06

Особенности кристаллизации промежуточного слоя кремния в процессе переноса тонкого слоя 3*C*-SiC(001) на 6*H*-SiC(0001)-подложку

© А.В. Мясоедов, М.Г. Мынбаева, С.П. Лебедев, С.Ю. Приображенский, Д.Г. Амельчук, А.А. Лебедев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
E-mail: amyasoedov88@gmail.com

Поступило в Редакцию 4 октября 2024 г.
В окончательной редакции 4 октября 2024 г.
Принято к публикации 14 октября 2024 г.

Рассматриваются особенности кристаллизации связывающего слоя кремния между слоем кубического карбида кремния с ориентацией (001) и гексагональной (0001) 6*H*-SiC-подложкой. Обсуждаются общие закономерности, выявленные при формировании ориентационных соотношений для слоя кремния относительно слоя 3*C*-SiC и подложки 6*H*-SiC.

Ключевые слова: карбид кремния, кремний, просвечивающая электронная микроскопия.

DOI: 10.61011/PJTF.2025.04.59835.20138

Карбид кремния (SiC) является широкозонным полупроводниковым соединением. Благодаря высокому значению поля пробоя, хорошей теплопроводности и стабильности электрических характеристик в широком интервале температур материал является востребованным для современной электронной промышленности, особенно в области высокотемпературной и силовой электроники [1].

Для карбида кремния характерен политипизм — явление, при котором материал имеет тенденцию кристаллизоваться в схожих структурах с различным чередованием плотноупакованных слоев в зависимости от внешних условий. К наиболее стабильным политипам SiC относятся две гексагональные модификации: 4*H* и 6*H*. В настоящее время только эти два политипа могут быть выращены в виде монокристаллических слитков (булей) модифицированным методом Лели (метод ЛЭТИ) с использованием затравочных кристаллов. Помимо стабильных гексагональных политипов особый интерес представляет метастабильная кубическая 3*C*-модификация (структура цинковой обманки) [2]. В отличие от стабильных модификаций SiC получение объемных кристаллов и, следовательно, подложек кубического политипа представляет технологическую проблему.

Стабильность кубического политипа при относительно низких температурах позволяет выращивать его методом гетерополитипной эпитаксии на базисной грани гексагональных 4*H*- и 6*H*-подложек [3]. Получение толстых эпитаксиальных слоев 3*C*-SiC с ориентацией (111) на таких подложках сопряжено с образованием включений других политипов [4,5] и формированием дефектных границ (double positioning boundaries, DPB) [6].

Особого внимания заслуживает подход создания подложек для гомополитипной эпитаксии 3*C*-SiC методом переноса тонких слоев карбида кремния кубической модификации с ориентацией (001) на подложки гексагональных политипов SiC. Для этого используются слои 3*C*-SiC, полученные методом химического осаждения из паровой фазы (chemical vapor deposition, CVD) на кремниевой подложке с ориентацией (001). Такой подход является перспективным с точки зрения дальнейшего роста толстых слоев кубического карбида кремния, свободных от политипных включений и DPB-дефектов [7,8]. В частности, показано, что такие подложки могут быть использованы для эпитаксии 3*C*-SiC сублимационным методом [9]. Использование кремния в качестве связующего слоя при сопряжении подложек 4*H*-SiC было успешно продемонстрировано в работе [10].

В настоящей работе методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) исследованы особенности кристаллизации промежуточного слоя кремния при переносе слоя 3*C*-SiC на подложку 6*H*-SiC. ПЭМ-исследование выполнено на электронном микроскопе Philips EM420 при ускоряющем напряжении 100 kV. Образцы для исследования готовились стандартным методом, включающим механическое утонение и ионное распыление ионами Ar^+.

В исследовании рассматривается перенос CVD-пленки 3*C*-SiC толщиной порядка 10 μm, полученной на кремниевой подложке с ориентацией (001) производства компании NOVASIC. Образец размером 5×5 mm помещается лицевой стороной на подложку 6*H*-SiC размером 11×11 mm, после чего полученная конфигурация нагревается до температуры выше температуры плавления кремния (1414 °C) и выдерживается 30 min при температуре 1500 °C. Формирование связывающего слоя происходит за счет проникновения расплавленного кремния в зазор между слоем 3*C*-SiC и подложкой 6*H*-SiC. В результате процесса на поверхности подложки образуется конусообразная капля кристаллизовавшегося кремния. Изображение капли приведено на вставке к рис. 1, *a*. В дальнейшем капля удаляется методом

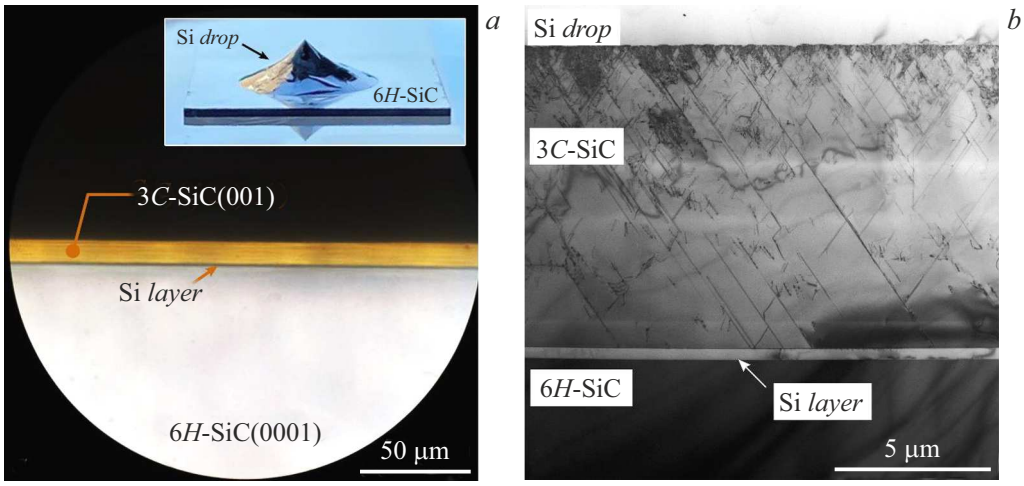

Рис. 1. Изображения поперечного сечения пересаживаемого слоя 3*C*-SiC (001) в капле кремния на подложке 6*H*-SiC. *a* — полученное с помощью оптического микроскопа; *b* — полученное с помощью ПЭМ. На вставке приведена фотография капли.

химического травления в смеси плавиковой (HF) и азотной (HNO_3) кислот.

На рис. 1, *a* показано изображение поперечного сечения ПЭМ-образца, полученное с помощью оптического микроскопа (цветной вариант рисунка представлен в электронной версии статьи). В отличие от подложки 6*H*-SiC слой 3*C*-SiC имеет характерный желтый оттенок. Связующий слой кремния на изображении представлен темной узкой полосой. ПЭМ-изображение показанной структуры приведено на рис. 1, *b*. Далее будут рассмотрены ориентационные соотношения, возникающие при кристаллизации промежуточного слоя кремния относительно слоя 3*C*-SiC и подложки 6*H*-SiC.

Процесс формирования ориентационных соотношений между кремнием и карбидом кремния кубической модификации при гетероэпитаксии на темплейтах Si/SiC подробно рассмотрен в цикле работ [11,12]. В частности, авторами отмечается тенденция к образованию поликристаллической пленки. Для случая кристаллизации расплава кремния в промежутке между двумя подложками 4*H*-SiC с базисными гранями C и Si также наблюдается образование поликристаллического промежуточного слоя [10].

В рассматриваемом случае (в процессе остывания) имеет место кристаллизация промежуточного слоя расплава кремния между поверхностью слоя 3*C*-SiC (001) и Si-гранью подложки 6*H*-SiC. Анализ результатов ПЭМ-исследования выявил поликристаллический характер структуры как для промежуточного слоя, так и для капли отвердевшего кремниевого расплава. На рис. 2 приведены примеры картин дифракции электронов, полученных от областей вблизи границ раздела промежуточного слоя кремния со слоем 3*C*-SiC и подложкой 6*H*-SiC.

Картина дифракции электронов для интерфейса 3*C*-SiC/Si на рис. 2, *a* (верхняя часть) с хорошей точностью соответствует номинальным эпитаксиальным соотношениям: 3*C*-SiC$\{001\}$ $\parallel$ Si$\{001\}$ и 3*C*-SiC$\langle 1\bar{1}0\rangle$ $\parallel$ Si$\langle 1\bar{1}0\rangle$. Несоответствие параметров решетки для данной ориентации составляет 20%. На нижней части рис. 2, *a* приведена картина дифракции, полученная от этой же области промежуточного слоя кремния для границы с подложкой. При получении картин дифракции электронов на интерфейсе 6*H*-SiC/Si образец ориентировался осью зоны 6*H*-SiC$\langle 11\bar{2}0\rangle$ параллельно электронному пучку. Наблюдаемая асимметрия в распределении интенсивности для отражений промежуточного слоя кремния указывает на отсутствие взаимной ориентации с подложкой. Тем не менее угол между направлениями Si$\langle 1\bar{1}0\rangle$ и 6*H*-SiC$\langle 11\bar{2}0\rangle$ достаточно мал и по нашим оценкам составляет несколько градусов. Наклонное положение отражения 002 на картине дифракции относительно отражения подложки 0006 свидетельствует об изгибе перенесенного слоя 3*C*-SiC, вызванном, по всей видимости, неравномерным распределением кремния на границе.

На рис. 2, *b* приводится картина дифракции электронов для интерфейса 3*C*-SiC/Si с ориентационными соотношениями, близкими к 3*C*-SiC$\{110\}$ $\sim\parallel$ Si$\{11\bar{1}\}$ и 3*C*-SiC$\langle 1\bar{1}0\rangle$ $\parallel$ Si$\langle 1\bar{1}0\rangle$. Угол отклонения между отражениями $\bar{2}\bar{2}0$ для 3*C*-SiC и $\bar{2}\bar{2}2$ для кремния составляет порядка 2°, как это демонстрируется на вставке к рис. 2, *b*. Подобная конфигурация была рассмотрена в работе [13], где наблюдалось аналогичное отклонение. Данная ориентация отличается от предыдущей поворотом на $\sim 35.2°$ — угол между плоскостями (001) и (112) при наблюдении вдоль оси зоны $[1\bar{1}0]$. Для такой ориентации несоответствие межплоскостных расстояний для карбида кремния и кремния в плоскости интерфейса $\{001\}$ вдоль одного из направлений 3*C*-SiC$\langle 110\rangle$ составляет около 2% ($2d^{3C\text{-SiC}}_{\{220\}} \approx d^{\text{Si}}_{\{111\}}$). Ориентации кристаллитов кремния, для которых плоскости типа $\{111\}$ распо-

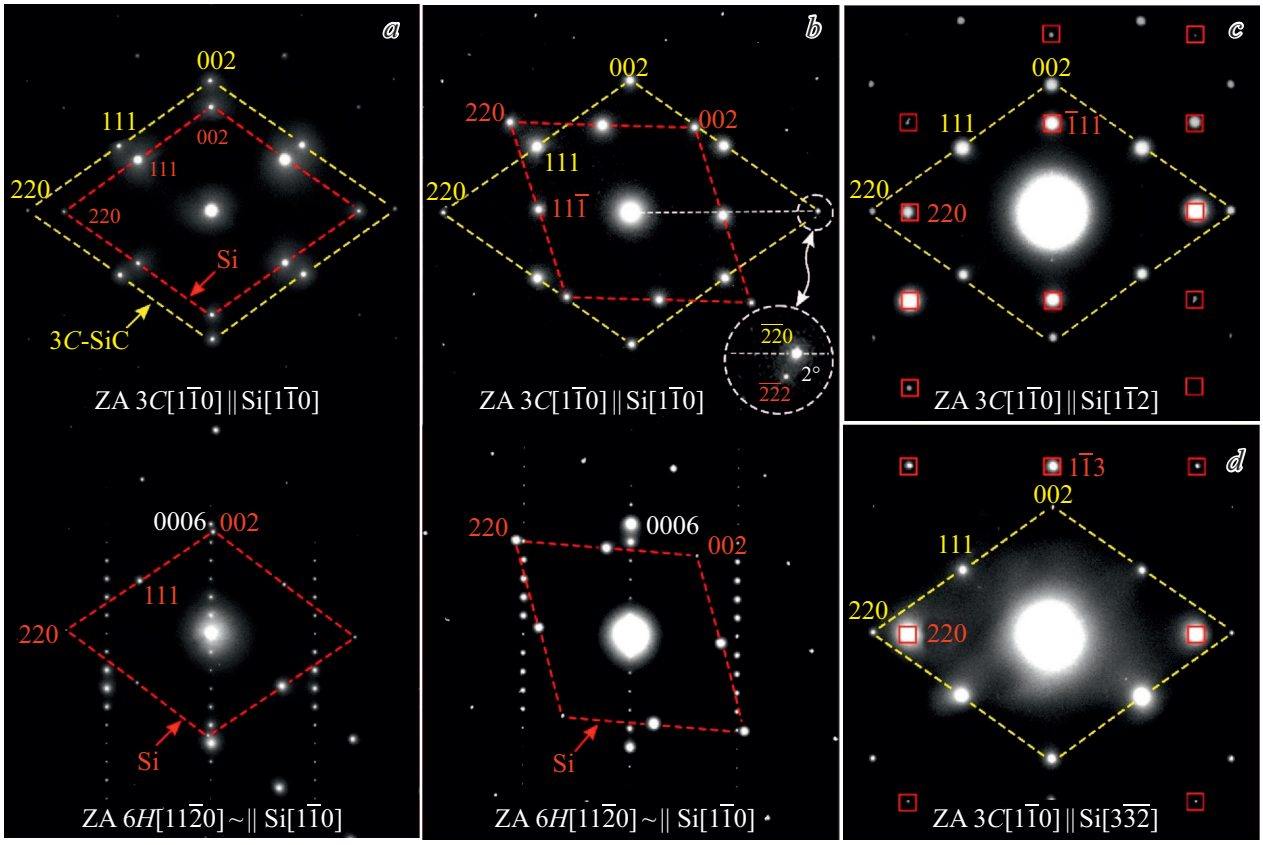

Рис. 2. Примеры картин дифракции электронов, полученных от области интерфейсов слоя 3*C*-SiC и подложки 6*H*-SiC с промежуточным слоем кремния (*a*, *b*) и от области интерфейса между слоем 3*C*-SiC и промежуточным слоем кремния (*c*, *d*). Желтый и красный цвет в обозначениях относится к 3*C*-SiC и Si соответственно. Цветной вариант рисунка представлен в электронной версии статьи.

ложены параллельно плоскостям 3*C*-SiC{110}, в ходе исследования встречались с заметной регулярностью и связываются авторами именно с этим обстоятельством. На интерфейсе 6*H*-SiC/Si для этой же области, согласно картине дифракции на рис. 2, *b*, помимо близости направлений Si⟨1$\bar{1}$0⟩ и 6*H*-SiC⟨11$\bar{2}$0⟩ иных закономерностей при формировании ориентационных соотношений не наблюдается.

Другой тенденцией является ориентация плотноупакованного направления вдоль аналогичного направления слоя 3*C*-SiC. Для данной конфигурации в плоскости интерфейса расположены два взаимно перпендикулярных направления типа 3*C*-SiC⟨1$\bar{1}$0⟩, поэтому при наблюдении в основном встречаются два типа дифракционных картин. Первый тип, когда направление Si⟨1$\bar{1}$0⟩ ориентировано вдоль электронного пучка, соответствует картинам дифракции электронов на рис. 2, *a* и *b*. Второй тип, когда направление ориентировано нормально по отношению к электронному пучку, представлен на рис. 2, *c* и *d*. На то, что направления Si⟨110⟩ и 3*C*-SiC⟨110⟩ в этом случае параллельны друг другу, указывает положение отражений 220 для кремния и карбида кремния, находящихся на одной прямой, параллельной плоскости интерфейса.

Таким образом, в работе экспериментально исследованы закономерности формирования ориентационных соотношений при кристаллизации расплава кремния между перенесенным слоем 3*C*-SiC(001) и гексагональной подложкой карбида кремния. Установлено, что в результате кристаллизации образуется промежуточный слой кремния с поликристаллической структурой. Возникающие для такого слоя ориентационные соотношения в большей степени коррелируют с ориентацией кубического слоя карбида кремния и в меньшей степени с ориентацией гексагональной подложки. При их формировании могут быть выделены следующие тенденции. Первая тенденция — ориентация плоскостей Si{111} параллельно плоскостям 3*C*-SiC{110}, что связывается с близостью межплоскостных расстояний для этих семейств кристаллографических плоскостей. Вторая тенденция — ориентация кристаллитов кремния плотноупакованным направлением ⟨1$\bar{1}$0⟩ параллельно направлению пересаживаемого слоя 3*C*-SiC⟨1$\bar{1}$0⟩.

Благодарности

Исследования методом ПЭМ выполнены с использованием оборудования федерального ЦКП „Матери-

аловедение и диагностика в передовых технологиях“, поддержанного Минобрнауки России.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 24-22-00232.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

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, **14** (19), 5831 (2021). DOI: 10.3390/ma14195831
[3] K. Seki, Alexander, S. Kozawa, T. Ujihara, P. Chaudouët, D. Chaussende, Y. Takeda, J. Cryst. Growth, **335** (1), 94 (2011). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2011.09.004
[4] R. Vasiliauskas, P. Malinovskis, A. Mekys, M. Syväjärvi, J. Storasta, R. Yakimova, Mater. Sci. Forum, **740-742**, 335 (2013). DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.740-742.335
[5] R. Vasiliauskas, M. Marinova, M. Syväjärvi, E.K. Polychroniadis, R. Yakimova, J. Cryst. Growth, **395**, 109 (2014). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2014.03.021
[6] H.S. Kong, B.L. Jiang, J.T. Glass, G.A. Rozgonyi, K.L. More, J. Appl. Phys., **63** (8), 2645 (1988). DOI: 10.1063/1.341004
[7] 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
[8] P. Schuh, M. Arzig, G. Litrico, F. La Via, M. Mauceri, P.J. Wellmann, Phys. Status Solidi A, **214** (4), 1600429 (2017). DOI: 10.1002/pssa.201600429
[9] М.Г. Мынбаева, Д.Г. Амельчук, 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 [M.G. Mynbaeva, D.G. Amelchuk, A.N. Smirnov, I.P. Nikitina, S.P. Lebedev, V.Yu. Davydov, A.A. Lebedev, Semiconductors, **56** (11), 872 (2022). DOI: 10.21883/SC.2022.11.54965.9953].
[10] M. Le Cunff, F. Rieutord, D. Landru, O. Kononchuk, N. Cherkashin, J. Appl. Phys., **135** (24), 245301 (2024). DOI: 10.1063/5.0205878
[11] T. Yeghoyan, K. Alassaad, V. Souliere, G. Ferro, Mater. Sci. Forum., **897**, 87 (2017). DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.897.87
[12] T. Yeghoyan, K. Alassaad, S.R.C. McMitchell, M. Gutierrez, V. Souliere, D. Araujo, G. Ferro, Mater. Sci. Forum., **924**, 128 (2018). DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.924.128
[13] T. Nishiguchi, M. Nakamura, K. Nishio, T. Isshiki, S. Nishino, Appl. Phys. Lett., **84** (16), 3082 (2004). DOI: 10.1063/1.1719270