

Воздействие протонного облучения с энергией 8 МэВ на гетероэпитаксиальные слои *n*-3C-SiC

© А.А. Лебедев¹, Б.Я. Бер¹, Г.А. Оганесян¹, С.В. Белов¹, С.П. Лебедев^{1,2}, И.П. Никитина¹, Н.В. Середова¹, Л.В. Шахов¹, В.В. Козловский³

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

² Университет ИТМО, 197101 Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 195251 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: Shura.Lebe@mail.ioffe.ru

(Получена 6 февраля 2017 г. Принята к печати 8 февраля 2017 г.)

Исследовано воздействие протонного облучения с энергией 8 МэВ на эпитаксиальные слои *n*-3C-SiC, выращенные методом сублимации на полуизолирующих подложках 4H-SiC. Изменения параметров образцов регистрировали методом эффекта Холла и по спектрам фотолюминесценции. Метод Холла был применен для раздельной оценки влияния облучения на концентрацию и подвижность носителей заряда. Скорость удаления носителей (V_d) составила $\sim 110 \text{ см}^{-1}$. Полная компенсация образцов с исходной концентрацией носителей заряда $6.5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ наблюдалась при дозах облучения $\sim 6 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$. Подвижность носителей заряда при таких дозах облучения уменьшалась всего в 2.5 раза. По сравнению с 4H и 6H карбида кремния не было отмечено значительного увеличения интенсивности так называемой „дефектной“ фотолюминесценции.

DOI: 10.21883/FTP.2017.08.44795.8535

1. Введение

Известно, что кубический карбид кремния (3C-SiC) отличается от других политипов SiC наибольшей подвижностью электронов [$1200 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$], которая не зависит от кристаллографического направления. Остальные параметры 3C (критическое электрическое поле, максимальные рабочие температуры, скорость насыщения электронов, теплопроводность) незначительно отличаются от параметров гексагональных политипов [1,2]. Таким образом, 3C-SiC является весьма перспективным материалом для создания различных типов полупроводниковых приборов. В настоящее время технология выращивания объемных кристаллов 3C-SiC еще не разработана, и основным методом получения пленок 3C-SiC является гетероэпитаксия на подложках других материалов, в том числе гексагональном SiC [3,4].

2. Эксперимент

В настоящей работе рост эпитаксиальных слоев 3C-SiC осуществляли методом сублимационной эпитаксии в вакууме. В качестве подложки использовали полуизолирующие подложки политипа 4H производства фирмы Cree [5]. Рост производили на полярных C(0001) и Si(0001) гранях подложки. Температура роста составляла 1950–2000°C, время роста 10 мин., площадь выращенного слоя 3C-SiC $\sim 1 \text{ см}^2$. В качестве источника использовали коммерческий мелкозернистый порошок карбида кремния с диаметром зерна 10–20 мкм. При зарождении кубического эпитаксиального слоя одновременно в разных точках (местах) гексагональной подложки ориентация зародышей 3C-SiC вдоль поверхности роста имеет два вида, отличающиеся разворотом друг

относительно друга на 60° (двойниковая структура) [6]. На границах двойников 3C-SiC образуются дефектные области (Double position boundaries DPB).

Для определения структурного совершенства эпитаксиального слоя применяли метод 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.

Облучение протонами проводили на циклотроне МГЦ-20. Использовали протоны с энергией 8 МэВ в диапазоне доз облучения (D) $3.0 \cdot 10^{14}$ – $6.0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$.

В исходных образцах измеряли концентрацию атомов азота методом динамической вторично-ионной масс-

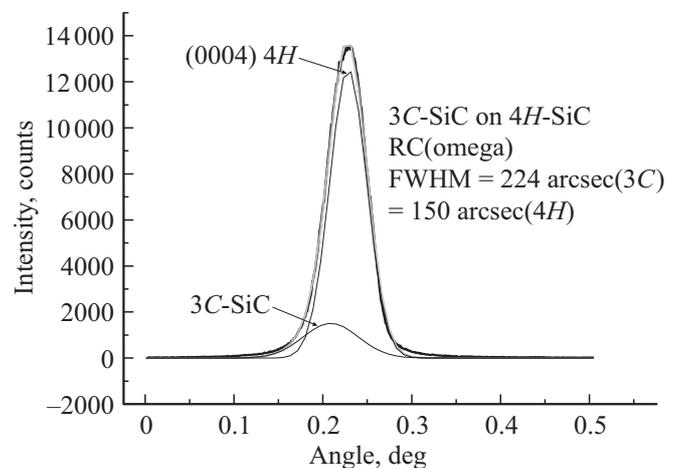


Рис. 1. Рентгеновская кривая качания образца 3C-SiC/4H-SiC, рост на Si-границе

спектрометрии с использованием ионного микрозонда CAMECAIMS 7f. Типичная концентрация атомов азота в исследованных образцах составила $1-2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$.

Для проведения измерений эффекта Холла на эпитаксиальных слоях были сделаны омические контакты. Для этого поверх пленок титана толщиной 30 нм напыляли слой никеля толщиной 0.3 мкм. Далее проводили отжиг сформированных контактов при 850°C в вакууме в течение 90 с.

Для возбуждения фотолюминесценции использовали азотный лазер (длина волны 337.1 нм, импульсная мощность 2 кВт, длительность импульса 10 нс, частота повторения импульсов 100 Гц). Плотность мощности накачки $\sim 50 \text{ кВт/см}^2$. Исследования спектров фотолюминесценции проводили при температуре жидкого азота (77 К).

3. Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлена температурная зависимость Холловской подвижности в исходных образцах. Концентрацию носителей заряда также определяли из эффекта Холла после каждой дозы облучения. Полученные результаты представлены на рис. 3 и в таблице. Как видно из таблицы, с увеличением дозы облучения наблюдается почти линейное уменьшение подвижности электронов. Очевидно, это связано с увеличением концентрации заряженных радиационных дефектов, которые являются дополнительными центрами рассеяния носителей заряда. При комнатной температуре наблюдалось снижение подвижности в два раза при максимальной дозе. В то же время при температуре жидкого азота подвижность уменьшается более чем в 3 раза. Очевидно, это связано с тем, что при комнатной температуре большую роль играют рассеяния на фононах, чем на атомах примеси и на дефектах. На основе полученных данных была определена скорость удаления носителей (рис. 3) $\sim 110 \text{ см}^{-1}$, что близко к значениям, полученным при облучении 6H- и 4H-SiC [7]. Увеличение концентрации заряженных центров после облучения подтверждает маловероятность процесса деактивации ионов донорной примеси и свидетельствует в пользу механизма компенсации проводимости собственными точечными дефектами. Типичная концентрация атомов азота, полученная из динамической масс-спектрометрии вторичных ионов исследуемых

Подвижность электронов в исследованных образцах после различных доз облучения

Доза облучения, 10^{15} см^{-2}	Подвижность, $\text{см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$	
	$T = 77 \text{ К}$	$T = 300 \text{ К}$
0	80	130
0.3	80	120
1.05	60	110
1.55	55	100
2.55	40	80
4.05	23	65
5.05	20	53

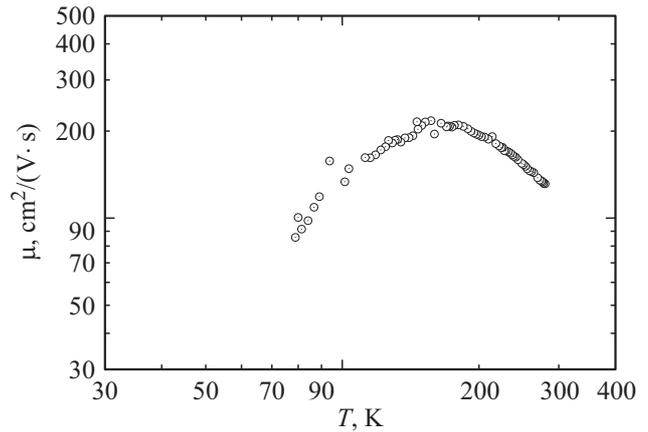


Рис. 2. Исходная температурная зависимость подвижности электронов в 3C-SiC.

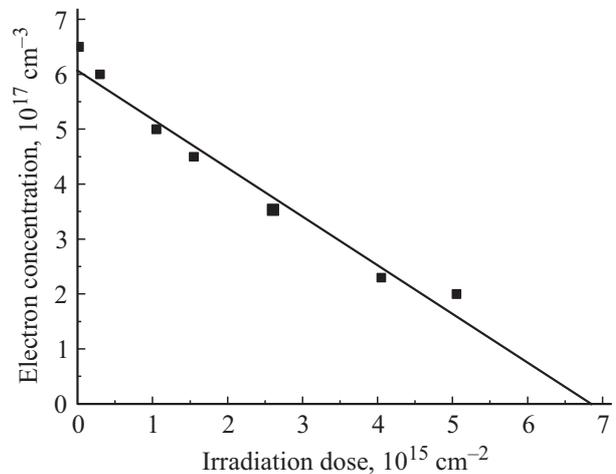


Рис. 3. Зависимость концентрации электронов в 3C-SiC от дозы облучения протонами с энергией 8 МэВ.

образцов, составила $(1-2) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Это примерно в два раза больше, чем концентрация свободных носителей заряда, полученная из измерений эффекта Холла. Эту разницу можно объяснить частичной ионизацией донорной примеси при комнатной температуре, что обусловлено значительной энергией ионизации ($\sim 0.1 \text{ эВ}$) основных донорных центров (азота) в карбиде кремния. Другая возможная причина — компенсация выращиваемых слоев проводимости n-типа неизвестными акцепторными центрами. Сильная компенсация подтверждается относительно низкой подвижностью носителей заряда в исследованных образцах.

Были проведены исследования спектров фотолюминесценции образцов исходных и после каждой дозы облучения (рис. 4). Известно, что облучение электронами, протонами и различными видами ионов приводит к росту интенсивности так называемой „дефектной“ фотолюминесценции (ДФЛ) в 4H- и 6H-SiC [8–11]. ДФЛ наблюдалась также для монокристаллов и гетероэпитаксиальных пленок 3C, выращенных на кремнии, после облучения ионами [12,13]. Анализ полученных

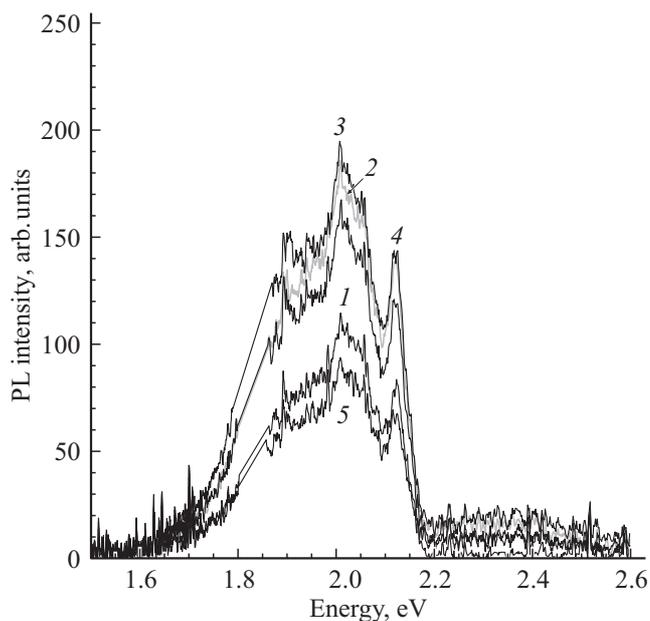


Рис. 4. Спектры фотолуминесценции образцов 3C-SiC: 1 — исходный; после различных доз облучения $\cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$: 2 — 1, 3 — 1.5, 4 — 2.5, 5 — 4.

экспериментальных результатов в работе [10] показал, что зависимость интенсивности ДФЛ от дозы облучения хорошо объясняется предположением, что данная фотолуминесценция обусловлена донорно-акцепторной комбинацией (ДАР) на паре азот–радиационный дефект.

В настоящей работе мы не наблюдали значительного увеличения интенсивности ДФЛ после облучения. Возможно, отсутствие увеличения интенсивности данной фотолуминесценции связано с тем, что при облучении протонами образуется другой спектр радиационных дефектов, чем при ионном облучении. Другой возможной причиной может быть отсутствие ДРВ в монокристаллах и эпитаксиальных пленках 3C, выращенных на кремнии. Существующие в исследуемых в настоящей работе образцах 3C-SiC ДРВ могли служить геттерами радиационных дефектов, являющихся компонентами ДАР, ответственных за ДФЛ.

4. Заключение

Причиной компенсации карбида кремния при облучении является резкое уменьшение концентрации носителей заряда. При этом подвижность носителей заряда уменьшается всего в два с половиной раза. Выполненные исследования показали, что выращенные 3C-SiC эпитаксиальные слои имеют приблизительно такую же радиационную стойкость при облучении протонами, как 6H- и 4H-SiC. Тем не менее в кубическом политипе карбида кремния в отличие от гексагональных политипов не наблюдалось увеличения интенсивности „дефектной“ фотолуминесценции.

Настоящая работа была выполнена при частичной финансовой поддержке РФГ гранта № 16-12-10106.

Измерения методом ВИМС выполнены в ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“, поддерживаемом Минобрнауки России.

Список литературы

- [1] M.E. Levinshtein, S.L. Rumyantsev, M.S. Shur. (eds). *Properties of Advanced Semiconductor Materials: GaN, AlN, InN, BN, SiC, SiGe*. (John Wiley & Sons, Hoboken. NJ. 2001).
- [2] M. Yamanaka, H. Daimond, E. Sakum, S. Misawa, S. Yoshida. *J. Appl. Phys.*, **61** (2), 599 (1987).
- [3] A.A. Lebedev. *Semicond. Sci. Technol.*, **21**, R17 (2006).
- [4] D.V. Davydov, A.A. Lebedev, A.S. Tregubova, V.V. Kozlovski, A.N. Kuznetsov, E.V. Bogdanova. *Mater. Sci. Forum*, **338–342**, 221 (2000).
- [5] <http://www.cree.com/> Cree Inc.: (04.04.2017).
- [6] A.A. Lebedev. *Semicond. Sci. Technol.*, **21**, R17 (2006).
- [7] A.A. Lebedev, A.I. Veinger, D.V. Davydov, V.V. Kozlovski, N.S. Savkina, A.M. Strel'chuk. *J. Appl. Phys.*, **88** (11), 6265 (2000).
- [8] В.В. Макаров, Н.Н. Петров. *ФТТ*, **8** (5), 1602 (1966).
- [9] Н.В. Кодрау, В.В. Макаров. *ФТП*, **11**, 1408 (1981).
- [10] A.A. Lebedev, B.Ya. Ber, N.V. Seredova, D.Yu. Kazantsev, V.V. Kozlovski. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **48**, 485106 (2015).
- [11] В.В. Козловский, А.А. Лебедев, Е.В. Богданова, Н.В. Середова. *ФТП*, **49** (9), 1198 (2015).
- [12] В.В. Макаров. *ФТТ*, **9**, 596 (1967).
- [13] A.S. Atem, L. Ferrier, B. Canut, N. Chauvin, G. Guillot, J.-M. Bluet. *Phys. Status Solidi C*, **13** (10–12), 860 (2016).

Редактор Г.А. Оганесян

Effects of proton irradiation with the energy of 8 MeV heteroepitaxial layers of n-3C-SiC

A.A. Lebedev¹, B.Ya. Ber¹, G.A. Oganesyana¹, S.V. Belov¹, S.P. Lebedev^{1,2}, I.P. Nikitina¹, N.V. Seredova¹, L.V. Shakhov¹, V.V. Kozlovski³

¹ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

² ITMO University,
197101 St. Petersburg, Russia

³ Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
195251 St. Petersburg, Russia

Abstract In the present study we investigated the effects of 8 MeV proton irradiation on n-3C-SiC epitaxial layers, grown by sublimation on semi-insulating 4H-SiC substrates. Changes in samples parameters were recorded by the Hall effect and photoluminescence spectra. Hall method was applied to the separate assessment of the impact of radiation on the and mobility of charge carriers. It was found that the carriers removal rate (V_d) was $\sim 110 \text{ cm}^{-1}$. Full compensation of the samples with initial concentration of charge carriers $\sim 6.5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ was observed at doses of about $6 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$. It is found that the mobility of such doses decreased only 2.5 times. Compared with the 4H and 6H silicon carbide no significant increase in the intensity of the so-called „defective“ photoluminescence was observed.