

УДК 538.958

ВЛИЯНИЕ ПОДЛОЖКИ НА СПЕКТРЫ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ МНОГОСЛОЙНЫХ СТРУКТУР CaF_2/Si

© 2023 г. А. А. Величко^а, В. А. Илюшин^а, А. Ю. Крупин^а,
Н. И. Филимонова^{а, *}, И. Е. Руденко^{а, **}

^аНовосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, 630073 Россия

*e-mail: ninafilimonova@ngs.ru

**e-mail: igor_rudenko.ru@mail.ru

Поступила в редакцию 20.06.2022 г.

После доработки 07.09.2022 г.

Принята к публикации 07.09.2022 г.

В настоящей работе продемонстрирована фотолюминесценция от многослойных CaF_2/Si структур, сформированных на поверхности подложек Si(111), Si(100) и $\text{SiO}_2/\text{Si}(100)$ при комнатной температуре с последующим отжигом. Обсуждено влияние структуры подложки на спектры фотолюминесценции. Исследования спектров фотолюминесценции многослойных CaF_2/Si структур показали, что форма и положение максимумов зависят от типа подложки, несмотря на то, что сами многослойные структуры — толщина слоев и их количество — идентичны. Спектры фотолюминесценции образцов на монокристаллических подложках Si(100) и Si(111) похожи по форме и имеют близкие значения длин волн, соответствующих максимуму спектров фотолюминесценции. Положение максимумов спектров фотолюминесценции этих образцов соответствуют расчетам, полученным на основе эффекта квантового ограничения. В то же время формы спектров фотолюминесценции многослойной структуры на подложке из аморфного слоя оксида кремния резко отличаются от спектров образцов на монокристаллических подложках. Спектры фотолюминесценции образцов на аморфных подложках $\text{SiO}_2/\text{Si}(100)$ имеют два максимума. Сделано предположение, что механизмы зарождения нанокристаллов кремния и их последующая кристаллизация при отжиге на аморфных подложках $\text{SiO}_2/\text{Si}(100)$ радикально отличаются от условий формирования нанокристаллов кремния на монокристаллических подложках. Различие кристаллических структур поверхностей трех типов подложек создают различные условия для перекристаллизации при отжиге и, следовательно, приводят к различным свойствам как границ раздела данных гетероструктур, так и различным нанокристаллическим структурам слоев кремния. На основании полученных экспериментальных данных сделан вывод о влиянии кристаллографической структуры подложек на спектры фотолюминесценции.

Ключевые слова: фотолюминесценция, нанокристаллический кремний, фторид кальция, квантово-размерный эффект, многослойные структуры, двуокись кремния.

DOI: 10.31857/S1028096023080150, **EDN:** SHBPUE

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день кремний — основной материал базовых технологий микроэлектроники, являющихся ключевыми при создании сверхбольших интегральных схем. Перспективным направлением развития микроэлектроники является использование в составе сверхбольших интегральных схем оптоэлектронных приборов, например для реализации оптических связей между элементами с целью повышения быстродействия. К сожалению, кремний мало пригоден для создания светоизлучающих приборов вследствие низкой вероятности излучательной рекомбинации, обусловленной непрямозонной структурой энергетических зон.

Возможный выход из такой ситуации заключается в создании приборных гетероструктур на основе нанокристаллического кремния, отличающегося более высокой излучательной способностью вследствие квантово-размерного эффекта [1].

Исследованиям люминесценции в полученных различными способами гетероструктурах на основе нанокристаллов кремния посвящено значительное количество работ [2–7]. Практически во всех этих работах нанокристаллы Si внедрены в аморфную диэлектрическую матрицу SiO_2 . Использование эффекта квантового ограничения позволяет целенаправленно управлять характеристиками люминесценции. Важно отметить силь-

ную зависимость спектра фотолюминесценции от степени кристалличности вещества [8, 9].

Одним из вариантов получения нанокристаллического Si является создание квантово-размерных кремниевых структур в массиве диэлектрика CaF_2 [10–13]. Целью настоящей работы является исследование влияния подложек Si(111), Si(100) и $\text{SiO}_2/\text{Si}(100)$ на спектры фотолюминесценции наноразмерных слоев кремния, осажденных при 30°C с последующим отжигом.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы многослойных структур с чередующимися слоями CaF_2/Si были выращены в установке молекулярно-лучевой эпитаксии “Катунь-100”, оснащенной дифрактометром на быстрых электронах (с энергией 5–100 кэВ). В качестве источника молекулярного пучка фторида кальция использовали источник резистивного типа с тиглем из стеклоуглерода, пучок кремния был сформирован электронно-лучевым испарением. Скорости роста пленок CaF_2 и Si предварительно (на тестовом образце) настраивали по осцилляциям интенсивности рефлекса дифракции быстрых электронов в процессе эпитаксиального роста [14]. Осаждение всех слоев Si/CaF_2 осуществляли на “холодную” подложку (при температуре 30°C). Все выращенные образцы для повышения интенсивности фотолюминесценции имели по 27 чередующихся слоев CaF_2 и Si. На второй стадии все гетероструктуры отжигали в установке импульсного отжига при температуре 670°C в течение 3 мин в атмосфере азота.

Гетероструктуры формировали на подложках Si(111), Si(100), и окисленных подложках Si(100) с толщиной окисла 250 нм. Стандартная предэпитаксиальная обработка подложек кремния включала в себя стадии очистки в органических растворителях, травление окисла в HF и формирование пассивирующего окисла в $\text{H}_2\text{O} : \text{H}_2\text{O}_2 : \text{HNO}_3$. После загрузки подложек Si(111) и Si(100) в камеру роста пассивирующий окисел удаляли отжигом при температуре $\sim 700^\circ\text{C}$ в слабом потоке кремния. Процесс удаления контролировали с помощью дифракции быстрых электронов. После появления отчетливой дифракционной картины от Si(111) – (7×7) и от Si(100) – (2×1) элементарных ячеек, характеризующей атомарно-чистую поверхность подложки, выращивали буферный слой кремния. После этого выключался дифрактометр, и подложки охлаждали до комнатной температуры. Окисленные подложки прогревали в камере роста при температуре 600°C и также охлаждали до комнатной температуры.

Во всех многослойных гетероструктурах последним выращивали слой фторида кальция толщиной 4–5 нм, чтобы предотвратить образование

связей Si–O, которые могут быть ответственны за формирование центров люминесценции, связанных с состояниями на границе Si– SiO_2 , что усложняет спектры люминесценции [15]. Толщина остальных слоев фторида кальция во всех образцах составляла 1.2 нм. Толщина слоев кремния выбрана равной 1.6 нм из условий размерного квантования, что соответствует люминесценции в видимом диапазоне спектра. Например, в [16] отмечено, что носители заряда в слоях кремния толщиной менее 3 нм находятся в режиме сильного квантового ограничения. На дифракционных картинах, полученных от поверхности выращенных гетероструктур, обнаружены полукольца, что соответствует о поликристаллической структуре.

Режимы роста для шести образцов многослойных структур CaF_2/Si приведены в табл. 1. В процессе получения гетероструктур контролировали скорость осаждения слоев Si и CaF_2 , время и температуру отжига. Все образцы имели одинаковое число слоев, одинаковые толщины слоев и режимы отжига. Гетероструктуры отличались только подложками и скоростью роста слоев кремния и фторида кальция. Скорость роста кремния варьировали от 0.1 до $0.25 \text{ \AA}/\text{с}$, а фторида кальция – от 0.15 до $0.4 \text{ \AA}/\text{с}$.

Эксперименты по исследованию фотолюминесценции проводили в ИФП СО РАН. Для возбуждения фотолюминесценции использовали He–Cd лазер с длиной волны излучения 325 нм и мощностью 3 мВт. Регистрацию фотолюминесценции выполняли с помощью двойного дифракционного монохроматора и кремниевой CCD-матрицы.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

На рис. 1 представлены спектры фотолюминесценции образцов 1, 2 на подложках Si(111) при возбуждении фотолюминесценции He–Cd лазером при комнатной температуре. Спектры имели немногочисленную асимметричную форму, и максимум спектров образцов 1 и 2 приходился на $\lambda_{\text{max}} = 506.0 \text{ нм}$, полная ширина на полувысоте составляла около 272.0 нм.

Спектры фотолюминесценции образцов 3, 4 на подложке Si(100) представлены на рис. 2. Асимметрия спектральных линий проявляется в меньшей степени, чем в образцах 1 и 2. Максимум спектров образцов 3 и 4 наблюдали на $\lambda_{\text{max}} = 525.4 \text{ нм}$, полная ширина на полувысоте составляет $\sim 186.0 \text{ нм}$.

Спектры фотолюминесценции образцов 5 и 6 на подложке из аморфного слоя SiO_2 , представлены на рис. 3. Полоса излучения сильно асимметрична с резким коротковолновым фронтом. В спектре можно выделить две линии гауссовой формы.

Таблица 1. Режимы роста многослойных структур $\text{CaF}_2/\text{Si}/\dots/\text{CaF}_2/\text{Подложка}$

№ образца	Температура подложки, °C	Скорость осаждения Si, Å/c	Скорость осаждения CaF_2 , Å/c	Толщина слоя CaF_2 , Å	Толщина слоя Si, Å	Количество слоев	Импульсный отжиг: длительность, T
Подложка Si(111)							
1	30	0.11	0.19	12	16	27	3 мин 670°C
2	30	0.13	0.21	12	16	27	3 мин 670°C
Подложка Si(100)							
3	30	0.21	0.37	12	16	27	3 мин 670°C
4	30	0.21	0.35	12	16	27	3 мин 670°C
Подложка SiO_2							
5	30	0.21	0.4	12	16	27	3 мин 670°C
6	30	0.25	0.15	12	16	27	3 мин 670°C

Наиболее интенсивная линия сдвинута в коротковолновую область спектра и имеет максимум на $\lambda_{\text{max}} = 424.5$ нм с полной шириной на полувысоте примерно 79.0 нм, вторая линия имеет максимум на 566.0 нм, с полной шириной на полувысоте 317.6 нм.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Рассмотрим параметры многослойных гетероструктур 1–6 и проанализируем основные факторы, которые могут влиять на процессы излучения и форму спектральных линий фотолюминесценции. Первое, что необходимо отметить — это резкое отличие формы спектров фотолюминесценции образцов 5 и 6, выращенных на подложках $\text{SiO}_2/\text{Si}(100)$, от остальных образцов (рис. 4).

Как и следовало ожидать, ни скорость осаждения Si, ни скорость осаждения фторида кальция не оказывают влияния на форму и положение максимума спектра фотолюминесценции [4].

Как отмечено в значительном количестве работ [5, 7, 8, 17, 18] по созданию и исследованию свойств нанокристаллического кремния, излучательные свойства многослойных структур определяют такие факторы как технология получения, границы раздела сред, дефекты структуры, примеси. Например, в [19] показана сильная зависимость фотолюминесценции от строения вещества (аморфное или кристаллическое). В работе [8] показано, что положение максимума спектра фотолюминесценции в квантовых ямах с кристаллическим кремнием в многослойных структурах Si/SiO₂ отличается от положения максимума спектра фотолюминесценции в квантовых ямах

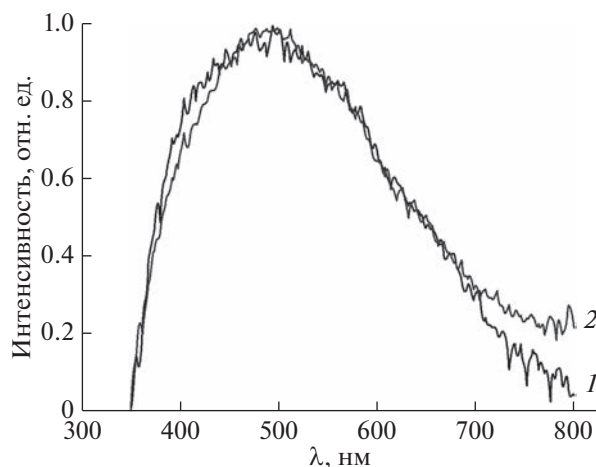


Рис. 1. Нормированные спектры фотолюминесценции образцов 1 (1) и 2 (2) многослойных структур $\text{CaF}_2/\text{Si}/\dots/\text{CaF}_2/\text{Si}(111)$.

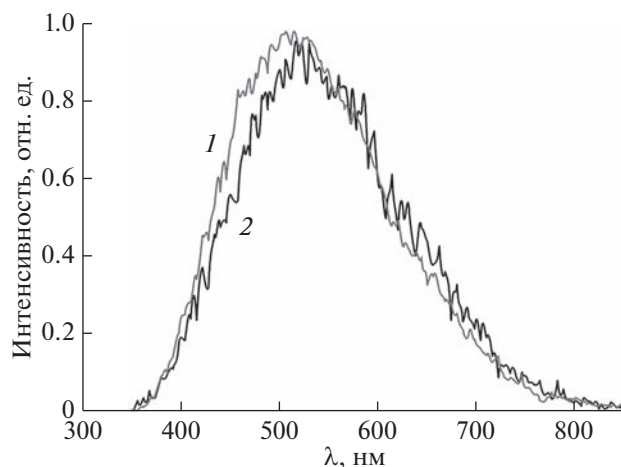


Рис. 2. Нормированные спектры фотолюминесценции образцов 3 (1) и 4 (2) многослойной структуры $\text{CaF}_2/\text{Si}/\dots/\text{CaF}_2/\text{Si}(100)$.

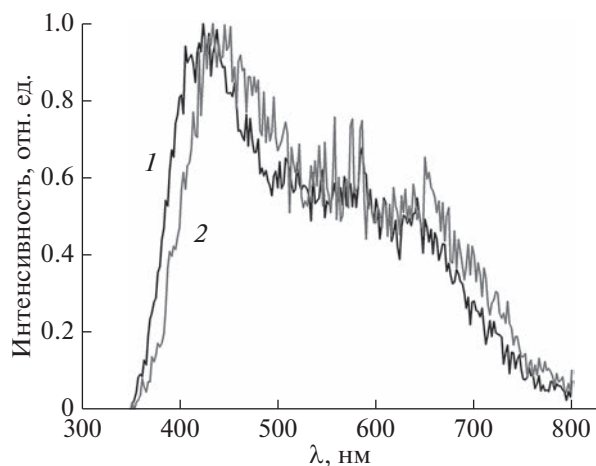


Рис. 3. Нормированные спектры фотолюминесценции образцов 5 (1) и 6 (2) многослойной структуры $\text{CaF}_2/\text{Si}/\dots/\text{CaF}_2/\text{SiO}_2$.

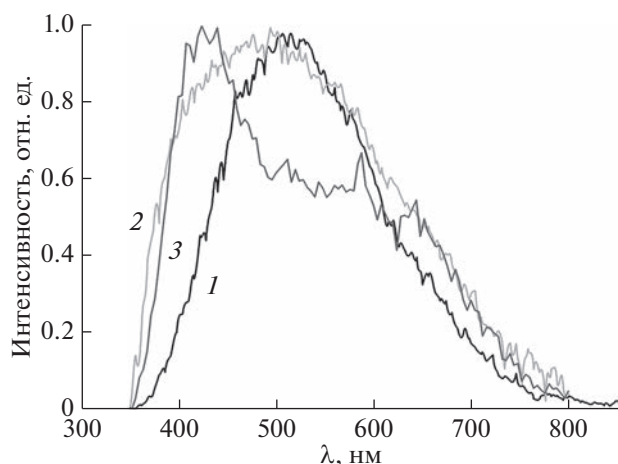


Рис. 4. Нормированные спектры фотолюминесценции образцов 1 (1), 3 (2), 5 (3) многослойных структур CaF_2/Si на подложках Si(100), Si(111); SiO_2 соответственно.

с аморфным кремнием в таких же структурах Si/SiO₂. Авторы [8] связали это с тем, что длины когерентности волновых функций в аморфном и кристаллическом кремнии различны, как и атомная конфигурация границы раздела сред в рассматриваемых многослойных структурах. В аморфном кремнии существенную роль в процессах фотолюминесценции играют локализованные состояния в хвостах плотности состояний в запрещенной зоне, что усложняет механизм фотолюминесценции. Влияние кристаллографической ориентации подложки на люминесцентные свойства в Si квантовых ямах отмечали авторы [15], приписывая это также различным свойствам гра-

ницы раздела сред, например, между Si(100)/SiO₂ и Si(110)/SiO₂.

Рассмотренные в настоящей статье многослойные структуры CaF_2/Si получены при комнатной температуре с последующим отжигом. Но, как отмечено в [20], даже при комнатной температуре слои Si и CaF_2 уже имеют поликристаллическую структуру. Это обусловлено тем, что кристаллическая решетка CaF_2 имеет ионный характер, который индуцирует кристаллизацию фторида кальция даже на аморфных подложках [20, 21]. Размеры таких нанокристаллов CaF_2 лимитируются толщиной слоя и слабо зависят от ориентации кристаллической подложки. Можно предположить, что во время отжига кристаллизация кремния осуществляется на нанокристаллических островках фторида кальция, образующихся на стадии осаждения и окончательно формирующихся в процессе отжига. Слоистость гетероструктуры в поперечном направлении может служить размерным фактором. Различные кристаллические структуры поверхностей трех типов подложек приводят к различным условиям перекристаллизации при отжиге и, следовательно, к различным толщинам зерен в слоях Si на подложках Si(111), на SiO₂/Si(100) и Si(100) и к различным свойствам границ раздела данных структур.

Спектры фотолюминесценции образцов 1–4 очень похожи. Близкие значения λ_{max} образцов на подложках Si(100) и Si(111) (отличие составляет 93.0 мэВ) обусловлены размерами нанокристаллов кремния, ограниченными толщиной слоев Si, одинаковыми во всех гетероструктурах (1.6 нм). Значение длин волн, соответствующих максимуму спектра фотолюминесценции, хорошо согласуется с расчетами из эффекта квантового ограничения [6, 7, 22]. Положение максимума спектров фотолюминесценции в образцах 1–4 лучше всего соответствует расчетам, выполненным в работе [22], согласно которым размер нанокристаллов кремния составляет 1.64–1.67 нм в приближении бесконечного барьера и эффективной массы носителей равной эффективной массе в полупроводнике соответственно. Хорошая корреляция результатов расчетов с толщиной слоев кремния в многослойных структурах 1–4 подтверждает, что именно квантово-размерный эффект является причиной наблюдаемой фотолюминесценции. В приближении с конечными потенциальными барьерами расчеты дают толщину слоев порядка 1.39–1.46 нм.

В то же время спектр фотолюминесценции многослойных структур на окисленной подложке Si(100) имеет два максимума. Наиболее интенсивная линия сдвинута в область коротких длин волн относительно максимума спектров образцов 1–4, что соответствует толщине слоя кремния 1.39 нм в приближении бесконечного барьера.

Вторая по интенсивности линия соответствует толщине слоя кремния 1.82 нм в том же приближении. Логично предположить, что в этом случае механизмы зарождения нанокристаллов Si и их последующая кристаллизация при отжиге радикально отличаются от условий формирования нанокристаллов Si на монокристаллических подложках. Учитывая то, что CaF_2 имеет тенденцию индуцировать кристаллографический порядок, можно ожидать, что влияние аморфной подложки на спектр фотолюминесценции будет ослабляться с увеличением числа периодов CaF_2/Si в гетероструктуре.

Неоднородное уширение спектров фотолюминесценции в структурах Si/SiO₂ с квантовыми ямами или точками, как правило, обусловлено флуктуациями размеров квантовых точек (или толщины квантовых ям), или напряжениями и структурными изменениями на границе раздела между SiO₂ и Si. Состояния на границе раздела между SiO₂ и Si формируются вследствие большого рассогласования постоянной решеток SiO₂ и Si (7%), неровностями размером несколько мкм на поверхности (грубая морфология поверхности) и вариациями стехиометрии на поверхности (SiO)_x [8]. В отличие от аморфного SiO₂, рассогласование постоянной решеток Si и CaF_2 не превышает 0.6% (при комнатной температуре), а кубическая гранецентрированная кристаллическая решетка CaF_2 по своим структурным характеристикам близка к кристаллической решетке кремния. Данные факторы обеспечивают более низкую плотность состояний на границе раздела CaF_2/Si , что снижает их влияние на спектр фотолюминесценции.

ВЫВОДЫ

Исследования спектров фотолюминесценции многослойных структур CaF_2/Si , сформированных на поверхности подложек Si(111), Si(100) и SiO₂/Si(100) методом твердофазной перекристаллизации, показали, что полная ширина максимумов на полувысоте и форма спектров фотолюминесценции на различных подложках различны, несмотря на то, что слоистое строение образцов идентично.

Положение длин волн, соответствующих максимуму спектров фотолюминесценции на монокристаллических подложках Si (100) и Si (111) соответствуют результатам расчетов, проведенным на основе эффекта квантового ограничения в приближении бесконечного барьера и величины эффективной массы носителей в Si [22]. Спектры на монокристаллических подложках Si(100) и Si(111) отличаются формой и шириной. Спектры на подложках Si(100) имеют более симметричную форму, а линии — меньшую ширину.

Спектры фотолюминесценции многослойных структур CaF_2/Si на аморфном слое SiO₂ резко отличаются от спектров на монокристаллических подложках и имеют два максимума. Эти исследования показали, что структура подложек существенно влияет на спектры фотолюминесценции, изменяя их форму, ширину и положения максимума.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шук А.Я., Бакуева Л.Г., Мусихин С.Ф., Рыков С. // Физика низкоразмерных систем. Санкт-Петербург: Наука, 2001. 160 с.
2. Saeta P.N., Gallagher A.C. // Phys. Rev. B. 1997. V. 55. № 7. P. 4563.
<https://www.doi.org/10.1103/PhysRevB.55.4563>
3. Zhang Q., Bayliss S.C., Hutt D.A. // Appl. Phys. Lett. 1995. V. 66. P. 1977.
<https://www.doi.org/10.1063/1.113296>
4. Photopoulos P., Nassiopoulou A.G., Kouvatso D.N., Travlos A. // Mater. Sci. Engineer. 2000. V. 69. № 70. P. 345.
[https://www.doi.org/10.1016/s0921-5107\(99\)00402-x](https://www.doi.org/10.1016/s0921-5107(99)00402-x)
5. Cho E.-C., Green M.A., Corkish R., Reece P. // J. Appl. Phys. 2007. V. 101. P 024321.
<https://www.doi.org/10.1063/1.2430919>
6. Гусев О.Б., Поддубный А.Н., Прокофьев А.А., Ясневич И.Н. // ФТП. 2013. Т. 47. № 2. С. 147
7. Canham L. // Faraday Discussions. 2020. V. 222. P. 10.
<https://www.doi.org/10.1039/d0fd00018c>
8. Okamoto Sh., Kanemitsu Y. // Solid State Comm. 1997. V. 103. № 10. P. 573.
[https://www.doi.org/10.1016/S0038-1098\(97\)00227-5](https://www.doi.org/10.1016/S0038-1098(97)00227-5)
9. Araya M., Diaz-Droguett D.E., Ribeiro M. et al. // J. Non-Cryst. Solids. 2012. V. 358. Iss. 5. P. 880.
<https://www.doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2011.12.072>
10. Watanabe M., Matsunuma T., Maruyama T., Maeda Y. // Jpn. J. Appl. Phys. 1998. V. 37. P. 591.
<https://www.doi.org/10.1109/APEIE.2018.8545494>
11. Maruyama T., Nakamura N., Watanabe M. // Jpn. J. Appl. Phys. 2000. V. 39. P. 1996.
<https://www.doi.org/10.1143/jjap.39.1996>
12. Velichko A.A., Ilyushin V.A., Krupin A.Y., Filimonova N.I. // Rus. Phys. J. 2021. V. 64. № 2. P. 198.
<https://www.doi.org/10.1007/s11182-021-02316-3>
13. Velichko A.A., Ilyushin V.A., Krupin A.Y., Filimonova N.I. // J. Surf. Invest.: X-Ray, Synchrotron Neutron Tech. 2021. № 5. P. 13.
<https://www.doi.org/10.31857/S102809602103016X>
14. Величко А.А., Илюшин В.А., Крупин А.Ю., Гавриленко В.А., Филимонова Н.И. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2016. № 9. С. 33.
<https://www.doi.org/10.7868/S020735281609016X>
15. Zhu X., Lu J., Gao Y. et al. // J. Appl. Phys. 2017. V. 56. P. 020305.
<https://www.doi.org/10.7567/JJAP.56.020305>
16. Pauc N., Calvo V., Eymery J. et al. // Opt. Mater. 2005. V. 27. P. 1000.
<https://www.doi.org/10.1016/j.optmat.2004.08.052>

17. *Botas A.M.P., Anthony R.J., Wu J. et al.* // *Nanotechnol.* 2016. V. 27. P. 325703.
<https://www.doi.org/10.1088/0957-4484/27/32/325703>
18. *Lacona F., Franzo G., Spinella C.* // *J. Appl. Phys.* 2000. V. 87. № 3. P. 1296.
<https://www.doi.org/10.1063/1.372013>
19. *Araya M., Diaz-Droguett D.E., Ribeiro M. et al.* // *J. Non-Cryst. Solids.* 2012. V. 358. P. 880. 10.
<https://www.doi.org/10.1016/j.jnoncrsol.2011.12.072>
20. *D'Avitaya A., Vervoort L., Bassani F. Ossicini S., Fasolino A., Bernardini F.* // *Europhys. Lett.* 1995. V. 31. № 1. P. 25.
<https://www.doi.org/10.1209/0295-5075/31/1/005>
21. *Величко А.А.* Разработка технологии оптоэлектронных МС на гетероструктурах полупроводник—(Ca,Sr,Ba)F₂—полупроводник: Дис. ... д-ра технических наук: 01.04.10. Новосибирск: НГТУ, 1999. 372 с.
22. *Бурдов В.А.* // *ФТП.* 2002. Т. 36. № 10. С. 1233.

Influence of the Substrate on the Photoluminescence Spectra of CaF₂/Si Multilayer Structures

A. A. Velichko¹, V. A. Ilyushin¹, A. Y. Krupin¹, N. I. Filimonova^{1, *}, I. E. Rudenko^{1, **}

¹*Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk, 630073 Russia*

*e-mail: ninafilimonova@ngs.ru

**e-mail: igor_rudenko.ru@mail.ru

In this work, we demonstrate photoluminescence from the CaF₂/Si multilayer structures formed on the surface of Si(111), Si(100), and SiO₂/Si(100) substrates at ambient temperature followed by annealing. The influence of the substrate structure on the photoluminescence spectra is discussed. Studies of the photoluminescence spectra of the multilayer CaF₂/Si structures have shown that the shape and position of the maxima of the photoluminescence spectra on different substrates are different, despite the fact that the structures are identical. The heterostructures differed only in the substrates, while the thicknesses and number of layers were the same. The photoluminescence spectra of the samples on the single-crystal Si(100) and Si(111) substrates are similar in the shape and have the similar wavelengths corresponding to the maximum of the photoluminescence spectra. The position of the wavelengths corresponding to the maximum of the photoluminescence spectra on the Si(100) and Si(111) single-crystal substrates correspond to the calculations obtained on the basis of the quantum confinement effect. At the same time, the shapes of the photoluminescence spectra on an amorphous silicon oxide layer differ sharply from the spectra on single-crystal substrates. The photoluminescence spectra of the samples on the amorphous SiO₂/Si(100) substrates have two maxima, and the more intense spectral line is shifted to the shorter wavelengths. It is assumed that the nucleation mechanisms of the silicon nanocrystals and their subsequent crystallization during annealing on the amorphous SiO₂/Si(100) substrates are radically different from the formation conditions for the silicon nanocrystals on the single-crystal substrates. The different crystallographic structures of the surfaces of the three types of substrates create different conditions for the recrystallization during annealing and, therefore, lead to different properties of both the interfaces of these heterostructures and to different nanocrystalline structures of the silicon layers. Based on the obtained experimental data, a conclusion was made about the influence of the crystallographic structure of the substrates on the photoluminescence spectra.

Keywords: photoluminescence, nanocrystalline silicon, calcium fluoride, quantum- confinement effect, multilayer structures, silicon dioxide.