -Al₂O₃ при воздействии импульсным ионным пучком, сравнима со стабильностью радиационно-индуцированных дефектов в нейтронно-облученных образцах.

Ключевые слова: сапфир, люминесценция, ионное облучение, радиационно-индуцированные дефекты.

DOI: 10.21883/OS.2020.02.48962.244-19

Введение

Сапфир (α -Al₂O₃), являющийся широкозонным оксидом ($E_g \approx 9$ eV), в настоящее время широко применяется в науке и электронной технике благодаря своим уникальным физико-химическим свойствам. Сапфир обладает высокой термической ($T_{\text{пл}} = 2050^\circ\text{C}$), механической (твердость по шкале Мооса равна 9) и химической (не растворяется в кислотах и щелочах до 300°C) устойчивостью [1]. Это обеспечивает надежность и стабильность параметров электронных устройств на его основе в сложных условиях эксплуатации. Благодаря высокому электрическому сопротивлению ($R \approx 10^{14} - 10^{16} \Omega \cdot \text{cm}$ при 300 K) и повышенной радиационной стойкости монокристалл α -Al₂O₃ используется в качестве подложек интегральных микросхем, работающих на АЭС и в космосе.

Для исследования дефектов различной природы в широкозонных материалах широко используются методы оптической и люминесцентной спектроскопии. Люминесцентные свойства номинально чистого оксида алюминия главным образом определяются присутствием в нем собственных дефектов, представляющих собой вакансии в анионной подрешетке в различных зарядовых состояниях [2]. Основными типами анионных дефектов в кристаллах сапфира являются F - и F^+ -центры, представляющие собой кислородные вакансии, захватившие два и один электрон соответственно [3,4]. Наряду с указанными центрами существуют и более

сложные дефектные структуры, полосы поглощения и люминесценции которых приведены в таблице.

К настоящему времени достаточно подробно изучена люминесценция дефектов F -типа в сапфире, облученном в непрерывном режиме ионами различных масс и энергий [7–9]. Наряду с непрерывным ионным облучением также представляет научный и практический интерес импульсная ионная обработка (ИИО) сапфира пучками (например, углерода — C⁺, водорода — H⁺) наносекундной длительности (1–100 ns), протекающая в твердофазном или жидкофазном режимах. В работе [10] исследовалась времяразрешенная люминесценция оксида алюминия в процессе воздействия дейтериевым пучком наносекундной длительности ($\tau = 1.5$ ns) с энергией $E = 250$ keV и током 200 nA с частотой следования импульсов от 1 kHz до 2 MHz. В этом случае, по-видимому, был реализован твердофазный режим. В спектрах ионолюминесценции были идентифицированы полосы при 330 nm (F^+ -центр), 410 nm (F -центр), а также свечение агрегатных центров при 510 (F_2 -центр) и 560 nm (F_2^{2+} -центр). Кроме того, были выявлены новые полосы свечения в диапазоне длин волн от 400–450 nm, природа которых была не выяснена.

Импульсная ионная обработка может также протекать и в жидкофазном режиме, когда достигается быстрое плавление поверхности облучаемого материала за счет высокой плотности тока в ионном пучке ($j \sim 50$ A/cm²). При энергии ионов в пучке $E = 300$ keV и длительности импульса $\tau \sim 100$ ns это соответствует плотности

Люминесцентные и оптические свойства собственных дефектов в Al_2O_3

Центр	F	F^+	F_2	F_2^+	F_2^{2+}
Полоса поглощения	6.0 eV [5]	6.3, 5.4, 4.8 eV [5]	4.1 eV [5]	3.5 eV [5]	2.7 eV [5]
Полоса люминесценции	3.0 eV [6]	3.8 eV [6]	2.4 eV [6]	3.26 eV [6]	2.2 eV [6]

энергии $W \sim 1 \text{ J/cm}^2$. Такая обработка может быть реализована на импульсном ускорителе ионов ТЕМП [11]. В современной литературе имеется ряд публикаций по ИИО в жидкофазном режиме алюмооксидной керамики (поликор) и исследованию ее структуры и прочностных характеристик [12,13], но отсутствуют публикации по обработке монокристаллического сапфира и исследованию его оптических свойств.

Данная работа направлена на исследование люминесценции и термической стабильности радиационно-индуцированных дефектов, образующихся в сапфире при воздействии мощных импульсных пучков ионов H^+ и C^+ . Сочетание ионной бомбардировки и температурного воздействия в зоне действия ионного пучка может создать условия для образования дефектных структур, отличающихся от тех, что образуются в сапфире при непрерывном ионном облучении.

Эксперимент

В качестве подложек использовались оптически прозрачные пластины монокристалла сапфира c -ориентации толщиной 2 mm (ОАО „Монокристалл“, г. Ставрополь). Содержание примесей Ti и Cr, являющихся наиболее оптически активными в сапфире, не превышало 0.5 ppm.

ИИО образцов проводилась на импульсном ускорителе ионов ТЕМП облучением двумя импульсами. Пучок ионов состоял на $\sim 80\%$ из углерода (C^+) и на $\sim 20\%$ из водорода (H^+). Максимальная энергия ионов в импульсе составляла $E_{\text{max}} = 300 \text{ keV}$, длительность импульса $\tau_p = 80 \text{ ns}$. Плотность энергии ионного пучка варьировала в диапазоне $W = 0.5\text{--}1.5 \text{ J/cm}^2$ путем изменения расстояния между образцом и фокусом пучка.

Оптическая плотность регистрировалась с использованием двухлучевого спектрофотометра Lambda 35 (Perkin-Elmer) в диапазоне от 190 до 850 nm. Коэффициент поглощения рассчитывался из спектров оптической плотности с использованием формулы

$$\alpha = 2.3 \frac{D}{l} \quad (1)$$

где D — оптическая плотность, l — толщина образца [14].

Фотолюминесценция (ФЛ) регистрировалась спектрометром LS-55 (Perkin-Elmer) при комнатной температуре. Возбуждение ФЛ осуществлялось ксеноновой лампой мощностью 150 W, работающей в импульсном режиме. Излучение света регистрировалось с помощью фотомножителя R928, спектральный диапазон которого

находится в пределах 200–900 nm с максимумом чувствительности при 400 nm.

Импульсная катодолюминесценция (ИКЛ) возбуждалась при комнатной температуре пучком электронов плотностью 60 A/cm^2 с энергией 130 keV и длительностью импульса 2 ns. В качестве источника электронов использовался импульсный ускоритель типа RADAN. Регистрация спектров ИКЛ осуществлялась в диапазоне от 350 до 750 nm со спектральным разрешением 2 nm.

Ступенчатый отжиг образцов для исследования термической стабильности дефектов проводился на воздухе при температурах от 723 до 1123 K в муфельной печи. Образцы выдерживались при заданной температуре в течение 10 min, после быстро охлаждались до комнатной температуры.

Результаты и обсуждение

Компьютерное моделирование процессов нагрева и плавления сапфира под действием ИИО проводилось путем решения одномерного уравнения диффузии тепла из области выделения энергии ионного пучка. Детальное описание методики моделирования приведено в работе [15] для случая нагрева германия при ИИО. При численном решении методом конечных разностей использовалась температурная зависимость теплопроводности сапфира вплоть до 600°C [16] и ее постоянное значение ($0.1 \text{ W/cm}\cdot\text{K}$) в области более высоких температур. При достижении точки плавления сапфира (2050°C) учитывалось поглощение теплового потока на границе раздела фаз кристалл-расплав с учетом скрытой теплоты плавления (1150 J/g). Плотность источников тепла (количество выделенной энергии в единицу времени в единице объема) определяется глубинами пробега ионов C^+ и H^+ , которые зависят от энергии ионов и изменяются в процессе облучения. Для сапфира распределение потерь энергии полагалось равномерным по глубине пробега ионов. Для ионов C^+ в сапфире глубина пробега $R_C(t) = 1.4 \cdot 10^{-10} E(t)$, а для ионов H^+ $R_H(t) = 5.7 \cdot 10^{-10} E(t)$ (R_C и R_H выражены в сантиметрах, а энергия $E(t)$ — в электрон-вольтах). Данные о глубине пробега ионов в сапфире при облучении пучком C^+ (80%) и H^+ (20%) были получены с использованием программного обеспечения SRIM. При достижении максимальной энергии ионов 300 keV глубина пробега ионов C^+ составляет 420 nm, а ионов H^+ — 1710 nm.

На рис. 1 приведены результаты расчета температуры на поверхности сапфира (a) и глубины расплава (b) в процессе воздействия ионного пучка с различной

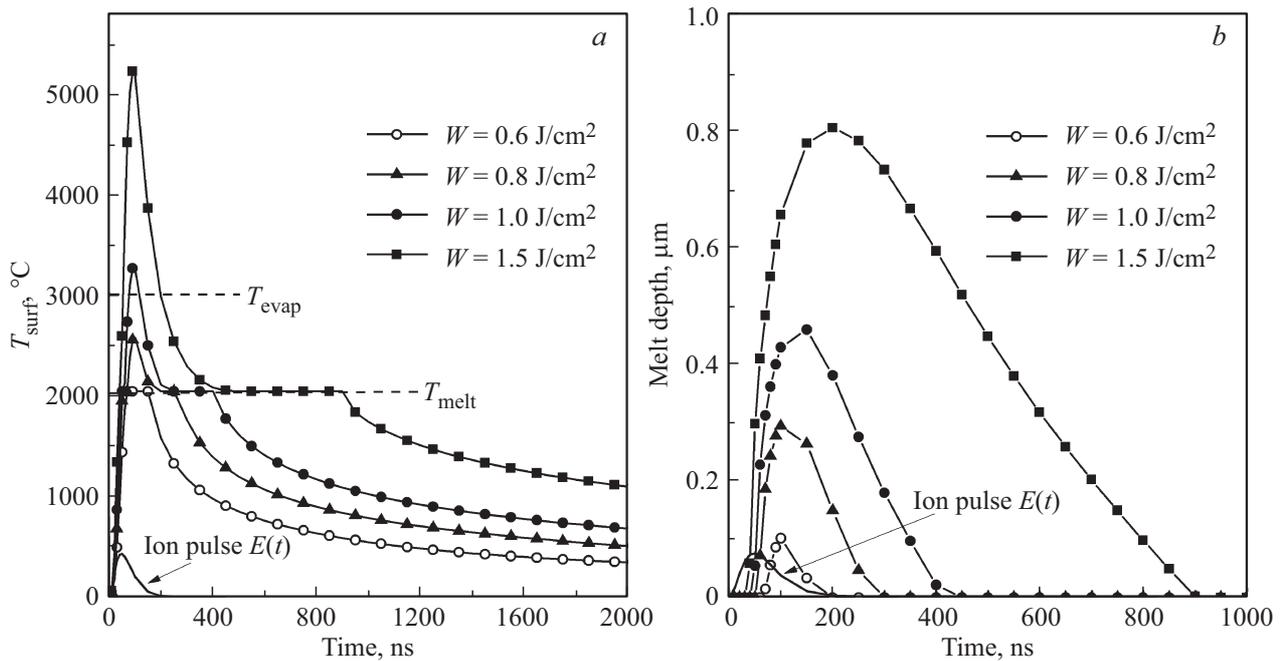


Рис. 1. Расчетная временная зависимость температуры на поверхности сапфира (a) и глубины расплава (b) при ИИО с различной плотностью энергии ионного импульса. Также приведена временная форма энергии ионов в импульсе $E(t)$ с максимальным значением 300 keV. Горизонтальные штриховые линии указывают на точки плавления и кипения сапфира.

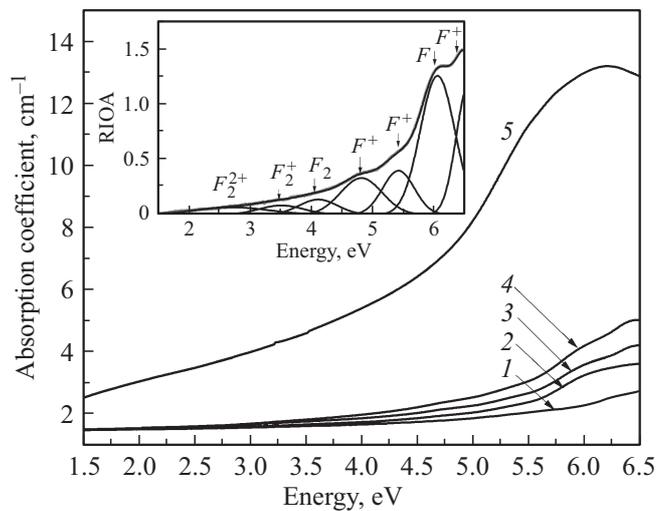


Рис. 2. Спектры ОП исходных образцов Al_2O_3 (1), и подвергнутых ИИО с $W = 0.5$ (2), 0.8 (3), 1.1 (4) и 1.5 J/cm^2 (5).

плотностью энергии импульса. Температура поверхности достигает точки плавления при $W = 0.6 \text{ J/cm}^2$, а точки кипения — при $W \sim 1.0 \text{ J/cm}^2$. В данных расчетах не учитывалось поглощение энергии при испарении сапфира. Поэтому приведенные результаты расчетов температуры поверхности для 1.5 J/cm^2 оказываются завышенными.

На рис. 2 представлены спектры оптического поглощения (ОП) исходных образцов и подвергнутых ИИО. В облученных ионами образцах ($W = 0.5\text{--}1.5 \text{ J/cm}^2$,

рис. 2, кривые 2–5) появляется полоса поглощения F-центров [5], что свидетельствует об интенсивной генерации данных центров в монокристаллах под действием ИИО. При этом с ростом плотности энергии пучка наблюдается рост коэффициента поглощения F-центров при 6 eV. Наибольший коэффициент поглощения наблюдается при максимально используемой плотности энергии $W = 1.5 \text{ J/cm}^2$ (рис. 2, кривая 5). Повышенный рост ОП в данном случае может быть обусловлен также некоторым помутнением образца в результате достижения точки кипения сапфира ($T_{\text{кип}} = 3000^\circ\text{C}$) согласно расчетам (рис. 1). На вставке рис. 2 приведено ионно-индуцированное оптическое поглощение (ИИОП) монокристалла сапфира. Оно было рассчитано путем вычитания из кривой оптического поглощения (4) образца, облученного пучком ионов с $W = 1.1 \text{ J/cm}^2$, кривой оптического поглощения (1) исходного образца. Разложение на гауссианы ИИОП показывает, что облучение импульсным ионным пучком вызывает (помимо образования в монокристалле сапфира F-центров) также генерацию F^+ -центров (полосы ОП 5.4 и 4.8 eV) и агрегатных F_2^- (4.1 eV), F_2^+ (3.5 eV) и F_2^{2+} -центров (2.7 eV).

Присутствие высокой концентрации F-центров в облученных ионами образцах подтверждается также результатами измерения ИКЛ (рис. 3). Экспериментальные данные показывают, что с ростом плотности энергии ионного пучка наблюдается увеличение интенсивности полосы ИКЛ при 3.0 eV, связанной с люминесценцией F-центров, что коррелирует с результатами измерения

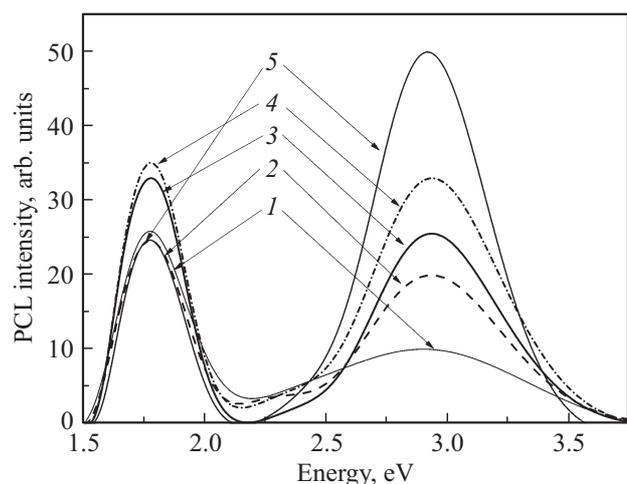


Рис. 3. Спектры ИКЛ исходных образцов Al_2O_3 (1) и подвергнутых ИИО с $W = 0.5$ (2), 0.8 (3), 1.1 (4) и 1.5 J/cm^2 (5).

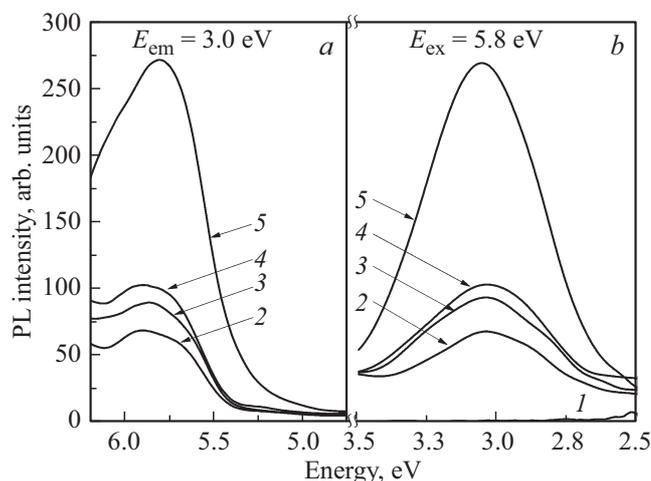


Рис. 4. Спектры возбуждения (a) и свечения (b) ФЛ F -центров: исходные образцы Al_2O_3 (1) и подвергнутые ИИО с плотностью энергии $W = 0.5$ (2), 0.8 (3), 1.1 (4) и 1.5 J/cm^2 (5).

ОП (рис. 2). Наблюдение полосы свечения F -центров в образцах, не подвергнутых ИИО (кривая 1), свидетельствует о присутствии в них некоторого количества F -центров, что может быть связано с особенностями выращивания кристаллов.

Следует отметить, что, кроме полосы свечения F -центров (3 eV), в спектрах ИКЛ всех образцов наблюдается свечение с максимумом при 1.8 eV. Интенсивность данного свечения незначительно варьируется от образца к образцу и не коррелирует с плотностью энергии ионного пучка. Согласно литературным данным [17], полоса ИКЛ при 1.8 eV может быть связана с примесью трехвалентного титана (Ti^{3+}), вероятно, внедрившегося в решетку сапфира в процессе выращивания кристаллов. Известно, что титан, даже при малых концентрациях, может существенным образом влиять на люминесцентные свойства $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ [18].

Спектры возбуждения и свечения ФЛ облученных образцов сапфира в полосе F -центров (3 eV) представлены на рис. 4. Наибольшая интенсивность свечения F -центров наблюдается при $W = 1.5 \text{ J/cm}^2$, что согласуется с результатами измерений ОП. Спектр возбуждения ФЛ в полосе свечения 3 eV содержит максимум при 5.8 eV, близкий к максимуму ОП F -центров (таблица), рис. 2.

Спектры возбуждения и свечения ФЛ образцов Al_2O_3 в полосе F^+ -центров (3.8 eV) представлены на рис. 5. Спектр возбуждения указанных центров содержит две полосы при 5.2 и 4.7 eV, что согласуется с литературными данными (таблица). Наиболее интенсивная полоса люминесценции F^+ -центров (3.8 eV) соответствует образцу, облученному ионным пучком с $W = 1.1 \text{ J/cm}^2$ (кривая 4). При повышении W до 1.5 J/cm^2 интенсивность ФЛ F^+ -центров существенно падает, что может свидетельствовать об образовании более сложных центров, содержащих кислородные вакансии, в частности агрегатных центров F -типа.

Согласно результатам измерения ОП, в образцах сапфира, подвергнутых ИИО, наряду с одиночными F - и F^+ -центрами, образуются и их агрегаты. Спектры ФЛ F_2 -центров были измерены при возбуждении в полосе их оптического поглощения 4.1 eV (таблица). В облученных ионами образцах наблюдается ФЛ при 2.5 eV (рис. 6), что подтверждает образование в Al_2O_3 агрегатных F_2 -центров [14]. При этом можно отметить немонотонную зависимость интенсивности свечения в данной полосе от плотности энергии ионного пучка. Максимум интенсивности ФЛ регистрировался при $W = 1.1 \text{ J/cm}^2$. Подобная немонотонная зависимость ФЛ при 2.4 eV агрегатных центров F_2 -типа от флюенса наблюдалась в нанокристаллическом оксиде алюминия, облученном ионами Au^{9+} (120 MeV) [19]. Рост ФЛ при 2.4 eV наблюдался при увеличении флюенса ионов до $1 \cdot 10^{12} \text{ ions/cm}^2$, а

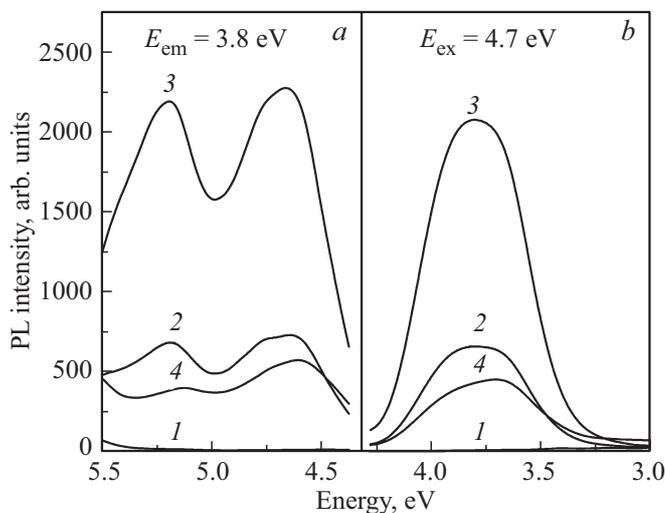


Рис. 5. Спектры возбуждения (a) и свечения (b) ФЛ F^+ -центров: исходные образцы Al_2O_3 (1) и подвергнутые ИИО с плотностью энергии $W = 0.5$ (2), 0.8 (3) и 1.5 J/cm^2 (4).

при дальнейшем увеличении флюенса ионов переходил в стадию насыщения и снижения интенсивности ФЛ. Такое поведение авторы [19] связали с аннигиляцией дефектов, ответственных за ФЛ при 2.4 eV, и появлением новых дефектных образований. Подобные процессы могут протекать и в нашем случае, а падение ФЛ F_2 -центров при плотности энергии ионного пучка 1.5 J/cm^2 , вероятно, связано с преобразованием указанного центра или изменением его зарядового состояния.

Разложение на функции Гаусса спектров ФЛ образцов, подвергнутых ИИО, показало, что дополнительная полоса свечения при 2.85 eV (возбуждение при 4.1 eV) неизвестной природы присутствует в спектрах (рис. 6). Ее интенсивность максимальна для наименьшей плотности энергии ($W = 0.5 \text{ J/cm}^2$, кривая 2) и уменьшается с ростом W ионного пучка (рис. 6).

Спектр возбуждения ФЛ в полосе свечения 2.85 eV содержит полосу 4.3 eV (рис. 7). Установление взаимосвязи данной полосы с конкретным типом дефектов в кристаллах сапфира требует дополнительных исследований. Ранее авторами [10] в спектрах ионolumинесценции сапфира были обнаружены полосы свечения при 430 и 450 nm (2.88 и 2.75 eV) неизвестной природы. Есть точка зрения, что свечение при 435 nm (2.85 eV) в кристаллах сапфира связано с изолированными ионами Ti^{4+} [20]. Близкая полоса свечения при 430 nm, наблюдаемая в $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Ti}$, была идентифицирована как результат переноса заряда с участием иона Ti^{4+} [21]. Возможно, что ионы титана в исследуемых нами кристаллах, обнаруживаемые методом ИКЛ (рис. 3), и кислородные вакансии формируют более сложные дефекты (вакансионно-примесные комплексы), ответственные за полосу ФЛ при 435 nm. В работе [22] поглощение при 4.3 eV и соответствующий пик люминесценции при 2.8 eV были отнесены к F_2^{2+} -центрам. В то же время ряд работ, посвященных изучению агрегатных центров

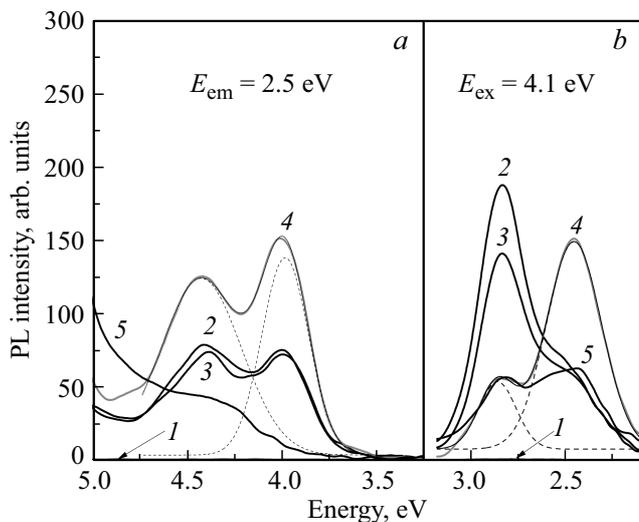


Рис. 6. Спектры возбуждения (a) и свечения (b) ФЛ F_2 -центров: исходные образцы Al_2O_3 (1) и подвергнутые ИИО с плотностью энергии $W = 0.5$ (2), 0.8 (3), 1.1 (4) и 1.5 J/cm^2 (5).

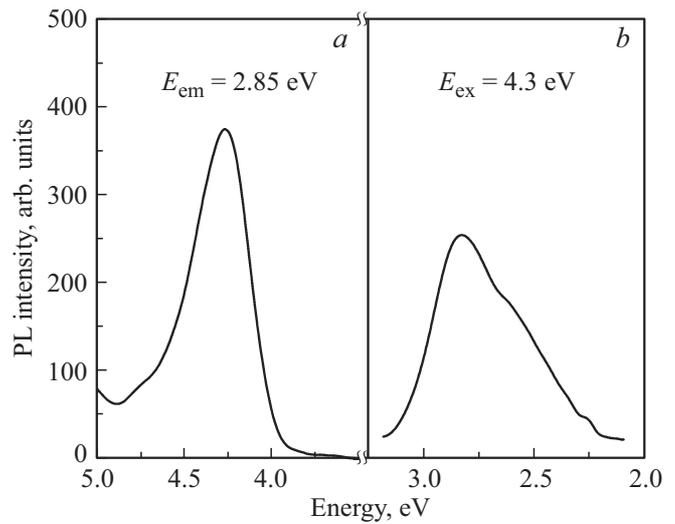


Рис. 7. Спектры возбуждения (a) и свечения (b) ФЛ не идентифицированного центра в Al_2O_3 после ИИО с плотностью энергии $W = 1.1 \text{ J/cm}^2$.

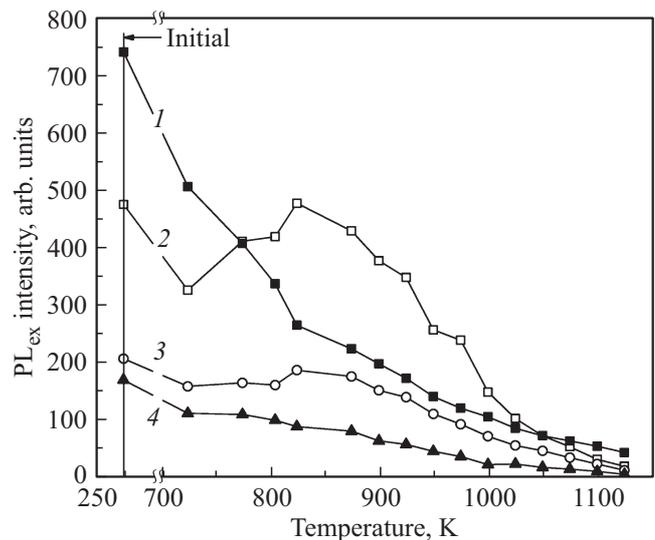


Рис. 8. Зависимость интенсивности возбуждения ФЛ от температуры отжига монокристалла Al_2O_3 : (1) 4.7 eV (F^+ -центры), (2) 5.8 eV (F -центры), (3) 4.1 eV (F_2 -центры), (4) 4.3 eV (не идентифицированный центр).

в оксиде алюминия, показывают, что пик поглощения и люминесценции F_2^{2+} -центров располагается на 2.7 и 2.2 eV соответственно [10].

Известно, что непрерывное ионное облучение может приводить к аморфизации поверхностного слоя кристаллов, что в свою очередь влияет на процессы дефектообразования [23]. В данной работе осуществлялось импульсное облучение (80 ns), поэтому эффекты аморфизации поверхности сапфира не учитывались. Ранее было показано, что облучение наносекундным ионным пучком пленок кремния и германия не приводит к их аморфизации, а напротив, сопровождается процессами

кристаллизации пленок [15]. Ко всему прочему стоит отметить, что аморфизация сапфира не влияет на люминесценцию собственных дефектов F -типа, положение полос люминесценции в кристаллическом и аморфном Al_2O_3 совпадают [24].

Как уже упоминалось ранее, радиационно-индуцированные дефекты в Al_2O_3 оказывают влияние на его функциональные свойства. Для того чтобы вернуть монокристалл Al_2O_3 в исходное состояние, обычно проводят термическую обработку, способствующую постепенному разрушению радиационно-индуцированных дефектов [25]. Нами была исследована термическая стабильность дефектов, образованных в Al_2O_3 при ИИО. Проведены измерения ФЛ в полосах свечения и возбуждения F , F^+ , F_2 -центров в монокристаллах, предварительно облученных ионным пучком с плотностью энергии $1.1 J/cm^2$ и последовательно отожженных при температурах от 723 до 1123 К. На рис. 8 представлены зависимости интенсивности полос возбуждения ФЛ вышеуказанных центров от температуры отжига образцов. Поведение полос свечения ФЛ полностью повторяет зависимости для спектров возбуждения. Полоса возбуждения F^+ -центров монотонно падает с увеличением температуры в исследуемом диапазоне (кривая 1 на рис. 8). В то же время интенсивность ФЛ F -центров с ростом температуры ступенчатого отжига уменьшается в диапазоне до 700 К и имеет небольшой подъем при температурах от 723 до 823 К, далее наблюдается падение ФЛ до 1123 К. Небольшой рост интенсивности ФЛ F -центров (рис. 8) при температурах 700–820 К может быть объяснен высвобождением электронов из глубокой ловушки в указанном температурном диапазоне и их захватом F^+ -центрами с образованием F -центров [26]. Известно, что в указанном диапазоне температур в анион-дефектном $\alpha-Al_2O_3$ наблюдается ТЛ, связанная с опустошением глубоких ловушек [27].

Термическая стабильность радиационно-индуцированных дефектов в оксиде алюминия была исследована рядом авторов после облучения нейтронами [28,29,14,30], протонами [31] и ионами [32]. В работе [25], а затем [28] было показано, что дефекты, образуемые в Al_2O_3 при радиационном окрашивании, менее термически стабильны в отличие от дефектов, формирующихся при термохимическом методе окрашивания. В нейтронно-облученных образцах (энергия нейтронов 2 MeV) интенсивность полосы оптического поглощения радиационно-наведенных F -центров уменьшается при отжиге в интервале температур 473–973 К и практически полностью исчезает при 1023 К, в то время как F -центры в термохимически окрашенном сапфире стабильны до 1473 К. Полученные нами экспериментальные результаты показали, что падение интенсивности свечения ФЛ F^+ -центров в два раза наблюдается при ≈ 800 К. Ранее в [30] было показано, что в нейтронно-облученном сапфире интенсивность полосы оптического поглощения F^+ -центров начинает уменьшаться при температурах выше 600 К, и падает вдвое после отжига

при 460°C (733 К), что в целом согласуется с нашими результатами.

Зависимости интенсивности полосы возбуждения ФЛ F_2 -центров (4.1 eV) и полосы 4.3 eV, соответствующей не идентифицированному центру, от температуры отжига также представлены на рис. 8. Интенсивность возбуждения ФЛ данных центров падает с увеличением температуры отжига в интервале температур 700–1100 К. Небольшое отклонение от монотонности наблюдается для полосы возбуждения ФЛ F_2 -центров в области 800–900 К. Таким образом, стабильность радиационно-индуцированных дефектов в оксиде алюминия, образуемых под воздействием импульсного ионного пучка с плотностью энергии $1.1 J/cm^2$, сравнима с известными результатами термической стабильности дефектов в нейтронно-облученных образцах.

Заключение

Таким образом, результаты настоящей работы показывают, что облучение монокристалла сапфира мощным пучком ионов C^+/H^+ с энергией 300 keV, сопровождающееся плавлением приповерхностной области сапфира, приводит к интенсивной генерации в нем центров F -типа, что подтверждают результаты исследования спектров ОП, ИКЛ и ФЛ. При этом наряду с одиночными F - и F^+ -центрами наблюдается образование более сложных дефектов: агрегатных центров F_2 -типа или вакансионно-примесных комплексов. Присутствие последних является возможной причиной появления в спектрах ФЛ облученных ионами образцов новой полосы свечения при 2.85 eV (максимум возбуждения при 4.3 eV). Выяснение природы центра, ответственного за люминесценцию при 2.85 eV, требует более детальных исследований. Стабильность радиационно-индуцированных дефектов F -типа в оксиде алюминия, образуемых при воздействии импульсным ионным пучком, по данным измерения ФЛ сравнима с термической стабильностью указанных дефектов в нейтронно-облученных образцах.

Благодарности

Выражаем благодарность научной лаборатории ФТИ УрФУ „Физика функциональных материалов углеродной микро- и оптоэлектроники“ за предоставление оборудования для измерения ФЛ и ОП.

Финансирование работы

Компьютерное моделирование импульсного нагрева сапфира и эксперименты по его ионному облучению проведены в КФТИ в рамках Государственного задания. Работа выполнена при поддержке инициативного научного проекта № 16.5186.2017/8.9 Минобрнауки РФ.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Dobrovinskaya E.R., Lytvynov L.A., Pishchik V. Sapphire: Material, Manufacturing, Applications. Springer Science & Business Media, 2009.
- [2] Evans B.D. // J. Nuclear Materials. 1995. V. 219. P. 202–223. doi 10.1016/0022-3115(94)00529-X
- [3] Lee K.H., Crawford Jr J.H. // Phys. Rev. B. 1979. V. 19. N 6. P. 3217. doi 10.1103/PhysRevB.19.3217
- [4] Evans B.D., Stapelbroek M. // Phys. Rev. B. 1978. V. 18. N 12. P. 7089. doi 10.1103/PhysRevB.18.7089
- [5] Evans B.D., Pogatshnik G.J., Chen Y. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 1994. V. 91. N 1–4. P. 258–262. doi 10.1016/0168-583X(94)96227-8
- [6] Ito M., Fujiwara A., Uchino T. // J. Phys. Chem. C. 2009. V. 113. N 49. P. 20949–20957. doi 10.1021/jp908417m
- [7] Song Y. et al. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2007. V. 254. N 2. P. 268–272. doi 10.1016/j.nimb.2006.11.058
- [8] Tanabe T., Fujiwara M., Miyazaki K. // J. Nuclear Materials. 1996. V. 233. P. 1344–1348. doi 10.1016/S0022-3115(96)00250-4
- [9] Al Ghamdi A., Townsend P.D. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 1990. V. 46. N 1–4. P. 133–136. doi 10.1016/0168-583X(90)90684-M
- [10] Toshima R. et al. // J. Nuclear Science and Technology. 2002. T. 39. N 1. C. 15–18. doi 10.1080/18811248.2002.9715152
- [11] Remnev G.E. et al. // Surface and Coatings Technology. 1997. V. 96. N 1. P. 103–109.
- [12] Романов И.Г., Царева И.Н. // Письма в ЖТФ. 2001. Т. 27. № 16. С. 65–70. doi 10.1016/S0257-8972(97)00116-3
- [13] Ghyngazov S. et al. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2018. V. 434. P. 120–123. doi 10.1016/j.nimb.2018.08.037
- [14] Izerrouken M., Benyahia T. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2010. V. 268. N 19. P. 2987–2990. doi 10.1016/j.nimb.2010.05.024
- [15] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. и др. // Микроэлектроника. 2018. Т. 47. № 5. С. 74–82.
- [16] Электронный ресурс. Режим доступа: https://global.kyocera.com/prdct/fc/product/pdf/s_c_sapphire.pdf
- [17] Chapoulie R. et al. // Phys. Stat. Sol. (a). 1999. V. 171. N 2. P. 613–621. doi 10.1002/(SICI)1521-396X(199902)171:2<613::AID-PSSA613>3.0.CO;2-%23
- [18] Page P.S. et al. // J. Lumin. 2010. V. 130. N 5. P. 882–887. doi 10.1016/j.jlumin.2009.12.029
- [19] Nagabhushana K.R. et al. // J. Lumin. 2011. V. 131. N 4. P. 764–767. doi 10.1016/j.jlumin.2010.11.034
- [20] Molnar G. et al. // Radiation Measurements. 2001. V. 33. N 5. P. 663–667. doi 10.1016/S1350-4487(01)00080-4
- [21] Blasse G., Verweij J.W.M. // Materials Chemistry and Physics. 1990. V. 26. N 2. P. 131–137. doi 10.1016/0254-0584(90)90033-7
- [22] Solov'ev S.V., Milman I.I., Syurdo A.I. // Phys. Solid State. 2012. V. 54. N 4. P. 726–734. doi 10.1134/S106378341
- [23] Furuno S. et al. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 1997. V. 127. P. 181–185.
- [24] Perevalov T.V. et al. // J. Appl. Phys. 2010. V. 108. N 1. P. 013501.
- [25] Lee K.H., Crawford Jr J.H. // Appl. Phys. Lett. 1978. V. 33. N 4. P. 273–275. doi 10.1063/1.90362
- [26] Yukihara E.G. et al. // Radiation Measurements. 2003. V. 37. N 6. P. 627–638. doi 10.1016/S1350-4487(03)00077-5
- [27] Nikiforov S.V. et al. // Radiation Measurements. 2014. V. 71. P. 74–77. doi 10.1016/j.radmeas.2014.02.010
- [28] Ramirez R. et al. // J. Appl. Phys. 2007. V. 101. N 12. P. 123520. doi 10.1063/1.2748729
- [29] Vila R. et al. // Solid State Commun. 1991. V. 79. N 4. P. 295–297. doi 10.1016/0038-1098(91)90549-B
- [30] Atobe K., Nishimoto N., Nakagawa M. // Phys. Stat. Sol. (a). 1985. V. 89. N 1. P. 155–162. doi 10.1002/pssa.2210890115
- [31] Draeger B.G., Summers G.P. // Phys. Rev. B. 1979. V. 19. N 2. P. 1172. doi 10.1103/PhysRevB.19.1172
- [32] Popov A.I. et al. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. 2018. V. 433. P. 93–97. doi 10.1016/j.nimb.2018.07.036