

06;12

Структурные исследования гетеропереходов $(p)3C-SiC-(n)6H-SiC$

© А.А. Лебедев, Г.Н. Мосина, И.П. Никитина,
Н.С. Савкина, Л.М. Сорокин, А.С. Трегубова

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург

Поступило в Редакцию 26 июля 2001 г.

Методами рентгеновской топографии, дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии исследованы эпитаксиальные структуры $(p)3C-SiC/(n)6H-SiC$, полученные сублимационной эпитаксией в вакууме на подложке $6H-SiC$. Проведенные исследования показали высокое структурное совершенство эпитаксиальных слоев обоих политипов SiC . Выявлена резкая граница раздела между эпитаксиальными слоями $(3C)SiC$ и $(6H)SiC$.

Карбид кремния (SiC) является перспективным материалом для высокотемпературной мощной и СВЧ электроники. Благодаря большому количеству кристаллических модификаций (политипов) SiC с одинаковым химическим составом, но со значительно отличающимися электрофизическими свойствами, появилась уникальная возможность создания различных гетероструктур на основе этого материала [1,2].

В [3–5] было показано, что при добавлении некоторых примесей в зону роста слоев SiC можно получать эпитаксиальные пленки, имеющие другой политип, чем использовавшаяся подложка. При этом было обнаружено, что изменение соотношения $Si:C$ в зоне роста оказывает существенное влияние на гетерополитипную эпитаксию. Так увеличение концентрации Si приводило к увеличению вероятности роста на $6H-SiC$ подложке кубической модификации карбида кремния $3C-SiC$.

Достигнутый в последние годы прогресс в развитии сублимационной технологии [6] позволил получить эпитаксиальные гетероструктуры $(n)3C-SiC/(n)6H-SiC$ с хорошими характеристиками эпитаксиального слоя $(n)3C-SiC$ [7].

Целью настоящей работы было исследование структурного совершенства эпитаксиальных слоев с различным типом проводимости и гетерограницы структуры $(p)3C-SiC/(n)6H-SiC$.

Исследовавшиеся p – n -структуры были выращены методом сублимационной эпитаксии в вакууме [6]. Тип проводимости выращенных слоев и концентрация нескомпенсированных доноров (акцепторов) измерялись методом вольт-фарадных характеристик. Структурное совершенство эпитаксиальных слоев оценивалось по рентгеновским топограммам, полученным методом обратного отражения ($\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучение). Использовались асимметричные отражения (113) для кубической модификации карбида кремния, которые, как было показано в [8], позволяют выявлять двойниковую структуру 3C-SiC слоев.

Вначале на (0001) Si грани подложки Лэли 6H-SiC был выращен слой карбида кремния n -типа проводимости с концентрацией нескомпенсированных доноров $2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ в условиях преднамеренного избытка кремния в зоне роста. Анализ рентгеновских топограмм этого образца показал, что на большей части подложки (центральная область — область I) эпитаксиальный слой n -типа проводимости представляет собой 3C модификацию карбида кремния. Остальная же часть эпитаксиальной пленки (область II) является 6H модификацией SiC (рис. 1). Было установлено также, что область I эпитаксиального слоя (3C-SiC) характеризуется двумя двойниками общей площадью $\sim 25 \text{ mm}^2$, что составляет примерно половину всей поверхности эпитаксиального слоя. На топограмме (рис. 1) эти двойники различаются как участки с черным и белым контрастом, что отвечает дифракционным условиям выявления структуры из двойников с разориентацией в 60° относительно друг друга при габитусе (111) слоя 3C-SiC. Эпитаксиальная p – n -структура была сформирована последующим выращиванием слоя p -типа проводимости, легированного Al в процессе роста до концентрации нескомпенсированных акцепторов $2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$.

Анализ топограмм образца с p -слоем показал, что в полученной p – n -эпитаксиальной структуре рост p -слоя 3C-Si происходил как на n -слое 3C-SiC (область I), так и на n -слое 6H-SiC (область II) (рис. 2, *a, b*). При этом в p -слое области I хорошо проявилась структура из ламелей, расположенных на изображении по $\langle 110 \rangle$ направлениям. При съемке образца с поворотом на 180° эта структура наиболее четко проявляется только в одном из двух двойников (рис. 2, *a, b*). Что касается части p -слоя, соответствующей области II (рис. 2, *a, b*), то она состояла из чередующихся темных и светлых участков, что свидетельствовало о присутствии в этой области мелкодвойниковой структуры.

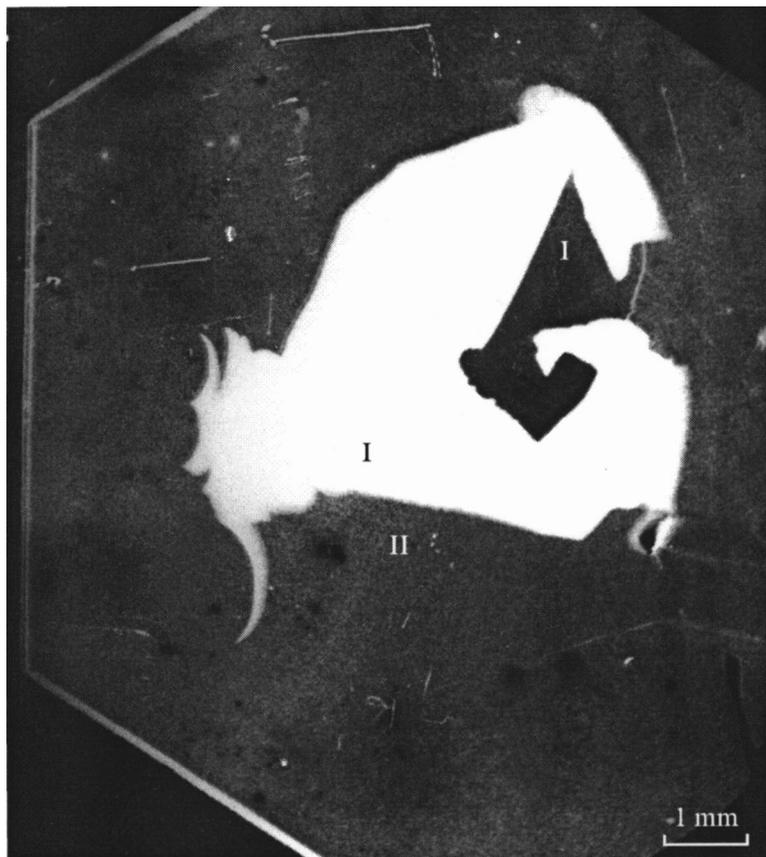


Рис. 1. Рентгеновская топограмма подложки 6H-SiC с эпитаксиальным слоем *n*-типа проводимости: область I — политип 3C-SiC; область II — политип 6H-SiC. Брэгговская геометрия, отражение $(311)_{3C}$, CuK_α -излучение.

Таким образом, рентгенографические исследования и вольт-фарадные измерения показали, что на подложке 6H-SiC в результате эпитаксиального наращивания в области I сформировалась гомополитипная $(p)3C\text{-SiC}/(n)3C\text{-SiC}$ *p-n*-структура, а в области II — гетерополитипная $(p)3C\text{-SiC}/(n)6H\text{-SiC}$ *p-n*-структура.

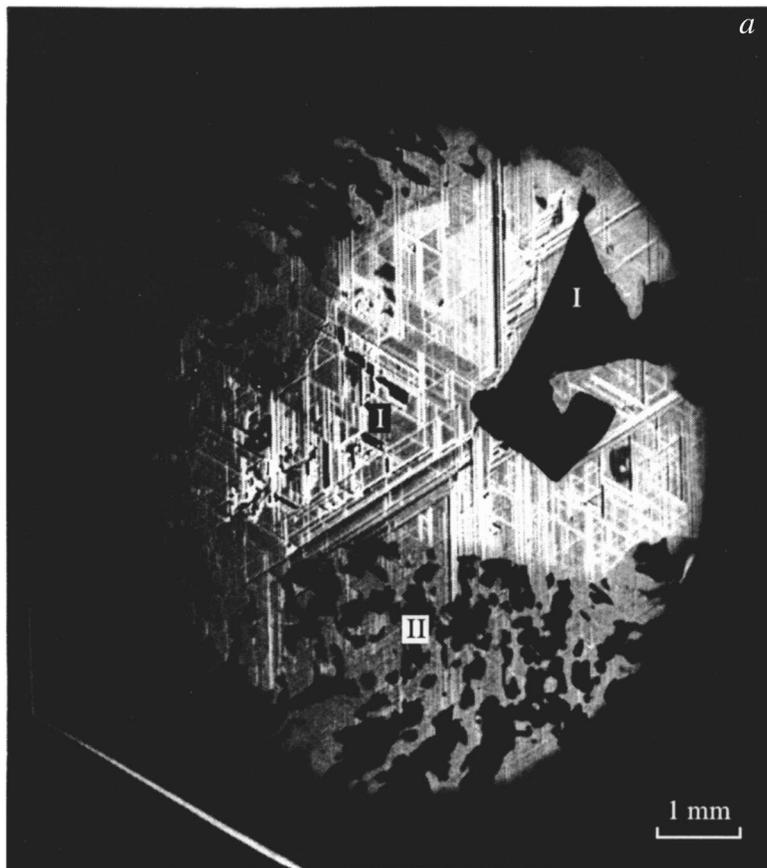


Рис. 2. Рентгеновские топограммы образца после выращивания слоя 3C-SiC *p*-типа проводимости: *a* — положение кристалла, аналогичное таковому на рис. 1; *b* — изображение, полученное при повороте кристалла вокруг нормали к поверхности на 180° по отношению к исходному положению — *a*; брэгговская геометрия, отражение $(311)_{3C}$, $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучение.

Для оценки интегрального структурного совершенства эпитаксиальных слоев в областях I и II измерялись полуширины рентгеновских кривых дифракционного отражения (FWHM) для $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучения,

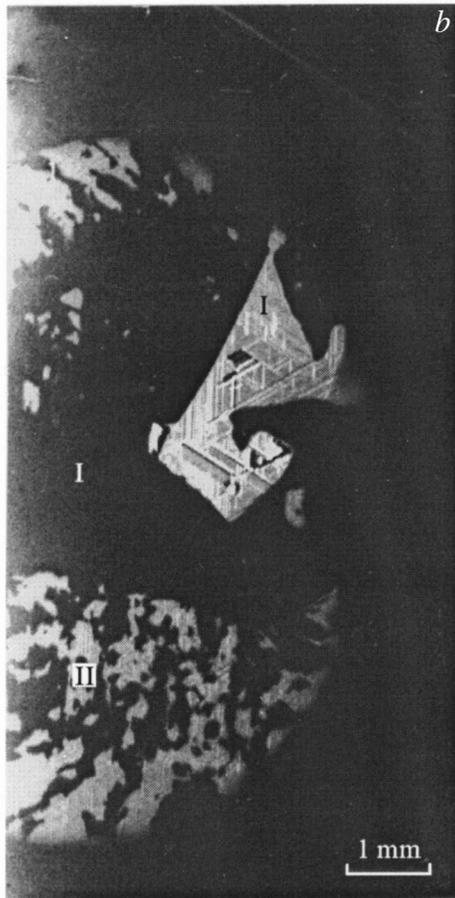


Рис. 2 (продолжение).

полученных с помощью двухкристального дифрактометра. Значения величин FWHM от эпитаксиального слоя n -типа проводимости толщиной ~ 5 микрон составляли 17.9 угл.с для отражения (111) (область I — 3C-SiC) и 19.1 угл.с для отражения (0006) (область II — 6H-SiC). Незначительное увеличение значений FWHM для эпитаксиальных слоев

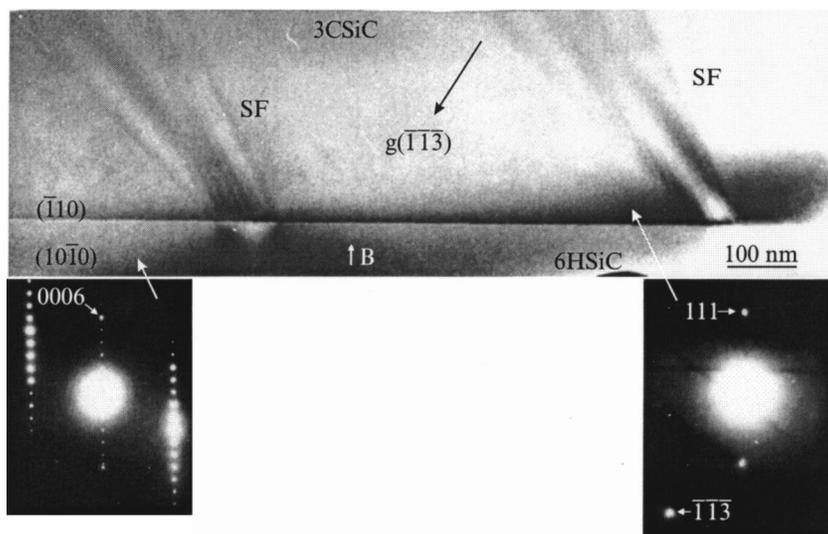


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение поперечного среза эпитаксиальной структуры $(p)3C\text{-SiC}/(n)6H\text{-SiC}$ и соответствующие микродифракционные картины; В — гетерограница, SF — дефекты упаковки, $g(-1-1-3)$ — дифракционный вектор.

по сравнению с полуширинами, получаемыми обычно на отдельных кристаллах 6H и 3C (~ 12 угл. с), может быть обусловлено изгибом подложки после роста эпитаксиального слоя, состоящего из двойников. После роста p -слоя значения FWHM в области I составляли 34 угл. с для отражения (111) от 3C и 26 угл. с для отражения (0006) от 6H, а в области II, где сформировалась гетероструктура, — 13.2 и 12 угл. с соответственно. Эти данные свидетельствуют о высоком интегральном структурном совершенстве эпитаксиальных слоев.

Для оценки структурного совершенства полученных композиций на локальном уровне, а также для выявления гетерополитипной границы методом электронной микроскопии было исследовано поперечное сечение эпитаксиальной структуры $(p)3C\text{-SiC}/(n)6H\text{-SiC}$. Образец утоньшался пучком ионов аргона в режиме $V = 5 \text{ kV}$, $I = 2 \text{ }\mu\text{A}$. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения указанной струк-

туры представлено на рис. 3. Расшифровка приведенных микродифракционных картин свидетельствует о том, что на эпитаксиальном слое SiC политипа 6H вырос эпитаксиальный слой SiC политипа 3C. На изображении четко выявляется резкая гетерограница политипов, которая является местом зарождения дефектов упаковки (SF), распространяющихся в эпитаксиальный слой.

Таким образом, проведенные в настоящей работе исследования показали принципиальную возможность получения методом сублимационной эпитаксии в вакууме гетерополитипной $p-n$ -структуры $(p)3C-SiC/(n)6H-SiC$. Электрические характеристики выращенных гетероструктур, в частности свойства $p-n$ -перехода, будут приведены в последующей работе.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты N00-02-16688 и 01-02-17657).

Список литературы

- [1] Verma A.R., Krishna P. Polymorphism and polytypism in crystals. J. Wiley & sons, Inc. New York, London, Sydney, 1966.
- [2] Bechstedt F., Kackell P., Zywietz A., Karch K., Adolph B., Tenelsen K., Furthmuller J. // Phys. stat. sol. (b) 1997. 202. 35.
- [3] Водаков Ю.А., Ломакина Г.А., Мохов Е.Н. // ФТТ. 1982. Т. 24. С. 1377.
- [4] Вахнер Ю., Таиров Ю.М. // ФТТ. 1970. Т. 12. С. 1543.
- [5] Водаков Ю.А., Мохов Е.Н., Роенков А.Д., Аникин М.М. // Письма в ЖТФ. 1979. Т. 5. С. 367.
- [6] Savkina N.S., Lebedev A.A., Davydov D.V., Strel'chuk A.M., Tregubova A.S., Yagovkina M.A. // Mater. Sci. Eng. 1999. В 61-62, P. 165.
- [7] Davydov D.V., Lebedev A.A., Tregubova A.S., Kuznetsov A.N., Bogdanova E.V. // Mat Sci. Forum 2000. V. 338-342, P. 221.
- [8] Andreev A.N., Smirnova N.Yu., Tregubova A.S., Shcheglov M.P., Chelnokov V.E. // Semiconductors 1997. V. 31 (3). P. 232-236.