Письма в ЖЭТФ, том 114, вып. 11, с. 749 – 755 © 2021 г. 10 декабря

Формирование люминесцентных структур при облучении тонких пленок a-Si:H-Er лазерными импульсами фемтосекундной длительности

А. О. Ларин[+], *Э. И. Агеев*[+1)], *Л. Н. Дворецкая*[*], *А. М. Можаров*[*], *И. С. Мухин*[+*], *Д. А. Зуев*[+]

[+]*Университет ИТМО, 197101 С.-Петербург, Россия*

[*]*Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет им. Ж. И. Алферова РАН, 194021 С.-Петербург, Россия*

Поступила в редакцию 23 сентября 2021 г.
После переработки 2 ноября 2021 г.
Принята к публикации 3 ноября 2021 г.

Исследован процесс внедрения эрбия в кремний при облучении лазерными импульсами фемтосекундной длительности многослойной пленки, состоящей из слоев Er и a-Si:H. Рассмотрено влияние плотности энергии лазерного излучения на фазовый состав и интенсивность сигнала фотолюминесценции экспонированных областей, а также проведено сравнение методов термического и фемтосекундного лазерного легирования пленок. Полученные результаты могут быть полезны для разработки перспективных оптоэлектронных устройств на основе структур Si:Er.

DOI: 10.31857/S1234567821230051

1. Кремний, легированный эрбием, и различные структуры на его основе обладают большими перспективами в качестве активной среды для светоизлучающих устройств ближнего инфракрасного (ИК) диапазона. Впервые идея использования эрбия в качестве оптически активной примеси в кремнии возникла в 1980-х гг., когда была продемонстрирована фотолюминесценция (ФЛ) таких структур [1]. Практическая важность излучения иона Er^{3+} объясняется тем фактом, что длина волны его люминесценции составляет 1.53 мкм и соответствует C-диапазону волоконно-оптических линий связи, а также области минимальных потерь на поглощение в кремнии.

После внедрения эрбия в кремний электронная конфигурация иона Er^{3+} изменяется с $[\mathrm{Xe}]4f^{12}6s^2$ на $[\mathrm{Xe}]4f^{11}$, обеспечивая хорошие излучательные свойства [2–4]. При этом за счет сильного экранирования внешними электронами $4f$-оболочки иона Er^{3+} спектральные линии излучения являются достаточно узкими (спектральная ширина 0.01 и 10 нм при температуре 4.2 и 300 K [5], соответственно), а их положение практически не зависит от материала кристаллической матрицы и температуры. Такие особенности излучения ионов эрбия позволили разработать целую палитру оптоэлектронных устройств на его основе, включая светоизлучающие [6] и суперлюминисцентные [7] диоды, оптические усилители [8], а также рассматривать структуры c-Si:Er для создания лазерных сред [9, 10] или детекторов одиночных фотонов [11]. В связи с низкой растворимостью эрбия в кремнии для легирования применяются различные неравновесные методы, такие как молекулярно-лучевая эпитаксия [12, 13] и ионная имплантация [14]. Также используются плазмохимическое осаждение из газовой фазы [15] или высокотемпературная диффузия [16]. При этом разработка наноразмерных источников оптического излучения для перспективных оптоэлектронных устройств, повышенные требования к пространственной локализации области легирования и экологичности процессов нано- и микроэлектроники обуславливают необходимость создания новых методов для получения структур Si:Er.

FZ-Si, Cz-Si, α-Si:H и SiO_2 исследовались в качестве матрицы для внедрения излучающих центров эрбия в процессе лазерного облучения лазерными импульсами наносекундной длительности [17–20]. При этом использование импульсов фемтосекундной (фс) длительности для лазерно-индуцированной кристаллизации обладает хорошей перспективой, особенно для модификации материалов в виде тонких пленок. Действительно, фс лазерное облучение обеспечивает лучшую пространственную локализацию воздействия и меньшие пороги для кристаллизации материала за счет сокращения области распространения тепла по сравнению с ла-

1)e-mail: eiageev@itmo.ru

зерными импульсами большей длительности [21–23]. Также при кристаллизации под воздействием фс импульсов происходит нетепловой фазовый переход в отличие от процессов быстрого плавления и последующего затвердевания, характерных для наносекундных лазерных импульсов [24], что может приводить к образованию новых неравновесных фаз. Формирование люминесцентных структур при облучении тонких пленок a-Si:H-Er лазерными импульсами фс длительности было продемонстрировано в работе [25], посвященной экспериментальной проверке концепции защитных меток на основе ФЛ ионов эрбия в кремнии. При этом процесс внедрения эрбия в кремний при облучении лазерными импульсами фс длительности многослойной пленки был исследован недостаточно подробно.

В настоящей работе исследован процесс внедрения эрбия в a-Si:H при облучении многослойной пленки, состоящей из слоев Er и a-Si:H, лазерными импульсами фс длительности. Изучено влияние плотности энергии лазерного излучения на фазовый состав и интенсивность сигнала ФЛ облученных областей, представлено сравнение методов термического и фемтосекундного лазерного легирования пленок для достижения максимальной интенсивности ФЛ внедренных ионов Er, полученные структуры подробно исследованы с помощью спектроскопии комбинационного рассеяния и сканирующей зондовой микроскопии, а также проведена идентификация образующихся центров эрбия в кремнии.

2. В качестве образцов использовались кварцевые подложки с многослойными пленками a-Si:H – Er – a-Si:H толщиной 105, 20 и 10 нм, соответственно. Верхний 10 нм слой кремния необходим для изоляции эрбия от атмосферы до начала эксперимента, поэтому вся изначальная структура может рассматриваться как двухслойная пленка a-Si:H-Er. Перед процедурой роста слоя кремния подложки были очищены в ультразвуковой ванне по 5 мин последовательно в ацетоне, воде и спирте. На очищенную поверхность подложек наносился слой аморфного гидрогенизированного кремния (αSi) с помощью установки плазмохимического осаждения Oxford Instruments Plasmalab System 100. Рост αSi на подложках проходил при следующих параметрах: давление в камере $< 1.0 \cdot 10^{-5}$ мБар, температура роста 250 °C, поток газа силана (SiH_4) = 20 sccm, поток водорода (H_2) = 20 sccm, мощность плазмы P = 5 Вт. При данных параметрах скорость роста составила 8.8 нм/мин. Для осаждения слоя эрбия был использован метод термического напыления в вакууме (установка для термического напыления Boc Edwards Auto 500). Перед нанесением слоя Er поверхность a-Si:H была очищена по методу, описанному выше, затем подложки были загружены в вакуумную камеру установки. Испарение Er происходило при помощи электронного пучка с напряжением 5 кВ в течение 11 мин при скорости осаждения 1.8 нм/мин. Давление в камере соответствовало 10^{-7} мбар. Степень чистоты мишени Er составляла 99.99 %. Слой αSi был осажден таким же методом термического напыления без развакуумирования, при давлении в камере 10^{-7} мБарр в течение 1 мин. Толщина полученной двухслойной пленки a-Si:H-Er определялась с помощью профилометра AmBios XP-1.

Для фемтосекундного лазерного отжига (FLA) использовалась вторая гармоника фс лазерного источника (Авеста ТЕМА-150, центральная длина волны λ = 1050 нм, частота следования импульсов f = 80 МГц, длительность импульса на полувысоте $\tau \approx 190$ фс). Лазерное излучение фокусировалось по нормали на поверхности пленки Si-Er объективом Mitutoyo M Plan Apo NIR 50×, NA = 0.65 в круглое пятно диаметром $D_{1/e} = 4.6$ мкм. Энергия фс лазерных импульсов ослаблялась перед объективом аттенюатором из полуволновой пластинки и призмы Глана, обеспечивая на образце значения плотности энергии (в центре фокального пятна) F до 6 мДж/см^2. Образец размещался на трехкоординатном пьезостолике и перемещался во время облучения с постоянной скоростью 7 мкм/с. Ранее [26] было показано, что максимальная интенсивность ФЛ наблюдается после термического отжига при температуре 900 °C. Поэтому тонкие пленки Si-Er были подвергнуты быстрому термическому отжигу (RTA) для последующего сравнения с образцами после FLA. RTA проводился в установке термического отжига Jipelec JetFirst 100 при температуре 900 °C в течение 10 мин, время выхода на заданную температуру 10 мин, время остывания 20 мин, в качестве буферного газа использовался азот со степенью чистоты 99.999 % с потоком 493 sccm.

При измерении спектров ФЛ был использован конфокальный микроскоп с двумя соосными оптическими каналами для возбуждения и детектирования. Для возбуждения ФЛ также использовалась вторая гармоника лазерного источника ТЕМА-150 (средняя мощность 25 мВт), излучение которого предварительно было выделено с помощью коротковолнового фильтра Thorlabs FESH0750, а после сфокусировано на поверхности образца с помощью скорректированного на бесконечность объектива Mitutoyo M Plan Apo 10×, NA = 0.28. Излу-

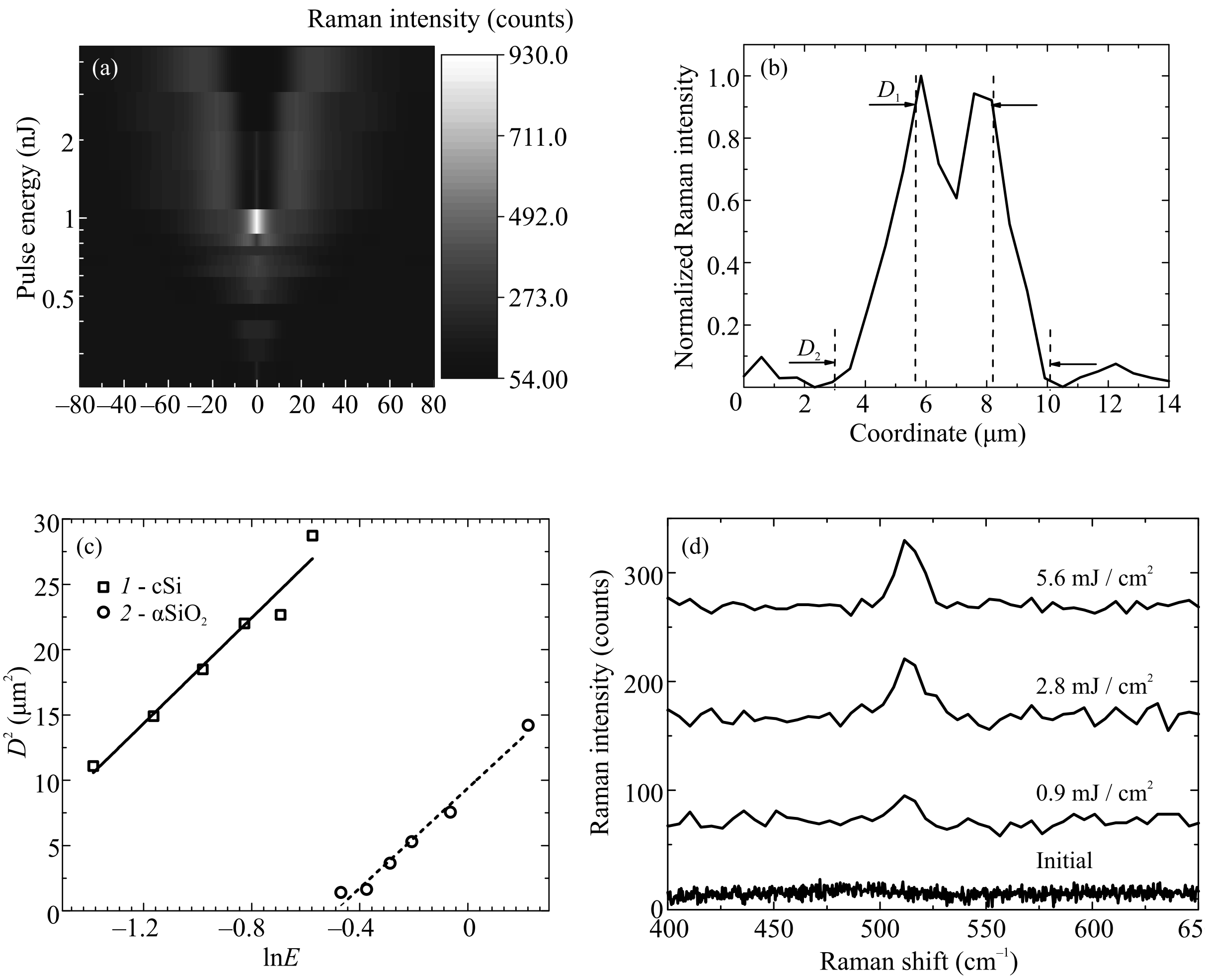

Рис. 1. (a) – Карта интенсивностей сигнала КР на 518 см$^{-1}$. (b) – Поперечное распределение нормированного сигнала КР на 518 см$^{-1}$ для трека, записанного при $F = 5.2$ мДж/см^2. (c) – Зависимость квадрата ширины трека D^2 от натурального логарифма энергии в импульсе E и ее линейная аппроксимация, показывающая квадрат $1/e$-диаметра фокального пятна, $D^2_{1/e}$, и пороговые плотности энергии F_{th} для кристаллизации (*1*) и окисления (*2*) кремниевой пленки, полученные из картирования сигнала КР (a). Характерные размеры D и пороговые значения плотности энергии F: $D_1^2 = 20.2$ мкм^2, $F_{\text{th1}} = 0.9$ мДж/см^2 и $D_2^2 = 19.1$ мкм^2, $F_{\text{th2}} = 2.6$ мДж/см^2. (d) – Типичные спектры КР до и после FLA пленки a-Si:H-Er при различных плотностях энергии

чение ФЛ собиралось скорректированным на бесконечность объективом Mitutoyo NIR M Plan Apo 50×, NA = 0.65, остаточное излучение от источника возбуждения было отфильтровано длинноволновым фильтром Thorlabs FELH0850. Спектры ФЛ записывались с помощью спектрометра Horiba LabRAM HR UV-VIS-NIR, оснащенного дифракционной решеткой 150 лин/мм и ПЗС камерой Andor iDus 1.7 мкм InGaAs. Измерение спектров комбинационного рассеяния (КР) было реализовано в геометрии одного оптического канала, когда излучение возбуждения и измеряемый сигнал проходят через один и тот же оптический путь (подробнее см. дополнительные материалы к [27]). Для измерений использовался He-Ne лазер с длиной волны 632.8 нм и выходной средней мощностью 0.1 мВт, излучение которого было отфильтровано длинноволновым фильтром с отсекающей длиной волны 650 нм, и сфокусировано на поверхности образца при помощи скорректированного на бесконечности объектива Mitutoyo M Plan Apo 100×, NA = 0.70. Измерение спектров КР проводилось на том же спектрометре с дифракционными решетками 150 лин/мм и 600 лин/мм и ПЗС камерой Andor DU 420A-OE 325. Изображения рельефа поверхности структур были получены методом сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) на базе микроскопа ИНТЕГРА Аура в контактном режиме. При сканировании был использован кантилевер

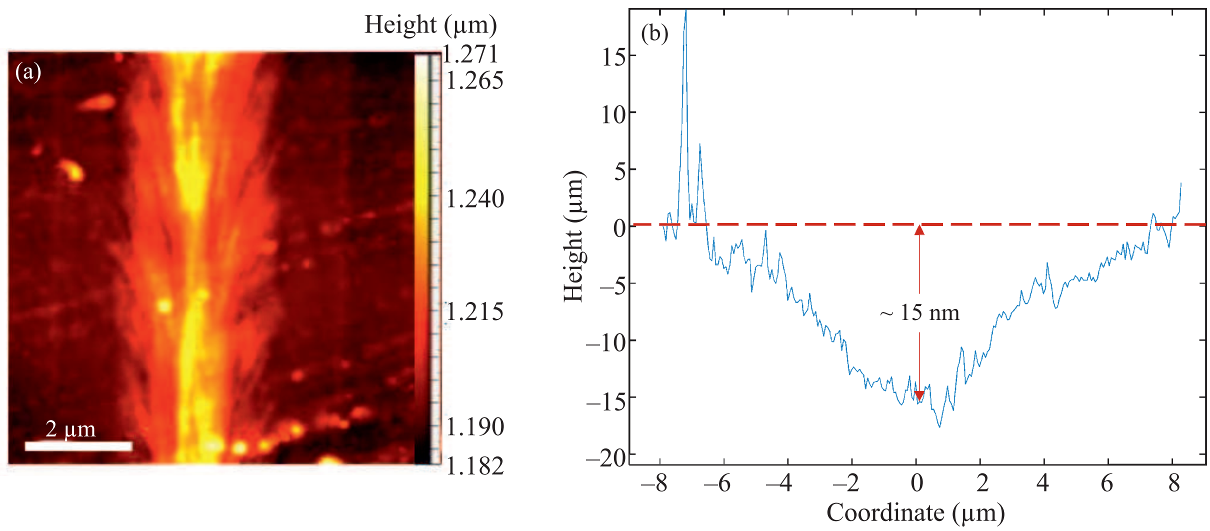

Рис. 2. (Цветной онлайн) (a) – СЗМ изображение трека, записанного при $F = 5.2$ мДж/см^2; (b) – СЗМ изображение профиля поверхности поперек трека, записанного при $F = 1.0$ мДж/см^2

Etalon (HA_NC) с радиусом закругления зонда менее 10 нм. Все измерения проводились при комнатной температуре в условиях нормальной атмосферы.

3. Внедрение эрбия в a-Si:H при лазерном воздействии сопровождается процессами кристаллизации и окисления кремния, что оказывает существенное влияние на ФЛ. В ходе экспериментов по лазерному облучению двухслойной пленки a-Si:H–Er методом спектроскопии КР были проведены исследования участков пленки, обработанных лазерным лучом в режиме сканирования с различной плотностью энергии. В результате такого сканирования на поверхности пленки формировались прямые линии (треки), ширина (D) которых определяется диаметром сфокусированного лазерного луча. На основании картирования сигнала КР на 518 см$^{-1}$ (рис. 1a) для треков, записанных на поверхности пленки при различных плотностях энергии, были проанализированы их характерные размеры и соответствующие пороги облучения. На рисунке 1b, демонстрирующем поперечное распределение сигнала КР на 518 см$^{-1}$ для трека, полученного при $F = 5.2$ мДж/см^2, можно выделить участки, в которых происходит кристаллизация кремния (шириной D_1) и, предположительно, формирование αSiO_2 (D_2). Для анализа использовалась стандартная методика для определения зависимости $D^2(\ln E)$ [28], где наклон прямой D^2 показывает квадрат диаметра фокального пятна по уровню $1/e$, а смещение прямой по оси абсцисс соответствует натуральному логарифму пороговой энергии абляции $E_{\rm abl}$. Пороговая плотность энергии абляции может быть определена как $F_{\rm th} = (4E_{\rm abl})/(\pi D^2)$. Найденные пороговые плотности энергии составили $F_{\rm th\,1} = 0.9$ мДж/см^2 и $F_{\rm th\,2} = 2.6$ мДж/см^2, соответственно (рис. 1c). Кристаллическая фаза кремния сохраняется для всех режимов облучения, плотность энергии которых превышает пороговое значение (см. рис. 1d), при этом в спектрах КР отсутствуют пики в районе 400 и 800 см$^{-1}$ [29], характерные для αSiO_2, поэтому предположение о наличии этой фазы было сделано на основе характерного вида спектров ФЛ, как будет показано далее.

На рисунке 2 показаны типичные СЗМ изображения трека, записанного при $F = 5.2$ мДж/см^2 (рис. 2a) и профиля поверхности, измеренного поперек трека, записанного при $F = 1.0$ мДж/см^2 (рис. 2b). Необходимо отметить, что верхний 10 нм слой a-Si:H полностью удаляется в процессе облучения даже при минимальных плотностях энергии, поэтому формирование излучающих центров эрбия происходит в нижнем слое a-Si:H.

Затем были проведены исследования ФЛ эрбия для треков, записанных при различной плотности энергии F (рис. 3). При сравнении спектров ФЛ можно заметить, что их характерный вид изменяется в зависимости от окружения, в котором находится ион эрбия. Так, в спектрах ФЛ для структур, в которых ионы эрбия находятся преимущественно в кристаллическом окружении (2.0 и 2.4 мДж/см^2, рис. 3a) присутствует ряд отдельных спектральных пиков, соответствующих оптическому переходу между подуровнями $^4I_{15/2} \rightarrow {}^4I_{13/2}$ [30]. На спектре ФЛ после FLA при $F = 2.4$ мДж/см^2, представленном на рис. 3b, показано положение соответствующих спектральных пиков: 1534.2, 1546.1, 1554.1 и 1568.6 нм. На основании этого можно предположить,

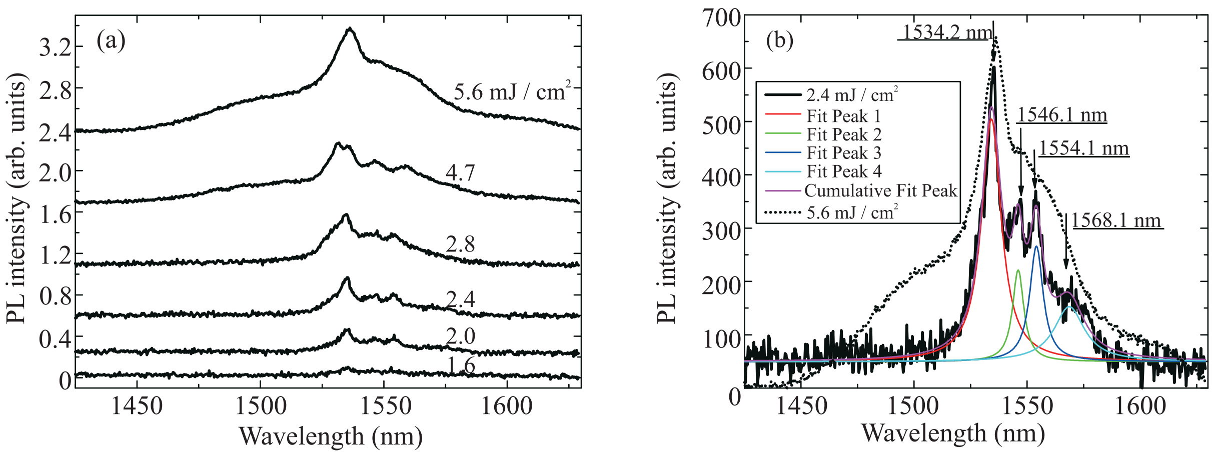

Рис. 3. (Цветной онлайн) (a) – Типичные спектры ФЛ после FLA пленки a-Si:H–Er при различных плотностях энергии; (b) – сравнение спектров ФЛ после FLA при $F = 2.4$ мДж/см^2 и 5.6 мДж/см^2, с указанием положения линий тонкой структуры спектра, цветные кривые соответствуют аппроксимации функцией Лоренца

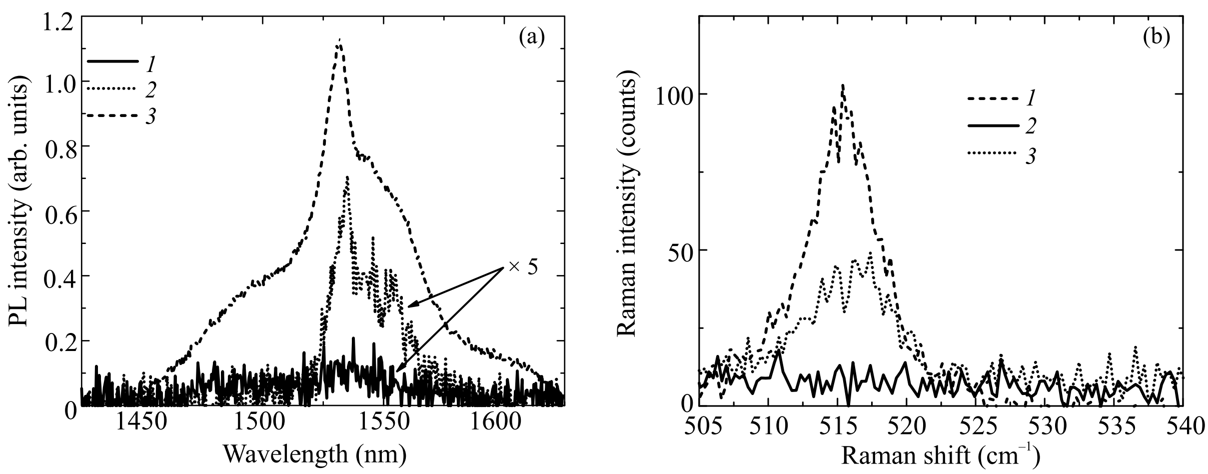

Рис. 4. Сравнение оптических откликов пленки a-Si:H–Er после RTA и FLA: спектры ФЛ (a) и КР (b) до, после термической обработки и исходной пленки: *1* – исходная пленка; *2* – после RTA при 900 K; *3* – после FLA при 5.6 мДж/см^2

что данная серия линий соответствует кислородсодержащим центрам иона Er^{3+} аксиальной симметрии [31]. При этом необходимо подчеркнуть, что данные измерения проводились при комнатной температуре. С увеличением плотности энергии от 2.8 до 5.6 мДж/см^2 тонкая спектральная структура пропадает (см. рис. 3). Этот экспериментальный факт может быть объяснен сменой фазового состояния окружения ионов эрбия с кристаллического на аморфное при интенсивном окислении в процессе лазерно-индуцированного нагрева в воздушной атмосфере [32]. Окисление приводит к разрушению кристаллической решетки кремния и возникновению αSiO_2 в области лазерного воздействия.

Кроме того, с ростом плотности энергии лазерного отжига также происходит увеличение интенсивности ФЛ, что может быть обусловлено двумя процессами. При воздействии лазерного излучения с плотностями энергии в диапазоне 0.9–2.6 мДж/см^2, по-видимому, происходит увеличение концентрации внедренного эрбия. Действительно, ранее было показано, что вследствие лазерного воздействия импульсами наносекундной длительности растворимость эрбия в кремнии достигает значений до 10^{21} см$^{-3}$ [17]. Дальнейший рост интенсивности ФЛ при последующем повышении плотности энергии обусловлен увеличением содержания кислорода [28].

Необходимо отметить, что термическая обработка является ключевым этапом, обеспечивающим внедрение в кремний и эффективную ФЛ ионов Er^{3+} на длине волны 1530 нм. Этот процесс может быть реализован путем RTA в атмосфере азота или же при лазерном облучении, поэтому на заключительном этапе исследования было проведено сравнение этих методик между собой. На рисунке 4 можно увидеть, что как RTA, так и FLA приводят к частичной кристаллизации кремниевой пленки и ее легированию эрбием. Однако, при FLA наблюдается большая интенсивность сигналов ФЛ и КР, что вызвано быстрым нагревом до высоких температур при лазерном воздействии, приводящему к взрывной кристаллизации кремния [33] и обеспечивающему неравновесную растворимость эрбия в кремниевой матрице [17].

4. В заключение, в настоящей работе с помощью фс лазерного отжига экспериментально продемонстрировано внедрение эрбия в пленку a-Si:H. С помощью спектроскопии комбинационного рассеяния рассмотрены процессы структурно-фазовой модификации кремния, влияющие на ФЛ внедренных ионов эрбия. При этом определены пороговые значения плотности энергии лазерного облучения, обеспечивающие кристаллизацию (формирование cSi) или окисление (формирование αSiO_2) кремния ($F_{\mathrm{th}\,1} = 0.9$ мДж/см^2 и $F_{\mathrm{th}\,2} = 2.6$ мДж/см^2, соответственно), а также измерены спектры ФЛ ионов эрбия в зависимости от фазового состояния его окружения.

Работа поддержана грантом Российского фонда фундаментальных исследований (# 18-29-20107 мк).

1. H. Ennen, J. Schneider, G. Pomrenke, and A. Axmann, Appl. Phys. Lett. **43**, 943 (1983).
2. A. Polman, J. Appl. Phys. **82**, 39 (1997).
3. A. Polman, Phys. B Condens. Matter **300**, 78 (2001).
4. H. Przybylinska, W. Jantsch, Yu. Suprun-Belevitch, M. Stepikhova, L. Palmetshofer, G. Hendorfer, A. Kozanecki, R. J. Wilson, and B. J. Sealy, Phys. Rev. B **54**, 2532 (1996).
5. N. A. Sobolev, Microelectronics J. **26**, 725 (1995).
6. H. Wen, J. He, and J. Hong, Adv. Opt. Mater. **8**, 2000720 (2020).
7. J. Hong, H. Wen, J. He, J. Liu, Y. Dan, J. W. Tomm, F. Yue, J. Chu, and Ch. Duan, Photonics Res. **9**, 714 (2021).
8. A. Tengattini, D. Gandolfi, N. Prtljaga, A. Anopchenko, J. M. Ramirez, F. F. Lupi, Y. Berencen, D. Navarro-Urrios, P. Rivallin, K. Surana, B. Garrido, J.-M. Fedeli, and L. Pavesi, J. Light. Technol. **31**, 391 (2012).
9. Z. F. Krasilnik, B. A. Andreev, D. I. Kryzhkov, L. V. Krasilnikova, V. P. Kuznetsov, D. Y. Remizov, V. B. Shmagin, M. V. Stepikhova, A. N. Yablonskiy, T. Gregorkievicz, N. Q. Vinh, W. Jantsch, H. Przybylinska, V. Yu. Timoshenko, and D. M. Zhigunov, J. Mater. Res. **21**, 574 (2006).
10. M. Stepikhova, V. Baryshev, N. Ginzburg, S. Vdovichev, B. Gribkov, A. Klimov, and Z. Krasilnik, Phys. Status Solidi **11**, 195 (2014).
11. M. Celebrano, L. Ghirardini, M. Finazzi, G. Ferrari, Y. Chiba, A. Abdelghafar, M. Yano, T. Shinada, T. Tanii, and E. Prati, Nanomaterials **9**, 416 (2019).
12. R. Serna, M. Lohmeier, P. M. Zagwijn, E. Vlieg, and A. Polman, Appl. Phys. Lett. **66**, 1385 (1995).
13. B. A. Andreev, A. Yu. Andreev, H. Ellmer, H. Hutter, Z. F. Krasil'nik, V. P. Kuznetsov, S. Lanzerstorfer, L. Palmetshofer, K. Piplits, R. A. Rubtsova, N. S. Sokolov, V. B. Shmagin, M. V. Stepikhova, and E. A. Uskova, J. Cryst. Growth **201**, 534 (1999).
14. J. L. Benton, J. Michel, L. C. Kimerling, D. C. Jacobson, Y.-H. Xie, D. J. Eaglesham, E. A. Fitzgerald, and J. M. Poate, J. Appl. Phys. **70**, 2667 (1991).
15. P. S. Andry and W. J. Varhue, J. Appl. Phys. **80**, 551 (1996).
16. N. A. Sobolev, O. V. Alexandrov, B. N. Gresserov, G. M. Gusinskii, V. O. Naidenov, E. I. Sheck, V. I. Stepanov, Y. V. Vyzhigin, L. F. Chepik, and E. P. Troshina, Solid State Phenom. **32–33**, 83 (1993).
17. K. Nakashima, O. Eryu, O. Iioka, H. Minami, and M. Watanabe, MRS Proc. **422**, 75 (1996).
18. K. Nakashima, MRS Proc. **301**, 61 (1993).
19. J. Michel, J. L. Benton, R. F. Ferrante, D. C. Jacobson, D. J. Eaglesham, E. A. Fitzgerald, Y.-H. Xie, J. Poate, and L. C. Kimerling, J. Appl. Phys. **70**, 2672 (1991).
20. R. I. Batalov, R. M. Bayazitov, D. I. Kryzhkov, P. I. Gajduk, E. I. Gatskevich, G. D. Ivlev, C. P. Marques, and E. Alves, J. Appl. Spectrosc. **76**, 209 (2009).
21. T. Y. Choi, D. J. Hwang, and C. P. Grigoropoulos, Opt. Eng. **42**, 3383 (2003).
22. A. V. Emelyanov, M. V. Khenkina, A. G. Kazanskii, P. A. Forsh, P. K. Kashkarov, M. Gecevicius, M. Beresna, and P. G. Kazansky, Thin Solid Films **556**, 410 (2014).
23. K. Bronnikov, A. Dostovalov, A. Cherepakhin, E. Mitsai, A. Nepomniaschiy, S. A. Kulinich, A. Zhizhchenko, and A. Kuchmizhak, Materials **13**, 5296 (2020).
24. S. K. Sundaram and E. Mazur, Nat. Mater. **1**, 217 (2002).
25. A. Larin, L. Dvoretckaia, A. Mozharov, I. S. Mukhin, A. B. Cherepakhin, I. I. Shishkin, E. I. Ageev, and D. A. Zuev, Adv. Mater. **33**, 2005886 (2021).
26. Н. А. Соболев, М. С. Бреслер, О. Б. Гусев, М. И. Макавийчук, Е. О. Паршин, Е. И. Шек, Физика и техника полупроводников **28**, 1995 (1994).
27. P. A. Dmitriev, D. G. Baranov, V. A. Milichko, S. V. Makarov, I. S. Mukhin, A. K. Samusev, A. E. Krasnok, P. A. Belov, and Y. S. Kivshar, Nanoscale **8**, 9721 (2016).
28. J. M. Liu, Opt. Lett. **7**, 196 (1982).
29. M. Grimsditch, Phys. Rev. Lett. **52**, 2379 (1984).

30. M. Stepikhova, W. Jantsch, G. Kocher, M. Schoisswohl, J.L. Cantin, and H.J. von Bardeleben, Mater. Sci. Forum **258–263**, 1533 (1997).
31. K. Takahei, A. Taguchi, Y. Horikoshi, and J. Nakata, J. Appl. Phys. **76**, 4332 (1994).
32. A. Kiani, K. Venkatakrishnan, and B. Tan, Opt. Express **18**, 1872 (2010).
33. V. A. Volodin, A. S. Kachko, A. G. Cherkov, A. V. Latyshev, J. Koch, and B. N. Chichkov, JETP Lett. **93**, 603 (2011).