

Применение композитных подложек 6H-SiC/3C-SiC(001) для выращивания кубического политипа карбида кремния методом сублимации

© А.В. Мясоедов¹, М.Г. Мынбаева¹, С.Ю. Приображенский^{1,2}, Д.Г. Амельчук¹, С.П. Лебедев¹, А.А. Лебедев¹

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

² Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“ им. В.И. Ульянова,
197022 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: amyasoedov@gmail.com

Поступила в Редакцию 4 мая 2025 г.

В окончательной редакции 19 июля 2025 г.

Принята к публикации 21 июля 2025 г.

Представлены результаты исследования толстых слоев кубического политипа карбида кремния, выращенных с использованием композитных подложек 6H-SiC/3C-SiC(001) собственного изготовления. Выращивание слоев осуществлялось сублимационным методом в вакуумной камере в диапазоне температур 1600–1800 °С. Исследование проводилось методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии и было направлено на характеризацию стабильности выращивания слоя кубического карбида кремния с ориентацией (001). Приводится анализ дефектной структуры слоя в сравнении со слоем карбида кремния с ориентацией (111), полученным на подложке гексагонального политипа.

Ключевые слова: карбид кремния, кубический политип, сублимационная эпитаксия.

DOI: 10.61011/FTP.2025.05.61476.8000

Карбид кремния (SiC) выделяется множеством привлекающих электрических и механических свойств, таких как высокое поле пробоя, высокая теплопроводность и стабильность характеристик в широком диапазоне температур, что делает материал, представляющим интерес для современной полупроводниковой промышленности, особенно в области высокотемпературной и силовой электроники [1]. В настоящее время для выращивания объемного SiC используется модифицированный метод Лели. Метод позволяет получать подложки только двух наиболее стабильных гексагональных политипов — 4H и 6H. В то же время метастабильный кубический политип (3C) обладает рядом преимуществ, включая более высокую подвижность носителей [2,3], что стимулирует появление работ, направленных на его получение [4].

Процесс гетерополитипной эпитаксии кристаллов кубического политипа с использованием доступных гексагональных монокристаллических подложек карбида кремния сталкивается с двумя основными проблемами, ограничивающими этот подход. Первая и наиболее существенная — это нежелательные включения других политипов, которые могут ухудшать электрические характеристики получаемых структур. Вторая проблема связана с наличием двух возможных последовательностей зарождения кристаллитов (ABC и ACB), что приводит к образованию дефектных границ между соответствующими областями, так называемых Double Position Boundaries (DPB) дефектов [5].

На сегодняшний день для получения структур 3C-SiC широко применяют химическое осаждение из газовой

фазы (Chemical Vapor Deposition, CVD) с использованием монокристаллических подложек кремния с ориентацией (001). Гетероэпитаксия обеспечивает получение пленок кубического политипа карбида кремния, свободных от включений других политипов, и позволяет избежать проблемы DPB дефектов. При этом у данного подхода есть ограничения, связанные с температурой плавления кремния (1414 °С), а также со значительным рассогласованием параметров решеток, которое приводит к высокой дефектности пленок. Кроме того, различие коэффициентов теплового расширения накладывает ограничения на предельную толщину пленок, что важно учитывать при разработке устройств на их основе.

Особого внимания заслуживает метод сращивания пластин (wafer bonding) различных полупроводниковых материалов, широко применяемый для создания комбинированной подложки с требуемыми характеристиками [6]. Такой подход является актуальным и для карбида кремния [7,8]. Для выращивания толстых слоев 3C-SiC сублимационным методом, в частности, рассматривается перенос тонких слоев карбида кремния кубической модификации с ориентацией (001) на подложку гексагональных политипов [9,10]. Для этого используются слои 3C-SiC, выращенные методом CVD на кремниевой подложке. При использовании (001) грани 3C-SiC для гомополитипной эпитаксии направление чередования плотноупакованных плоскостей отличается от направления роста слоя, что должно подавить появление политипных включений. Также иное чередование слоев вдоль оси симметрии 4-го порядка такой подложки должно исключить появление DPB дефектов. Что касается антифазных

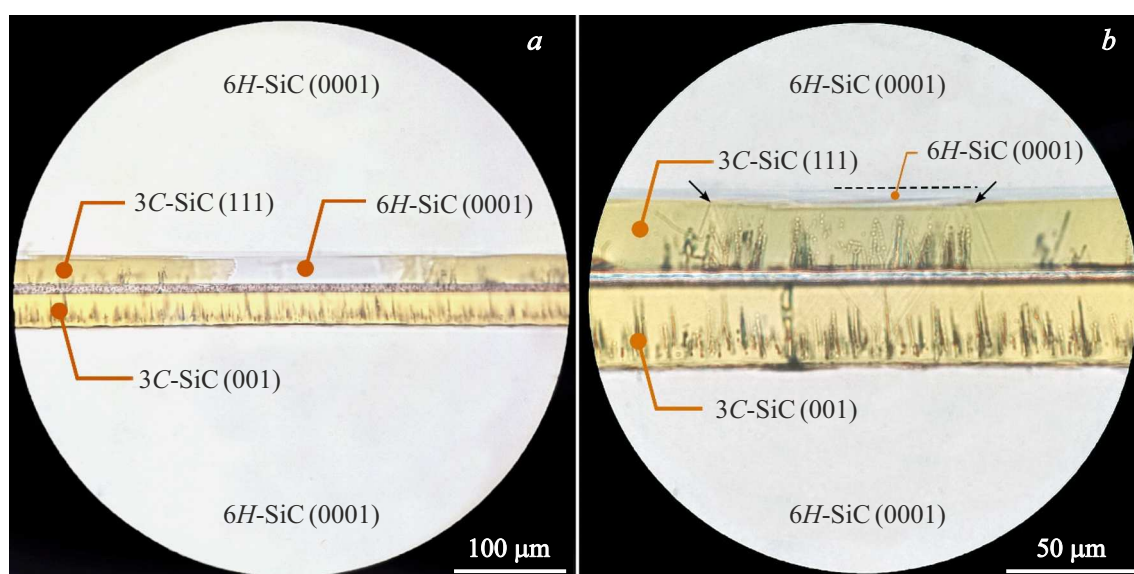


Рис. 1. Изображения поперечного сечения склеенных между собой слоев карбида кремния, выращенных непосредственно на 6H-SiC-подложке (верхняя половина изображений) и с использованием затравочного CVD слоя 3C-SiC (нижняя половина изображений). Рисунок демонстрирует присутствие гексагональных политипных включений для 3C-SiC(111) слоя (a) и DPB дефектов, обозначенных черными стрелочками (b). Пунктирной линией показан интерфейс слоя с подложкой.

доменных границ (АДГ), присущих гетероэпитаксии на монокристаллической кремниевой подложке, гомополитипная эпитаксия не должна существенно влиять на изменение их плотности в слое относительно плотности в исходном CVD слое. В работе [11] отмечается, что с увеличением толщины слоя АДГ могут замыкаться в объеме кристалла. Таким образом, цель данной работы заключается в характеристике методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) слоя карбида кремния, выращенного методом сублимации на композитной подложке 6H-SiC/3C-SiC(001), на предмет политипных включений и структурных дефектов. ПЭМ-исследование проводилось с помощью микроскопа Philips EM420, работающего при ускоряющем напряжении 100 кВ. Оптические наблюдения осуществлялись на микроскопе Olympus CX41. Поперечные сечения структур для исследования готовились по стандартной для ПЭМ методике, включающей механическое утончение и ионную полировку (Ar^+).

Для экспериментов по выращиванию эпитаксиальных слоев кубического поли типа использовались композитные подложки 6H-SiC/3C-SiC(001) собственного изготовления. В качестве несущей подложки использовались коммерчески доступные монокристаллические пластины 6H-SiC(0001) производства Cree, Inc. В качестве затравочного слоя кубического поли типа с ориентацией (001) применялись CVD 3C-SiC(001) слои толщиной 10 мкм (NOVASIC). Процесс переноса слоя на 6H-SiC пластину подробно описан в работе [12]. Выращивание слоев карбида кремния осуществлялось сублимационным методом в лабораторной установке с индукционным нагревом. Максимальная температура в процессе составляла

$\sim 1800^\circ\text{C}$, давление в ростовой камере поддерживалось на уровне $5 \cdot 10^{-6} - 6 \cdot 10^{-6}$ Торр. Время роста составляло 1–2 ч.

Общая площадь композитной подложки составляла $\sim 11 \times 11 \text{ мм}^2$, из которой на затравочный 3C-SiC CVD слой приходилось $\sim 7 \times 7 \text{ мм}^2$. Остальная поверхность соответствовала Si-границе 6H-SiC(0001) пластины. Для структурной характеристики методом ПЭМ между собой были склеены области с использованием затравочного слоя и без. Изображения поперечного сечения, приготовленного ПЭМ-образца, полученные с помощью оптического микроскопа, приведены на рис. 1. Кубический карбид кремния с шириной запрещенной зоны 2.4 эВ имеет прозрачный желтый оттенок, в то время как оттенки гексагональных слоев могут варьироваться в зависимости от типа легирующей примеси. Этот эффект позволяет дифференцировать поли типы карбида кремния по их оттенкам с помощью оптической микроскопии [13].

На рис. 1 слои 3C-SiC хорошо идентифицируются по желтому оттенку на фоне прозрачной подложки. Слои являются сплошными с однородной толщиной $\sim 30 \text{ мкм}$ для обеих областей. Для области без затравочного слоя, показанной в верхней половине рис. 1, a, 3C-SiC слой имеет ориентацию (111). На изображении наблюдается значительное политипное включение 6H-SiC. Также видно, что политипная нестабильность наблюдается вдоль всего интерфейса с подложкой. Что касается области с применением затравочного слоя, демонстрируемой в нижней половине рисунка, для 3C-SiC слоя с ориентацией (001) аналогичных гексагональных включений не наблюдается. Образование вертикальных дефектов на толщине $\sim 6 \text{ мкм}$ от интерфейса, по всей видимости,

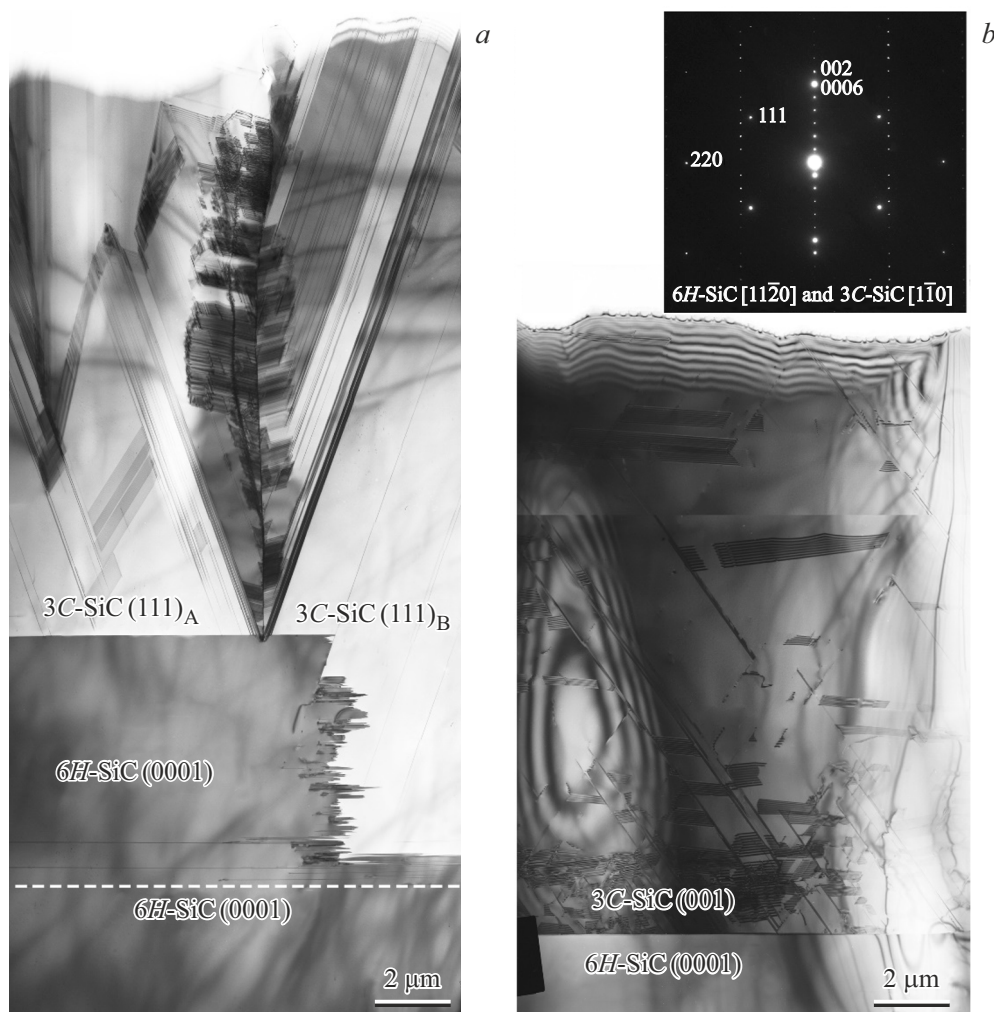


Рис. 2. Светлопольные ПЭМ-изображения поперечного сечения слоя SiC: *a* — для области подложки без затравочного слоя; *b* — для области с применением затравочного CVD слоя. На вставке приведена картина дифракции электронов, соответствующая области интерфейса.

обусловлено особенностями морфологии поверхности затравочного слоя, которые возникают в результате взаимодействия расплава кремния и CVD слоя карбида кремния в процессе его переноса на пластину 6H-SiC [4]. Процесс сопровождается растворением наиболее дефектной части исходного CVD слоя, что объясняет уменьшение его толщины с 10 до 6 мкм. Как следует из рисунка, с увеличением толщины сублимационного слоя концентрация этих дефектов быстро падает.

На рис. 1, *b* для слоя 3C-SiC(111) просматриваются V-образные очертания DPB дефектов, отмеченные для наглядности черными стрелочками. Для слоя 3C-SiC(001) присутствуют схожие наклонные линии, как впоследствии было установлено методом ПЭМ, обусловленные двойникованием по плоскостям типа {111}. В работе [14] возникновение подобных двойников в пленке 3C-SiC с ориентацией (001) связывается с волнистой поверхностью подложки. Двойники могут быть подавлены при достаточной толщине пленки.

ПЭМ-изображения поперечного сечения слоя SiC приведены на рис. 2. Изображение на рис. 2, *a* для области без затравочного слоя демонстрирует два основных типа дефектов, присущих гомополиитипной эпитаксии 3C-SiC на гексагональных подложках. Первый тип — это гексагональные включения с игольчатыми межфазными границами. Второй тип — DPB дефекты между областями 3C-SiC(111)_A и 3C-SiC(111)_B с отличающимися последовательностями укладки ABC и CBA соответственно.

Ориентация выращенных слоев определялась с помощью дифракции электронов. Картина дифракции электронов, полученная для области интерфейса с гексагональной подложкой, приведена на вставке к рис. 2, *b*. Она подтверждает, что слой имеет ориентацию (001) с плоскостью 3C-SiC(001), параллельной плоскости 6H-SiC(0001) подложки. Граница между CVD и сублимационными слоями на ПЭМ-изображениях не выявляется. В полученной структуре вблизи интерфейса с подложкой наблюдается высокая плотность дефектов упаковки,

которая снижается с увеличением толщины слоя. АДГ в процессе исследования не было выявлено, что, по всей видимости, обусловлено высокой локальностью метода ПЭМ.

Как было указано в описании к изображениям, полученным с помощью оптического микроскопа, в слое были выявлены двойники с плоскостью двойникового типа {111}. Двойники присутствуют в слое в виде плоских вставок, параллельных базисным плоскостям. Изображения двойников в статье не приводятся.

В работе методами ПЭМ и оптической микроскопии показано, что применение композитной подложки 6H-SiC/3C-SiC(001) обеспечивает получение кубического карбида кремния, свободного от политипных включений. Выращенный слой наследует ориентацию затравочного слоя (001). Данная кристаллографическая ориентация слоя исключает появление DRB дефектов, однако, как было установлено, допускает возникновение двойников с плоскостью двойникового типа {111}. Также показано, что предложенный подход гомоэпитаксиального выращивания на композитных подложках демонстрирует возможность получения толстых (> 30 мкм) слоев SiC кубического уполитипа при более высоких температурах по сравнению с методом CVD применительно к эпитаксии на кремнии.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Благодарности

Исследования методом ПЭМ выполнены с использованием оборудования федерального ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“. Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 24-22-00232.

Список литературы

- [1] X. She, A.Q. Huang, O. Lucia, B. Ozpineci. IEEE Trans. Ind. Electron., **64** (10), 8193 (2017). DOI: 10.1109/TIE.2017.2652401
- [2] F. Li, F. Roccaforte, G. Greco, P. Fiorenza, F. La Via, A. Pérez-Tomas, J.E. Evans, C.A. Fisher, F.A. Monaghan, P.A. Mawby, M. Jennings. Materials (Basel), **14** (19), 5831 (2021). DOI: 10.3390/ma14195831
- [3] A.E. Arvanitopoulos, M. Antoniou, S. Perkins, M. Jennings, M.B. Guadas, K.N. Gyftakis, N. Lophitis. IEEE Trans. Ind. Appl., **55** (4), 4080 (2019). DOI: 10.1109/TIA.2019.2911872
- [4] A.V. Myasoedov, M.G. Mynbaeva, S.P. Lebedev, S.I. Priobrazhenskii, D.G. Amelchuk, D.A. Kirilenko, A.A. Lebedev. J. Appl. Phys., **136** (11), 115303 (2024). DOI: 10.1063/5.0227316
- [5] Z.Y. Xie, J.H. Edgar, B.K. Burkland, J.T. George, J. Chaudhuri. J. Cryst. Growth, **224** (3–4), 235 (2001). DOI: 10.1016/S0022-0248(01)01024-7

- [6] H. Moriceau, F. Rieutord, F. Fournel, Y. Le Tiec, L. Di Cioccio, C. Morales, A.M. Charvet, C. Deguet. Adv. Natural Sci.: Nanosci. Nanotechnol., **1** (4), 043004 (2010). DOI: 10.1088/2043-6262/1/4/043004
- [7] Y. Xu, F. Mu, Y. Wang, D. Chen, X. Ou, T. Suga. Ceram. Int., **45** (5), 6552 (2019). DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.11.220
- [8] M. Le Cunff, F. Rieutord, D. Landru, O. Kononchuk, N. Cherkashin. J. Appl. Phys., **135** (24), 245301 (2024). DOI: 10.1063/5.0205878
- [9] F. La Via, A. Severino, R. Anzalone, C. Bongiorno, G. Litrico, M. Mauceri, M. Schoeler, P. Schuh, P. Wellmann. Mater. Sci. Semicond. Process., **78**, 57 (2018). DOI: 10.1016/j.mssp.2017.12.012
- [10] P. Schuh, M. Arzig, G. Litrico, F. La Via, M. Mauceri, P.J. Wellmann. Phys. Status Solidi A, **214** (4), 1 (2017). DOI: 10.1002/pssa.201600429
- [11] A. Mantzari, A. Andreadou, M. Marinova, E.K. Polychroniadis. Acta Phys. Polon. A, **121** (1), 187 (2012).
- [12] М.Г. Мынбаева, Д.Г. Амелчук, А.Н. Смирнов, И.П. Никитина, С.П. Лебедев, В.Ю. Давыдов, А.А. Лебедев. ФТП, **56** (11), 1094 (2022). DOI: 10.21883/ftp.2022.11.54262.9953
- [13] J.G. Kim, W.S. Yoo, Y.S. Jang, W.J. Lee, I.G. Yeo. ECS J. Solid State Sci. Technol., **11** (6), 064003 (2022). DOI: 10.1149/2162-8777/ac760e
- [14] H. Nagasawa, K. Yagi, T. Kawahara. J. Cryst. Growth, **237–239**, 1244 (2002). DOI: 10.1016/S0022-0248(01)02233-3

Редактор Г.А. Оганесян

Application of 6H-SiC/3C-SiC(001) composite substrates for growth of cubic silicon carbide by sublimation method

A.V. Myasoedov¹, M.G. Mynbaeva¹,
S.P. Lebedev¹, S.Yu. Priobrazhenskii^{1,2},
D.G. Amelchuk¹, A.A. Lebedev¹

¹ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

² St. Petersburg Electrotechnical University „LETI“,
197022 St. Petersburg, Russia

Abstract The paper presents the results of a study of thick layers of cubic silicon carbide polytype grown using 6H-SiC/3C-SiC(001) composite substrates of our own manufacture. The layers were grown by the sublimation method in a vacuum chamber in the temperature range of 1600–1800 °C. The study was carried out using optical and transmission electron microscopy and was aimed to characterize the stability of growing a layer of cubic silicon carbide with the orientation (001). An analysis of the defect structure of the layer is presented in comparison with a layer of silicon carbide with the orientation (111), obtained on a wafer of a hexagonal polytype.