

06;09

Исследование влияния структурных дефектов на спектры фотолюминесценции в n - $3C$ -SiC

© А.А. Лебедев^{1,2}, И.П. Никитина¹, Н.В. Середова¹, Н.К. Полетаев¹, С.П. Лебедев¹
В.В. Козловский³, А.В. Зубов⁴

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“, Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

⁴ Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики (Университет ИТМО), Санкт-Петербург, Россия

E-mail: shura.lebe@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 25 февраля 2019 г.

В окончательной редакции 14 марта 2019 г.

Принято к публикации 14 марта 2019 г.

Проведено исследование спектров фотолюминесценции в гетероструктурах $3C$ -SiC/ $4H$ -SiC и монокристаллах $3C$ -SiC. Показано, что эпитаксиальные слои $3C$ -SiC, выращенные на подложках $4H$ -SiC, имеют существенно меньшее структурное совершенство, чем монокристаллы $3C$ -SiC. Обнаружено, что легирование алюминием приводит к появлению характерной фотолюминесценции как в эпитаксиальных слоях, так и в монокристаллах $3C$ -SiC. В то же время облучение электронами эпитаксиальных слоев не приводит к появлению „дефектной“ фотолюминесценции, как это наблюдается для монокристаллов. Высказано предположение, что существующие в эпитаксиальных слоях $3C$ -SiC двойниковые границы могли служить геттерами радиационных дефектов, являющихся компонентами донорно-акцепторных пар, ответственных за „дефектную“ фотолюминесценцию.

Ключевые слова: фотолюминесценция, кубический политип карбида кремния, сублимационная эпитаксия, облучение электронами.

$3C$ -SiC — единственный кубический политип карбида кремния — является перспективным материалом для создания различных полупроводниковых приборов, в том числе и с гетеропереходами [1,2]. Он обладает максимальной среди политипов SiC подвижностью носителей заряда, которая не зависит от кристаллического направления, при этом его остальные электрофизические параметры практически не уступают параметрам наиболее разработанных политипов $4H$ - и $6H$ -SiC.

Проблемой является отсутствие подложек $3C$ -SiC большого размера. Существующая технология позволяет получать монокристаллы размером несколько кубических миллиметров [3]. Поэтому основным методом изготовления $3C$ -SiC большой площади является его гетероэпитаксия на основе подложек кремния [4] либо гексагональных политипов SiC [5,6]. В обоих случаях пленки $3C$ -SiC обладают большой плотностью структурных дефектов. При этом в пленках $3C$ -SiC, выращенных на кремнии, преобладают равномерно распределенные по объему пленки дислокации. При росте кубического эпитаксиального слоя на гексагональном SiC зародышеобразование начинается одновременно в разных точках (местах) гексагональной подложки, при этом имеет место ориентация зародышей $3C$ -SiC вдоль поверхности роста двух видов, которые различаются разворотом относительно друг друга на 60° (двойниковая структура). В итоге структурные дефекты сосре-

доточены на границах двойников $3C$ -SiC, образующих дефектные области (double position boundaries, DPB).

Таким образом, изучение влияния структурных дефектов на различные свойства пленок $3C$ -SiC представляется важной исследовательской задачей. В настоящей работе рассмотрено влияние структурных дефектов на две типичные полосы фотолюминесценции (ФЛ) в SiC — связанные с примесью алюминия и с радиационными дефектами.

Известно, что изменение соотношения Si:C в зоне роста оказывает существенное влияние на гетерополитипную эпитаксию карбида кремния. Так, увеличение концентрации Si приводит к увеличению вероятности образования $3C$ -SiC. Рост слоев $3C$ -SiC на основе подложек гексагонального SiC возможен также при сублимационной эпитаксии в избытке кремния [7,8].

Исследуемые структуры были выращены методом сублимационной эпитаксии в вакууме (SEV) на подложке (0001)Si грани $4H$ -SiC. Температура роста составляла 1950 – 2000°C , а время роста — 10 min, площадь выращенного слоя $3C$ -SiC ~ 1 cm². В качестве источника использовался коммерческий мелкозернистый порошок карбида кремния с диаметром зерна 10 – 20 μm . Были выращены как нелегированные слои, так и слои, легированные в процессе роста алюминием.

Для возбуждения ФЛ использовался азотный лазер, работающий на длине волны 325 nm и имеющий следующие параметры: импульсная мощность 2 kW, дли-

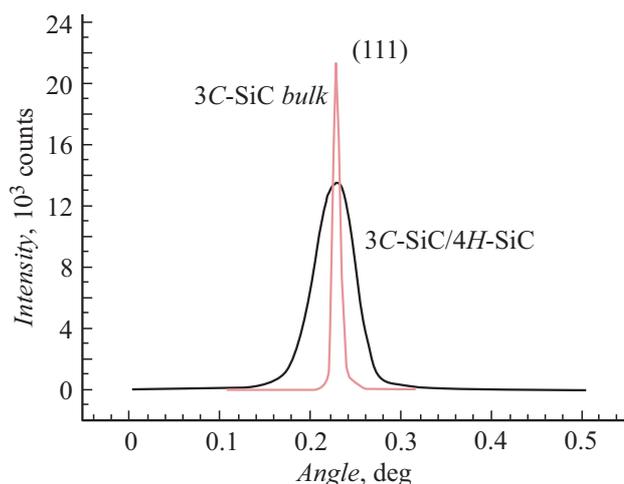


Рис. 1. Двухкристальные рентгеновские кривые качания, полученные от объемного монокристалла 3C-SiC и эпитаксиального слоя 3C-SiC, выращенного на подложке 4H-SiC сублимационным методом.

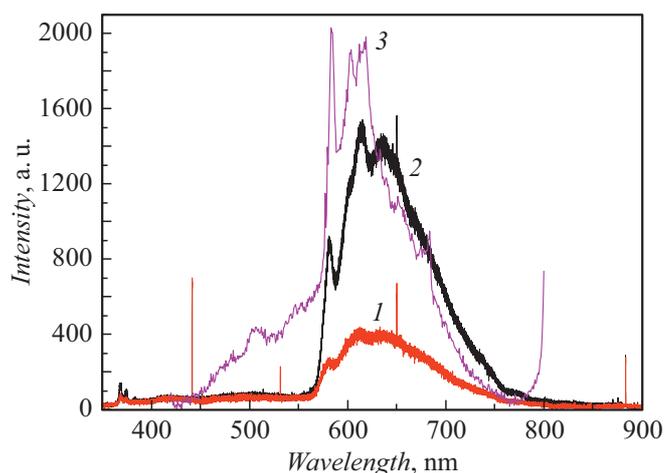


Рис. 2. Спектры ФЛ образцов 3C-SiC⟨Al⟩ при температурах 130 (1), 80 (2) и 4 К (3).

тельность импульса 10 ps, частота повторения импульсов 100 Hz. Плотность мощности накачки составляла $\sim 50 \text{ kW/cm}^2$. Исследования спектров ФЛ проводились в диапазоне температур 4–130 К.

Анализ рентгеновских топограмм образца показал, что слой 3C-SiC образовался на всей поверхности эпитаксии ($\sim 1 \text{ cm}^2$) и имел мелкодвойниковую структуру [1].

Для определения структурного совершенства эпитаксиального слоя применялся метод двухкристальной рентгеновской дифрактометрии. На рис. 1 представлены рентгеновские кривые качания образцов, выращенных на подложке 4H-SiC. Наблюдавшаяся достаточно большая полуширина рентгеновской кривой качания, очевидно, связана с наличием DPB в эпитаксиальном слое 3C-SiC.

В эпитаксиальных слоях 3C-SiC, легированных алюминием, наблюдался тот же спектр (ФЛ), что и в монокристаллах, легированных Al [9] (рис. 2). Интенсивность спектра быстро падала с повышением температуры.

Известно, что облучение 4H- и 6H-SiC электронами, протонами и различными видами ионов приводило к росту интенсивности так называемой „дефектной“ фотолуминесценции (ДФЛ) [10–13]. ДФЛ наблюдалась также в монокристаллах и гетероэпитаксиальных пленках 3C-SiC, выращенных на кремнии, после облучения ионами [14,15]. Анализ экспериментальных результатов, полученных в работе [12], показал, что зависимость интенсивности ДФЛ от дозы облучения хорошо объясняется на основе предположения, что данная ФЛ обусловлена донорно-акцепторной рекомбинацией на паре азот–радиационный дефект.

В монокристаллах 3C-SiC после облучения электронами с энергией 0.9 MeV и дозой $3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ наблюдалось появление полосы ФЛ с максимумом $\sim 650 \text{ nm}$ (рис. 3). Эта полоса отсутствовала в спектре ФЛ исходного кристалла. В то же время в эпитаксиальных слоях облучение не приводило к появлению ФЛ в данном диапазоне энергий.

Согласно литературным данным, как ДФЛ, так и ФЛ в образцах SiC⟨Al⟩ связаны с излучательной рекомбинацией на донорно-акцепторных парах, причем в обоих случаях в качестве доноров выступают атомы азота. В качестве акцептора в первом случае выступают атомы алюминия, а во втором — акцепторный центр неизвестной природы, предположительно структурный дефект.

Возможно, что при облучении образцов 3C-SiC, имеющих DPB, часть образующихся структурных дефектов оседает на двойниковых границах (DPB), т.е. DPB являются геттерами образующихся при облучении структурных дефектов. В результате облучение не приводит к появлению ДФЛ в образцах 3C-SiC, имеющих DPB.

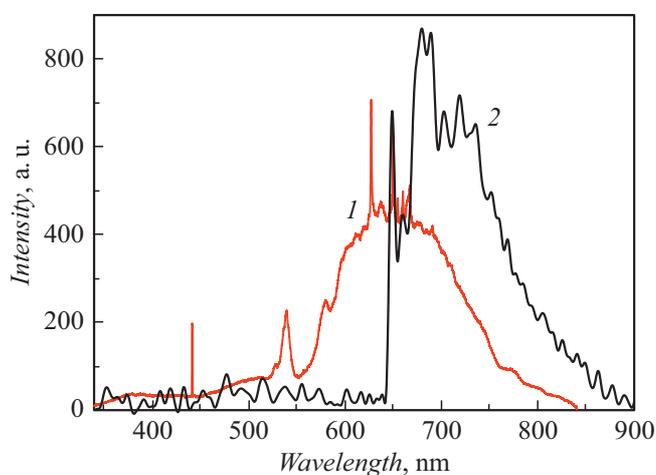


Рис. 3. Спектр ФЛ при 80 К для исходного монокристалла 3C-SiC (1) и образца, облученного электронами с энергией 0.9 MeV и дозой $3 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ (2).

Это предположение согласуется с тем, что в образцах 3C-SiC/Si и монокристаллах 3C-SiC, где преобладают структурные дефекты других типов, наблюдалось появление ДФЛ после облучения.

Проведенное исследование показало, что существование в гетероэпитаксиальных пленках 3C-SiC границы двойников не сказывается на ФЛ, связанной с примесью алюминия. Однако в данных пленках не появляется характерная для карбида кремния ФЛ, связанная с радиационными дефектами. Возможно, это обусловлено тем, что имеющиеся в пленках структурные дефекты служат стоками для образующихся при облучении радиационных дефектов, являющихся компонентами донорно-акцепторной пары, ответственной за данную ФЛ.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Лебедев А.А., Мосина Г.Н., Никитина И.П., Савкина Н.С., Сорокин Л.М., Трегубова А.С. // Письма в ЖТФ. 2001. Т. 27. В. 24. С. 57–63.
- [2] Davydov D.V., Lebedev A.A., Tregubova A.S., Kozlovski V.V., Kuznetsov A.N., Bogdanova E.V. // Mater. Sci. Forum. 2000. V. 338-342. P. 221–224.
- [3] Gorin S.N., Ivanova L.M. // Phys. Status Solidi B. 1997. V. 202. N 1. P. 221–245.
- [4] Nishino S., Powell J.A., Will H.A. // Appl. Phys. Lett. 1983. V. 42. N 42. P. 460–462.
- [5] Водаков Ю.А., Ломакина Г.А., Мохов Е.Н., Одинг В.Г. // ФТТ. 1977. Т. 19. В. 9. С. 1812–1814.
- [6] Lebedev A.A. // Semicond. Sci. Technol. 2006. V. 21. N 6. P. R17–R34.
- [7] Лебедев А.А., Зеленин В.В., Абрамов П.Л., Богданова Е.В., Лебедев С.П., Нельсон Д.К., Разбирин Б.С., Щеглов М.П., Трегубова А.С., Suvajarvi M., Yakimova R. // ФТП. 2007. Т. 41. В. 3. С. 273–275.
- [8] Jokubavicius V., Yazdi G.R., Liljedahl R., Ivanov I.G., Sun J., Liu X., Schuh P., Wilhelm M., Wellmann P., Yakimova R., Suvajarvi M. // Cryst. Growth. 2015. V. 15. N 6. P. 2940–2947.
- [9] Suzuki A., Matsunami H., Tanaka T. // J. Electrochem. Soc. 1977. V. 124. N 2. P. 241–246.
- [10] Макаров В.В., Петров Н.Н. // ФТТ. 1966. Т. 8. В. 5. С. 1602–1607.
- [11] Кодрау Н.В., Макаров В.В. // ФТП. 1981. Т. 15. В. 7. С. 1408–1411.
- [12] Lebedev A.A., Ber B.Ya., Seredova N.V., Kazantsev D.Yu., Kozlovski V.V. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2015. V. 48. N 48. P. 485106.
- [13] Козловский В.В., Лебедев А.А., Богданова Е.В., Середова Н.В. // ФТП. 2015. Т. 49. В. 9. С. 1198–1201.
- [14] Макаров В.В. // ФТТ. 1967. Т. 9. В. 2. С. 596–600.
- [15] Al Atem A.S., Ferrier L., Canut B., Chauvin N., Guillot G., Bluet J.-M. // Phys. Status Solidi C. 2016. V. 13. N 10-12. P. 860–863.