

Селективное излучение и люминесценция Er_2O_3 при интенсивном лазерном возбуждении

В.М.Марченко, Л.Д.Исхакова, М.И.Студеникин

Исследована микроструктура синтезированных лазерно-термическим методом поликристаллов Er_2O_3 . Обнаружен синтез слоев силиката эрбия Er_2SiO_5 при взаимодействии расплавов Er_2O_3 и SiO_2 . Проведены спектроскопические исследования зависимости селективного излучения (СИ) и люминесценции поликристаллов Er_2O_3 в области 200–1700 нм от интенсивности лазерно-термического (на длине волны $\lambda = 10.6$ мкм) и резонансного лазерного ($\lambda \approx 975$ нм) возбуждений. Излучение нагретых поликристаллов Er_2O_3 возникает в результате многофононной релаксации поглощенной энергии и представляется суперпозицией СИ на электронно-колебательных переходах ионов Er^{3+} и теплового излучения кристаллической решетки. Форма спектров СИ в области 400–1700 нм при лазерно-термическом нагреве от 300 до 1500 К и последующем охлаждении поликристаллов Er_2O_3 практически не изменяется и соответствует спектрам поглощения ионов Er^{3+} . С увеличением температуры интенсивность теплового излучения растет быстрее, чем СИ, и форма спектра Er_2O_3 приближается к расчетному спектру абсолютно черного тела. Спектры антистоксовой люминесценции ионов Er^{3+} при интенсивном лазерном возбуждении уровня $^4I_{11/2}$ объясняются появлением дополнительного СИ вследствие нагрева кристаллической матрицы из-за стоксовых потерь. Различие спектров СИ и люминесценции наблюдается при малой интенсивности резонансного лазерного возбуждения и низких температурах, когда происходит только стоксова люминесценция. Температурные зависимости спектров СИ и люминесценции поликристаллов Er_2O_3 от интенсивности лазерного возбуждения свидетельствуют о фундаментальной роли взаимодействия электронной f-оболочки ионов Er^{3+} с собственными колебаниями кристаллической решетки в процессах многофононной излучательной и безызлучательной релаксации. Лазерно-термический синтез перспективен для оперативного варьирования химического состава редкоземельных образцов.

Ключевые слова: Er_2O_3 , лазерно-термический синтез, микроструктура, лазерная спектроскопия, селективное излучение, люминесценция, квантовая электроника, микроэлектроника, термофотovoltaика, гиперзвуковая аэродинамика.

1. Оксид эрбия Er_2O_3 применяется в опто- и микроэлектронике [1–6], термофотovoltaических электрогенераторах [7–10], атомных реакторах [11–13], гиперзвуковой аэродинамике [14]. Спектры люминесценции Er_2O_3 соответствуют переходам между энергетическими состояниями экранированной электронной оболочки $4f^{11}$ ионов Er^{3+} [1, 15, 16]. При повышении температуры происходит тушение люминесценции Er^{3+} вследствие многофононной безызлучательной релаксации [3, 4]. Фундаментальный интерес представляет исследование природы теплового излучения Er_2O_3 [9, 17–19]. Нагрев Er_2O_3 выше 900 К вызывает интенсивное селективное излучение (СИ) в области 400–1700 нм, спектральные полосы которого соответствуют переходам между электронными состояниями ионов Er^{3+} . При $T = 1540$ – 1873 К спектральная излучательная способность полос $J_{\text{se}}(\lambda, T) = I_{\text{se}}(\lambda, T)/I_{\text{bb}}(\lambda, T) \leq 0.6$ ($I_{\text{se}}(\lambda, T)$ и $I_{\text{bb}}(\lambda, T)$ – интенсивности СИ и теплового излучения (ТИ) абсолютно чёрного тела) выше, чем у педесатала – сплошного спектра кристаллической решетки [20].

Лазерный синтез тугоплавких оксидов используется для изготовления моно- и поликристаллических образцов,

а также для их микроструктурных, спектрально-энергетических и теплофизических исследований [21–25]. В работе [26] изучены микроструктура и трансформация спектров люминесценции и СИ поликристаллов Yb_2O_3 при резонансном лазерном и лазерно-термическом возбуждении.

В настоящей работе сообщаются результаты экспериментальных исследований микроструктуры образцов Er_2O_3 и трансформации спектров СИ в области 400–1700 нм при лазерном нагреве кристаллической решетки на длине волны $\lambda = 10.6$ мкм вплоть до температуры плавления $T_m = 2691$ К в сравнении со спектрами отражения и люминесценции при интенсивном лазерном возбуждении переходов $^4I_{11/2} \leftarrow ^4I_{15/2}$ ионов Er^{3+} на $\lambda \approx 975$ нм.

2. Образцы Er_2O_3 были синтезированы методом плавления порошков сверхвысокой чистоты «Ит60-1» (дисперсность 1–50 мкм) на кремниевой подложке непрерывным излучением CO_2 -лазера ИЛГН-709 мощностью $P_{\text{las}} < 100$ Вт на длине волны $\lambda = 10.6$ мкм при $T \geq T_m$. Формообразование происходило под действием сил поверхностного натяжения при многократном оплавлении и перекристаллизации расплава в воздухе.

Исследование микроструктуры и энергодисперсионный микроскопический анализ элементного состава синтезированных образцов проведены на электронном микроскопе JSM-5910LV с аналитической системой INCA ENERGY. Рентгенофазовый анализ образцов выполнен на дифрактометрах ДРОН-4-13 и D8 DISCOVER с GADDS (CuK_α -излучение), на котором были получены рентгенограммы неразрушенных оплавленных образцов.

В.М.Марченко, М.И.Студеникин. Институт общей физики им. А.М.Прохорова РАН, Россия, 119991 Москва, ул. Вавилова, 38; e-mail: vmarch@kapella.gpi.ru, mstud-iof@yandex.ru
Л.Д.Исхакова. Научный центр волоконной оптики РАН, Россия, 119333 Москва, ул. Вавилова, 38; e-mail: ldisk@fo.gpi.ru

Поступила в редакцию 18 февраля 2013 г.

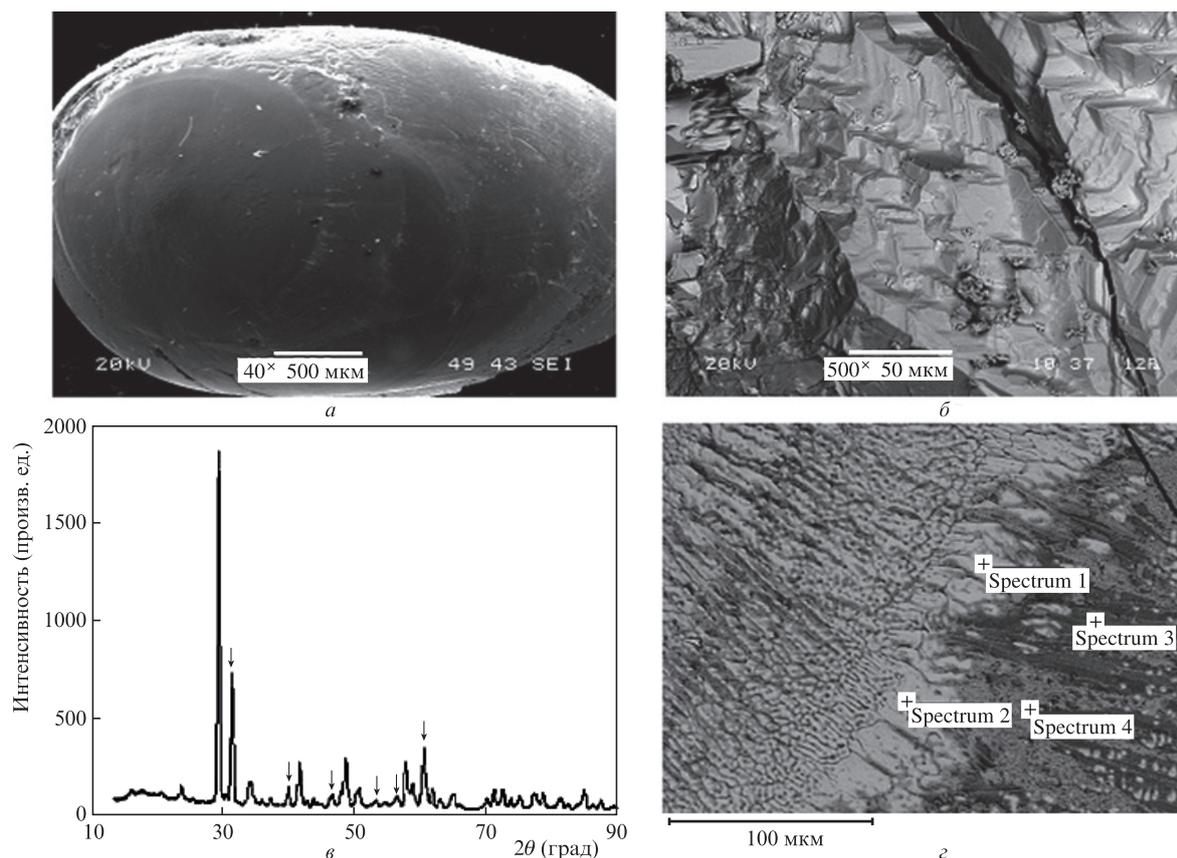


Рис.1. Микрофотографии синтезированного лазерно-термическим методом поликристалла Er_2O_3 (а), ступенек роста микрокристаллов Er_2O_3 (б), рентгенограмма образца Er_2O_3 с примесью гексагональной модификации (в), рефлексы которой помечены стрелками, а также границы раздела между фазами Er_2O_3 (Spectrum 1 и 2) и Er_2SiO_5 (Spectrum 3 и 4) (г).

Форма (рис.1,а), а также химический и фазовый состав выращенных образцов Er_2O_3 зависели от условий синтеза. На оплавленных лазерным излучением фрагментах поверхности видны упорядоченные ступеньки роста с характерным размером 5–40 мкм (рис.1,б), которые свидетельствуют о микрокристаллической структуре синтезированных лазерно-термическим методом образцов Er_2O_3 . Большая часть образцов имела однофазную кубическую модификацию Er_2O_3 (пространственная группа Ia-3, $Z = 16$) с уточнённым по рентгенограмме образца параметром элементарной ячейки $a = 10.5637(7)$ Å. Оплавленные поликристаллы Er_2O_3 малодфектны (угловая ширина на половине высоты для рефлекса (222) равна 0.16°). Сопоставление рентгенограмм неразрушенных и растёртых в порошок образцов позволяет сделать вывод, что поликристаллы имеют преимущественную текстуру (110). В некоторых образцах наряду с устойчивой кубической была обнаружена и гексагональная модификация (рис.1,в), которая появляется в результате фазового превращения при $T = 2593$ К [27].

Исследование элементного и фазового состава на границе сплава оксида эрбия и кварца свидетельствует об образовании силиката эрбия Er_2SiO_5 в химической реакции при лазерно-термическом взаимодействии. По микрофотографии (рис.1,г), снятой в режиме Z-контраста, и по данным микрозондового анализа можно заключить, что в светлых участках (обозначены на рис.1 как Spectrum 1 и 2) произошла кристаллизация Er_2O_3 без примеси силиката, а в более тёмных участках (Spectrum 3 и 4) среднее атомное соотношение $\text{Er}:\text{Si}:\text{O} = 25.02:12.45:62.48$, что соответствует стехиометрии силиката Er_2SiO_5 . Наличие

фазы Er_2SiO_5 подтверждается также данными рентгенофазового анализа.

3. Температурная зависимость пространственного распределения интенсивности излучения поликристаллических образцов Er_2O_3 в видимой области спектра при лазерно-термическом возбуждении исследовалась экспериментально фотовидеокамерой Sony DSC-HX7V. Приплавленные к торцу кварцевого стержня диаметром 3 мм образцы Er_2O_3 нагревались в течение 30 с импульсно-периодическим (0.66/20 мс) излучением CO_2 -лазера со средней мощностью излучения ~ 2 Вт. Интенсивность излучения на поверхности образцов варьировалась перемещением линзы из NaCl с фокусным расстоянием 40 см вдоль оптической оси CO_2 -лазера. Измеренная пирометром «Питон-104» температура поверхности поликристалла Er_2O_3 с коэффициентом теплового излучения 0.4 на $\lambda = 1$ мкм [20] не превышала 1400 К. На рис.2 показана выборка видеок кадров (интервал 5 с) трансформации распределения интенсивности СИ на образце после ступенчатого включения лазерного излучения. Нагрев образца поглощённым излучением в области лазерного пятна диаметром меньше 1 мм сопровождается увеличением площади, интенсивности и изменением цвета светящейся поверхности – красного, жёлтого, а затем белого. В глубине под торцевой поверхностью нагрев происходит до более низкой температуры вследствие малой теплопроводности. Свечение поликристалла Er_2O_3 после перекрытия лазерного пучка прекращается примерно через секунду.

4. Спектры отражения и излучения Er_2O_3 в областях 300–1100 и 1100–1700 нм регистрировались дифракционными спектрометрами AvaSpec-2048 и NIR128-1.7-RS232

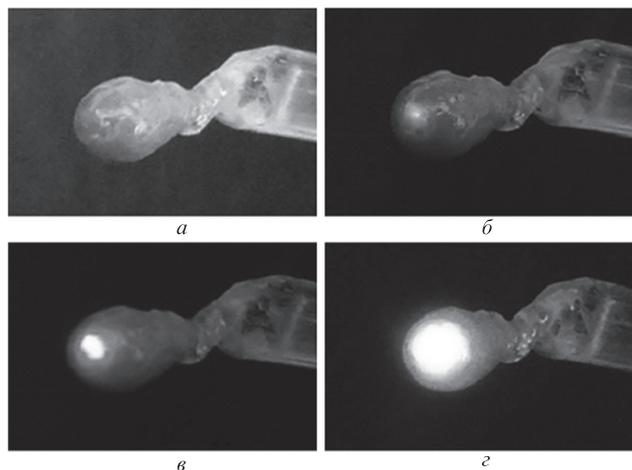


Рис.2. Трансформация распределения интенсивности излучения поликристаллических образцов Er_2O_3 на кварцевом стержне диаметром 3 мм (*a*) в видимой области спектра через 3–5 с после включения CO_2 -лазера с мощностью излучения ~ 2 Вт (*b–z*).

с волоконно-оптическими входами. На рис.3*a,b* представлены спектры отражения синтезированных лазерно-термическим методом поликристаллов Er_2O_3 (полосы поглощения в видимой и ближней ИК областях спектра обозначены соответствующими терминами возбужденных электронных состояний ионов Er^{3+}).

Спектры излучения поликристаллов Er_2O_3 в области 400–1700 нм исследовались при ступенчатом включении (рис.3,*z*) и выключении (вставка на рис.3,*z*) импульсно-периодического излучения CO_2 -лазера со средней мощностью ~ 2 Вт. Цифрами обозначены моменты времени регистрации спектров.

Спектры СИ поликристаллов Er_2O_3 в диапазоне 1100–1700 нм на рис.3,*z* представляют собой полосы в области переходов ${}^4\text{I}_{13/2} \rightarrow {}^4\text{I}_{15/2}$ с максимумами на $\lambda \approx 1475, 1545$ и 1640 нм, которые соответствуют спектрам поглощения на рис.3,*б*. Форма спектров практически не изменяется при увеличении интенсивности лазерного излучения в ~ 250 раз и подобна спектрам люминесценции примесных оксидов $\text{SiO}_2:\text{Er}^{3+}$ и $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Er}^{3+}$ [1, 22]. Интенсивность полос СИ на порядок превышает интенсивность равновесного ТИ кристаллической решетки (пьедестала).

Зависимость спектров СИ поликристаллов Er_2O_3 в области 400–1100 нм от времени лазерно-термического нагрева исследовалась спектрометром AvaSpec-2048 аналогичным методом. Спектры регистрировались при ступенчатом включении и выключении излучения CO_2 -лазера. Коррекция чувствительности спектрометра проводилась по спектру ТИ эталонной вольфрамовой лампы. Зарегистрированные спектры СИ (рис.3,*z*) представляют собой широкие слабо структурированные полосы на переходах ${}^4\text{F}_{9/2}, {}^4\text{I}_{9/2}, {}^4\text{I}_{11/2} \rightarrow {}^4\text{I}_{15/2}$, соответствующих спектрам поглощения Er^{3+} в поликристаллах Er_2O_3 . По спектрам СИ можно заключить, что изменение красного цвета мишени на жёлтый при варьировании интенсивности лазерного излучения определяется смещением интенсивностей спектральных полос на $\lambda = 660$ и 530 нм. Согласно [20] селективность спектров сохраняется до 1873 К.

Спектры люминесценции поликристаллов Er_2O_3 в области 1100–1700 нм (рис.3,*e*) исследовались при резонансном возбуждении уровня ${}^4\text{I}_{11/2}$ ионов Er^{3+} непрерывным излучением линейки диодных лазеров мощностью $P_{\text{las}} < 20$ Вт на $\lambda \approx 975$ нм через волоконный световод с

диаметром сердцевинки 400 мкм. Мощность излучения варьировалась электрическим током линейки. На рис.3,*e* представлены спектры люминесценции ионов Er^{3+} в поликристаллах Er_2O_3 на переходах ${}^4\text{I}_{13/2} \rightarrow {}^4\text{I}_{15/2}$ при различных интенсивностях резонансного лазерного возбуждения I_{las} переходов ${}^4\text{I}_{11/2} \leftarrow {}^4\text{I}_{15/2}$ на $\lambda \approx 975$ нм. Формы полос СИ и люминесценции поликристалла Er_2O_3 практически совпадают во всём диапазоне интенсивностей возбуждения. Исключением является пик люминесценции при $\lambda = 1570$ нм и $I_{\text{las}} \leq 2000$ Вт/см². При увеличении мощности возбуждения P_{las} в ~ 40 раз интенсивность максимума люминесценции на $\lambda \approx 1550$ нм увеличивается в ~ 230 раз (рис.3,*e*) и интерполируется формулой $I_{\text{max}} = 212\text{exp}(P_{\text{las}}/0.97) + 76$. Нелинейный рост интенсивности в этой области спектра люминесценции связан, по-видимому, с дополнительным тепловым многофононным возбуждением уровня ${}^4\text{I}_{13/2}$ при увеличении температуры.

Спектры люминесценции в поликристаллах Er_2O_3 в области 400–1100 нм исследовались при аналогичном возбуждении уровня ${}^4\text{I}_{11/2}$ ионов Er^{3+} той же линейкой диодных лазеров. На рис.3,*d* показаны спектры возбуждающего излучения (*I*) и люминесценции поликристалла Er_2O_3 (2–6) при различных интенсивностях лазерного излучения. В спектрах вырезан пик резонансной линии люминесценции на $\lambda = 975$ нм для демонстрации компонент меньшей интенсивности. При интенсивности лазерного возбуждения $I_{\text{las}} \leq 8$ кВт/см² в спектрах наблюдаются только стоковые (рис.3,*d*, кривые 2 и 3) по отношению к спектру возбуждения (рис.3,*d*, кривая *I*) компоненты люминесценции переходов ${}^4\text{I}_{11/2} \rightarrow {}^4\text{I}_{15/2}$. При увеличении интенсивности возбуждения в спектрах появляются также антистоковые полосы, соответствующие СИ на электронно-колебательных переходах ионов Er^{3+} ${}^4\text{I}_{9/2} \rightarrow {}^4\text{I}_{15/2}$, ${}^4\text{F}_{9/2} \rightarrow {}^4\text{I}_{15/2}$ и ${}^2\text{H}_{11/2}, {}^4\text{S}_{3/2} \rightarrow {}^4\text{I}_{15/2}$ (рис.3,*d*, кривые 4 и 5), вследствие повышения температуры образцов. Дальнейшее увеличение интенсивности сопровождается уменьшением интенсивности этих переходов относительно пьедестала ТИ кристаллической решетки.

Сравним экспериментальные спектры СИ поликристаллов Er_2O_3 при низких и высоких температурах. Спектры СИ поликристаллов Er_2O_3 в области 300–1100 нм (рис.4,*a*) получены в экспериментах с предельно высокой чувствительностью спектрометра AvaSpec-2048 без коррекции спектральной чувствительности. При малом реверсивном варьировании интенсивности лазерно-термического возбуждения с частотой больше 1 Гц сдвинутые для наглядности по оси ординат спектры Er^{3+} появляются как «вспышки» люминесценции над уровнем шумов с неизменной формой электронно-колебательных полос СИ.

При температурах поверхности образцов выше 1500 К селективность спектров сглаживается из-за увеличения излучательной способности сплошного спектра кристаллической решётки [20] и лазерное пятно становится белым. Форма экспериментального нормированного спектра лазерного расплава Er_2O_3 (рис.4,*б*, кривая *I*) близка к расчётному спектру ТИ абсолютно чёрного тела (рис.4,*б*, кривая 2) при $T = T_m$. Минимумы спектра лазерного расплава соответствуют полосам поглощения Er_2O_3 на рис.3,*a* и объясняются самопоглощением излучения ионов Er^{3+} в более холодных зонах образца.

5. Экспериментально установлено, что синтезированные лазерно-термическим методом образцы Er_2O_3 имеют плотную кубическую микрокристаллическую структуру с постоянной решётки $a = 10.5637(7)$ Å. Появление фраг-

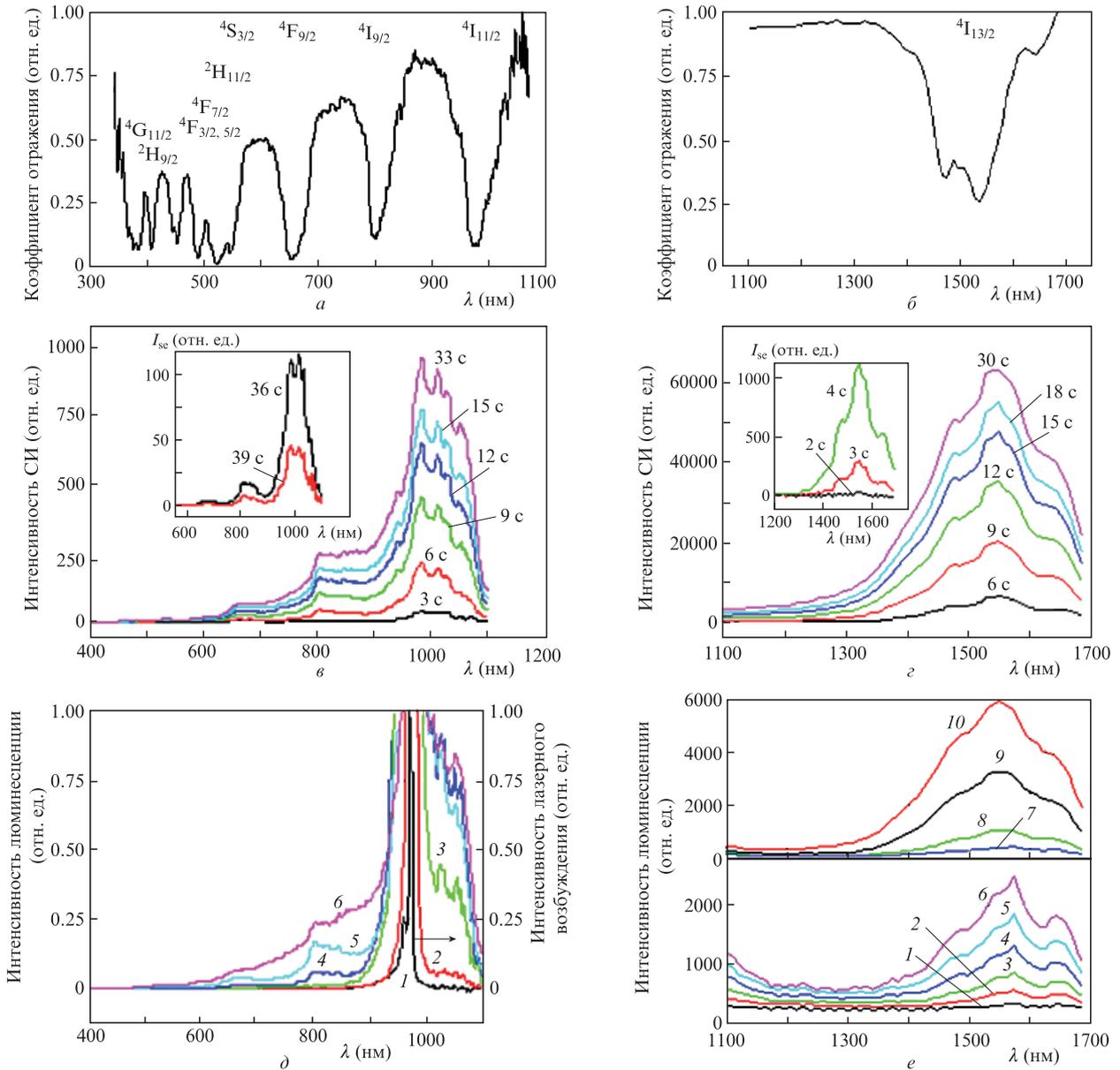


Рис.3. Спектры отражения поликристаллов Er_2O_3 (а, б), спектры СИ поликристаллов Er_2O_3 на переходах $^4I_{13/2} \rightarrow ^4I_{15/2}$ в указанные цифры моменты времени при ступенчатом включении (в, 3–33 с, з) и выключении (в, 36–39 с) лазерно-термического возбуждения, а также спектры возбуждения уровня $^4I_{11/2}$ ионов Er^{3+} на $\lambda \approx 975$ нм при интенсивности лазерного возбуждения $I_{\text{las}} \approx 48$ Вт/см² (1) и люминесценции на переходах $^4I_{11/2} \rightarrow ^4I_{15/2}$ при $I_{\text{las}} = 6320$ (2), 8000 (3), 9600 (4), 13120 (5), 16000 Вт/см² (б) (д) и на переходах $^4I_{13/2} \rightarrow ^4I_{15/2}$ при $I_{\text{las}} \approx 112$ (1), 456 (2), 800 (3), 1160 (4), 1560 (5), 1920 (6), 2320 (7), 3040 (8), 3840 (9) и 4320 Вт/см² (10) (е).

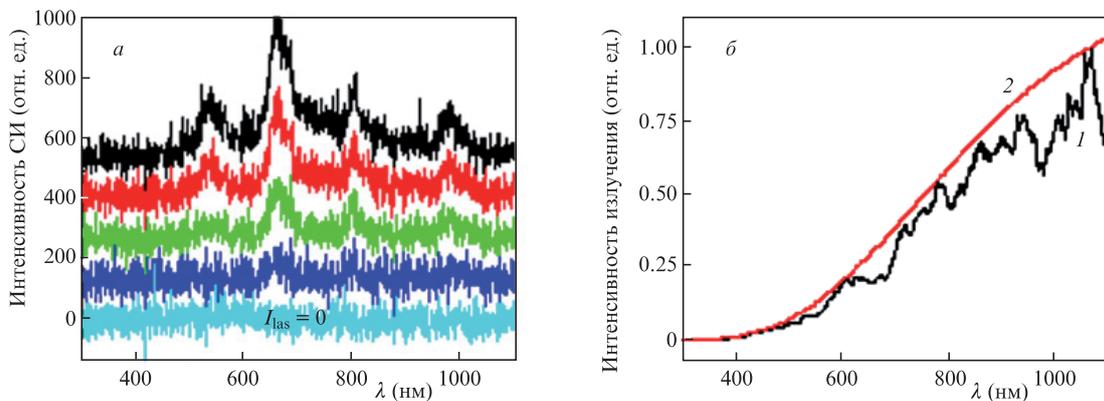


Рис.4. Спектры СИ поликристаллов Er_2O_3 вблизи порога обнаружения при варьировании интенсивности лазерно-термического возбуждения (а), а также нормированные спектры лазерного расплава Er_2O_3 (1) и абсолютно черного тела (2) при $T_m = 2691$ К (б).

ментов с гексагональной модификацией решётки объясняется закалкой при $T = 2593$ К [27]. Термопрочность оксидных моделей на кварцевой подложке в экстремальных условиях синтеза и гиперзвуковой аэродинамики [14] связана с микроструктурой границы, на которой при лазерно-термической сварке происходит химическая реакция с выделением фазы силиката эрбия Er₂SiO₅.

Цвет расклеванных поликристаллов Er₂O₃ при квазинепрерывном лазерно-термическом нагреве определяется установившимся распределением температуры в процессах многофононной и электронно-колебательной релаксации поглощённой решёткой лазерной энергии, теплопроводности и собственного излучения. Локальный спектр излучения образцов Er₂O₃ в области 400–1700 нм представляет собой суперпозицию спектров СИ на электронно-колебательных переходах ионов Er³⁺ и ТИ кристаллической решётки. Относительные интенсивности излучения СИ и ТИ определяются зависящей от локальной температуры излучательной способностью электронных состояний ионов Er³⁺ $J_{se}(\lambda, T)$ и решетки $J_{cl}(\lambda, T)$.

В процессе нагрева поликристаллов Er₂O₃ спектральные полосы СИ вырастают из шумов как «вспышка» люминесценции. В области 400–1700 нм при $T < 1400$ К спектры СИ поликристаллов Er₂O₃ соответствуют спектрам поглощения ионов Er³⁺ и их форма практически не зависит от температуры. Интенсивность полос СИ поликристаллов Er₂O₃ в квазинепрерывном режиме во много раз превышает интенсивность ТИ пьедестала вследствие того, что $J_{se} \gg J_{cl}$, и изменяется синхронно с интенсивностью лазерного излучения. В этом случае СИ поликристаллов Er₂O₃ при лазерно-термическом возбуждении поверхности является термодинамически неравновесным процессом. В этой области температур СИ идентично люминесценции ионов Er³⁺, возможность которой при тепловом (многофононном) возбуждении дискутируется в [28]. Спектры люминесценции поликристаллов Er₂O₃ при интенсивном лазерном возбуждении уровня ⁴I_{11/2} ионов Er³⁺ сходны со спектрами СИ. Антистоксовы полосы люминесценции ионов Er³⁺ объясняются появлением дополнительного СИ вследствие многофононного релаксационного нагрева кристаллической матрицы. Различие спектров СИ и люминесценции наблюдается при низких температурах и малой интенсивности резонансного лазерного возбуждения, когда происходит только стоксова люминесценция. Аналогичная трансформация спектров СИ и люминесценции поликристаллов Yb₂O₃ исследова-

на в [26], а катодоллюминесценции и СИ оксидов Er₂O₃ и YAG:Er³⁺ при возбуждении электронным пучком – в [29].

В области $T = 1540–1873$ К излучательные способности СИ и пьедестала ТИ сравнимы, $J_{se} \approx J_{cl}$. При $T \approx T_m = 2691$ К выполняется условие $J_{se} < J_{cl}$ и излучательная способность расплава Er₂O₃ приближается к J_{bb} абсолютно чёрного тела. Отметим, что насыщение интенсивности СИ при увеличении интенсивности лазерного возбуждения происходит из-за фазового перехода при приближении к температуре плавления Er₂O₃ [23].

Температурные зависимости спектров СИ и люминесценции поликристаллов Er₂O₃ при лазерно-термическом и резонансном лазерном возбуждении свидетельствуют о фундаментальной роли взаимодействия электронной оболочки ⁴f₁₁ ионов Er³⁺ с собственными колебаниями кристаллической решётки в процессах многофононной излучательной и безызлучательной релаксации.

Баланс энергии при лазерно-термическом нагреве поликристаллов Er₂O₃ описывается в стационарном случае соотношением

$$(1 - r)I_{las}S = P_h + P_{se} + P_t,$$

где r – коэффициент отражения лазерного излучения; S – сечение лазерного пучка; P_h , P_{se} и P_t – мощности теплопотерь и излучения мишени в спектрально селективном и сплошном спектрах. При уменьшении P_h увеличивается коэффициент конверсии поглощённой энергии в излучение лазерной мишени. Энергетическая эффективность СИ и ТИ поликристаллов Er₂O₃ характеризуется зависящими от температуры излучательными способностями ионов Er³⁺ J_{se} и кристаллической решетки J_{cl} . При низких температурах $J_{se} \gg J_{cl}$ и $P_{se} \gg P_t$. С увеличением температуры P_t растёт быстрее, чем P_{se} , и интегральный спектр Er₂O₃ приближается к форме спектра абсолютно чёрного тела. Причиной температурной зависимости соотношения J_{se} и J_{cl} является, очевидно, квантовая природа соответствующих излучательных переходов.

Временные зависимости интенсивности спектральных полос СИ в области 400–1100 нм и центрального максимума СИ на $\lambda \approx 1545$ нм (рис.5) при ступенчатом включении и выключении излучения СО₂-лазера свидетельствуют о зависимости населённости энергетических уровней от установившейся на данном временном масштабе электронной температуры $T_e = T$, т. е. о термическом возбуждении ионов Er³⁺. Форма фронтов интенсивности СИ

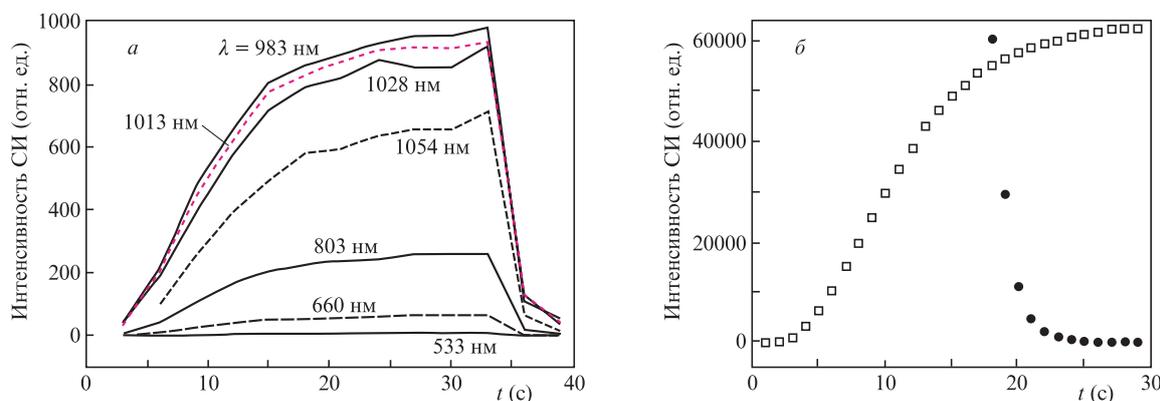


Рис.5. Временные зависимости интенсивности спектральных полос СИ на $\lambda = 533–1028$ нм при ступенчатом включении и выключении излучения СО₂-лазера (а) и интенсивности СИ на $\lambda \approx 1545$ нм при ступенчатом включении (□) и выключении (●) излучения (б).

интерполируется формулой $I \approx 10^3 \{1 - [1 + (t/10)^3]^{-1}\}$. Затухание интенсивности СИ экспоненциально с постоянной времени $\tau \approx 1$ с. Пологий фронт и крутой спад СИ поликристаллов Er_2O_3 при ступенчатом включении и выключении лазерного излучения определяются балансом мощностей нагрева, тепловых и радиационных потерь.

Лазерно-термический синтез редкоземельных образцов варьированного химического состава перспективен для оперативных исследований микроструктурных, спектрально-кинетических и теплофизических свойств моделей различной формы и для применений в квантовой электронике и микроэлектронике, термофотовольтаике и гиперзвуковой аэродинамике.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 11-02-00930-а).

- Miritello M., Lo Savio R., Piro A.M., Franzò G., Priolo F., Iacona F., Bongiorno C. *J. Appl. Phys.*, **100**, 013502 (2006).
- Michael C.P., Yuen H.B., Sabnis V.A., Johnson T.J., Sewell R., Smith R., Jamora A., Clark A., Semans S., Atanackovic P.B., Painter O. *Opt. Express*, **16**, 19651 (2008).
- Savchyn O., Todi R.M., Coffey K.R., Kik P.G. *Appl. Phys. Lett.*, **93**, 233120 (2008).
- Savchyn O., Todi R.M., Coffey K.R., Kik P.G. *Appl. Phys. Lett.*, **94**, 241115 (2009).
- Kamineni H.S., Kamineni V.K., Moore R.L. II, Gallis S., Diebold A.C., Huang M., Kaloyeros A.E. *J. Appl. Phys.*, **111**, 013104 (2012).
- Phung T.H., Srinivasan D.K., Steinmann P., Wise R., Yu M.-B., Yeo Y.-C., Chunxiang Z. *J. Electrochem. Soc.*, **158**, H1289 (2011).
- Licciulli A., Diso D., Torsello G., Tundo S., Maffezzoli A., Lomascolo L., Mazzer M. *Semicond. Sci. Technol.*, **18**, S174 (2003).
- Bitnar B., Durisch W., Palfinger G., Von Roth F., Vogt U., Brönstrup A., Seiler D. *Semiconductors*, **38**, 980 (2004).
- Chubb D.L. *Fundamentals of Thermophotovoltaic Energy Conversion* (Amsterdam, Netherlands, Boston, Oxford, UK: Elsevier, 2007).
- Teofilo V.L., Choong P., Chang J., Tseng Y.L., Ermer S. *J. Phys. Chem. C*, **112**, 7841 (2008).
- Pint B.A., Tortorelli P.F., Jankowski A., Hayes J., Muroga T., Suzuki A., Yeliseyeva O.I., Chernov V.M. *J. Nucl. Mater.*, **329–333**, 119 (2004).
- Hishinuma Y., Murakami S., Matsuda K., Tanaka T., Tasaki Y., Tanaka T., Nagasaka T., Sagara A., Muroga T. *Plasma Fusion Res., Special Issue 1*, **7**, 2405127 (2012).
- Tsisar V., Yeliseyeva O., Muroga T., Nagasaka T. *Plasma Fusion Res., Special Issue 1*, **7**, 2405123 (2012).
- Алферов В.И., Марченко В.М. *ТБТ*, **50**, 550 (2012).
- Kasuya A., Suezawa M. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 2728 (1997).
- Chen K.M., Saini S., Lipson M., Duan X., Kimerling L.C. *Proc. SPIE Int. Soc. Opt. Eng.*, **4282**, 168 (2001).
- Golovlev V.V., Chen C.H.W., Garrett W.R. *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 280 (1996).
- Krishna M.G., Biswas R.G., Bhattacharya A.K. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **30**, 1167 (1997).
- Torsello G., Lomascolo M., Licciulli A., Diso D., Tundo S., Mazzer M. *Nature Mater.*, **3**, 632 (2004).
- Guazzoni G.E. *Appl. Spectrosc.*, **26**, 60 (1972).
- Seat H.C., Sharp J.H. *Meas. Sci. Technol.*, **14**, 279 (2003).
- Буфетова Г.А., Кашин В.В., Николаев Д.А. и др. *Квантовая электроника*, **36**, 616 (2006).
- Marchenko V.M. *Laser Phys.*, **17**, 1146 (2007).
- Marchenko V.M. *Laser Phys.*, **20**, 1390 (2010).
- Marchenko V.M. *Laser Phys.*, **21**, 383 (2011).
- Marchenko V.M., Iskhakova L.D., Kir'yanov A.V., Mashinsky V.M., Karatun N.M., Sholokhov E.M. *Laser Phys.*, **22**, 177 (2012).
- Zinkevich M. *Prog. Mater. Sci.*, **52**, 597 (2007).
- Адилович Э.И. *УФН*, **40**, 341 (1950).
- Marchenko V.M., Voitik M.G., Yuryev V.A. *Laser Phys.*, **18**, 756 (2008).