

05

Структурное совершенство кристаллов SiC, выращенных на профилированных затравках методом сублимации

© *Е.Н. Мохов, С.С. Нагальюк*

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
E-mail: mokhov@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 30 марта 2011 г.

Методами оптической микроскопии в сочетании с химическим травлением исследовано распределение протяженных дефектов в кристаллах, выращенных путем сублимации на профилированных затравках. Показано, что при свободном латеральном разращивании приподнятых элементов рельефа (мез) наблюдается резкое снижение плотности прорастающих дислокаций и микропор. Пониженная плотность дислокаций сохраняется после наращивания толстого слоя, при котором происходит зарращивание канавок, разделяющих отдельные мезы.

Карбид кремния (SiC) является широкозонным полупроводниковым материалом с большой энергией связи. Обладая целым комплексом уникальных свойств, SiC уже сегодня широко используется в оптоэлектронике в качестве подложек для получения светодиодов с излучением в коротковолновой области спектра. Большие перспективы этот материал имеет также для создания мощных силовых диодов и транзисторов, способных работать в условиях повышенных температур и проникающей радиации. Однако существенным препятствием на пути широкого применения SiC в электронике является сравнительно высокая плотность дислокаций в кристаллах ($10^3 - 10^4 \text{ cm}^{-2}$), используемых в качестве подложек для формирования приборных структур.

В данной работе исследовано распределение дислокаций и микропор при росте SiC на профилированных подложках. Рост на профилированной поверхности с целью улучшения структурного и морфологического совершенства кристаллов SiC был предложен нами в 1986 г. [1]. Было показано, что на выступающих площадках (мезах) с размерами

до 1 cm^2 могут быть выращены морфологически совершенные слои с зеркально-гладкой поверхностью с низкой плотностью структурных дефектов. В работе [2] было установлено, что рост SiC на отдельных мезах происходит автономно, причем скорость роста может различаться более чем на порядок. Эти особенности были объяснены наличием или отсутствием на поверхности мез центров нормального роста. При отсутствии этих центров рост отдельных мез происходит преимущественно в латеральном направлении.

В дальнейшем нами проводились детальные исследования механизма роста и политипизма слоев SiC с использованием сканирующей электронной микроскопии в режимах люминесценции и вторичных электронов [3–5]. Полученные результаты показали, что на значительном числе выступающих площадок происходит габитусное преобразование поверхности с образованием плоской базальной (0001) грани сингулярного типа. Дальнейший рост на такой сингулярной поверхности протекает преимущественно слоевым механизмом [5]. При отсутствии стационарных центров нормального роста наращенный слой может состоять из тонких прослоек различных политипов [4,5].

Согласно результатам работы [6] на гладких морфологически совершенных мезах практически отсутствуют ступени роста. В дальнейшем [7] на таких бесступенчатых мезах путем гетероэпитаксиального наращивания были получены приборные структуры высокого качества, что связывалось с отсутствием генерации прорастающих дислокаций. Релаксация напряжений несоответствия на интерфейсе происходила путем зарождения и скольжения полупетель вдоль базисной плоскости без выхода на ростовую поверхность [7].

Другой подход, направленный на уменьшение плотности дислокаций, заключается в осуществлении эпитаксиального латерального наращивания. В работе [8] слои кубического β -SiC высокого структурного совершенства были получены на подложках Si, покрытых пленкой SiO₂. Аналогичные методики широко используются для снижения плотности дислокаций (с 10^9 до 10^6 cm^{-2}) в эпитаксиальных структурах на базе GaN [9]. К сожалению, рост таким способом ограничивается температурой пленки и, очевидно, подходит только для роста тонких пленок.

В данной работе исследуется структурное совершенство SiC, выращенных на профилированной поверхности. Показано, что наибольший эффект по снижению плотности прорастающих дислокаций достигается

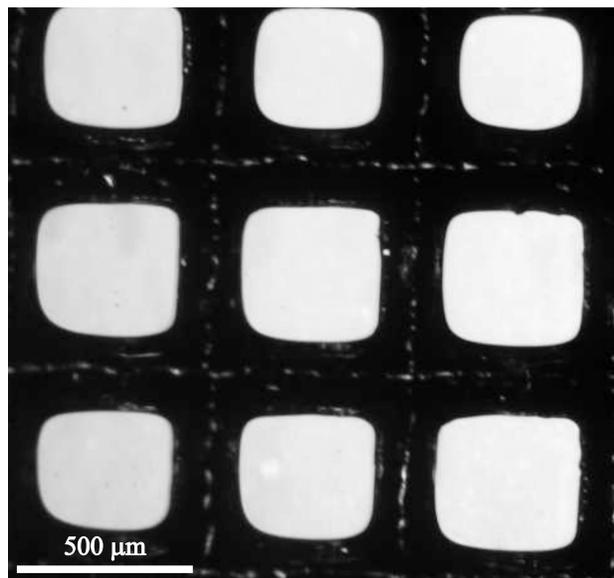


Рис. 1. Поверхность после ростового процесса на (0001)С-границы при температуре роста $T = 2050^\circ\text{C}$. Снимок сделан на микроскопе Номарского, в режиме скрещенных поляризаторов.

при свободном латеральном разрастании поверхности выступающей площадки. Демонстрируется сохранение улучшенной структуры кристалла при наращивании толстого (порядка 1 мм) слоя SiC, в процессе которого происходит зарастание канавок.

Рост карбида кремния проводился методом сублимации (PVT). Использовалась печь с резистивным нагревом, в качестве теплоизоляции — графитовый войлок. Температура роста находилась в пределах $2000\text{--}2150^\circ\text{C}$, давление инертного газа (аргона) поддерживалось на уровне 20–100 Torr. Для исследования структурного совершенства использовались специально подготовленные профилированные затравки, изготовленные на базе монокристаллов SiC, политаипа 6H, выращенных в ООО „Нитридные кристаллы“, на ростовой поверхности которых механическим способом изготавливалась мезоструктура (рис. 1). Размеры мез обычно не превышали $500\ \mu\text{m}$. Они были разделены ка-

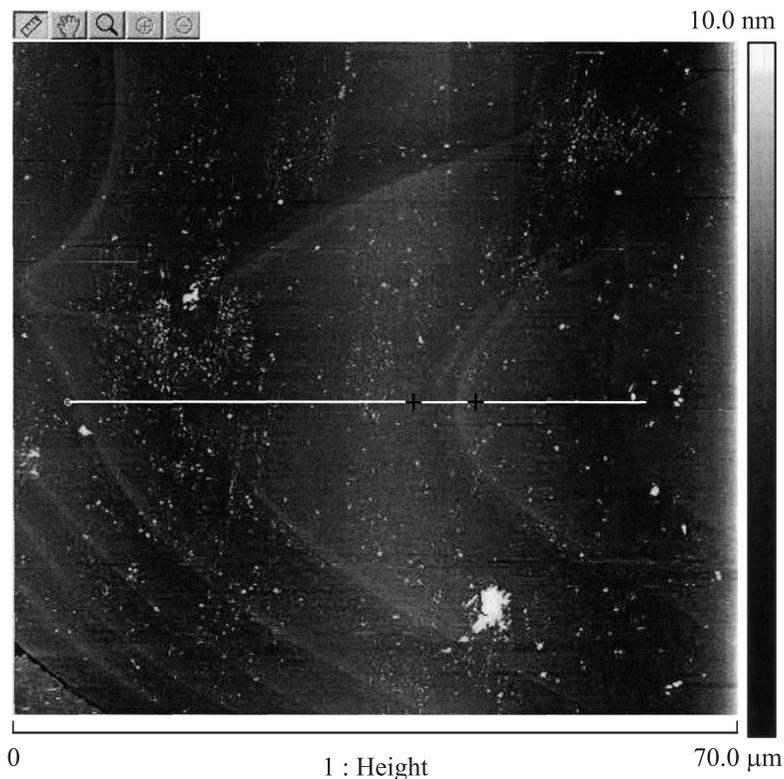


Рис. 2. Профиль ростовой поверхности, изображение получено с использованием атомно-силового микроскопа.

навками глубиной $50\text{--}70\ \mu\text{m}$, шириной $50\text{--}100\ \mu\text{m}$. Рост проводился на гранях $(0001)\text{Si}$ или $(0001)\text{C}$, разориентация которых относительно (0001) была не более $0.5\ \text{deg}$. Плотность дислокаций в кристаллах определялась химическим травлением в расплаве KOH (при $T = 500^\circ\text{C}$ в течение $15\ \text{min}$) на грани $(0001)\text{Si}$, и в исходных кристаллах она находилась в пределах $10^3\text{--}5 \cdot 10^4\ \text{cm}^{-2}$. Концентрация микропор не превышала $30\ \text{cm}^{-2}$.

Морфология ростовой поверхности исследовалась с использованием микроскопа Номарского в режиме скрещенных поляризаторов (рис. 1).

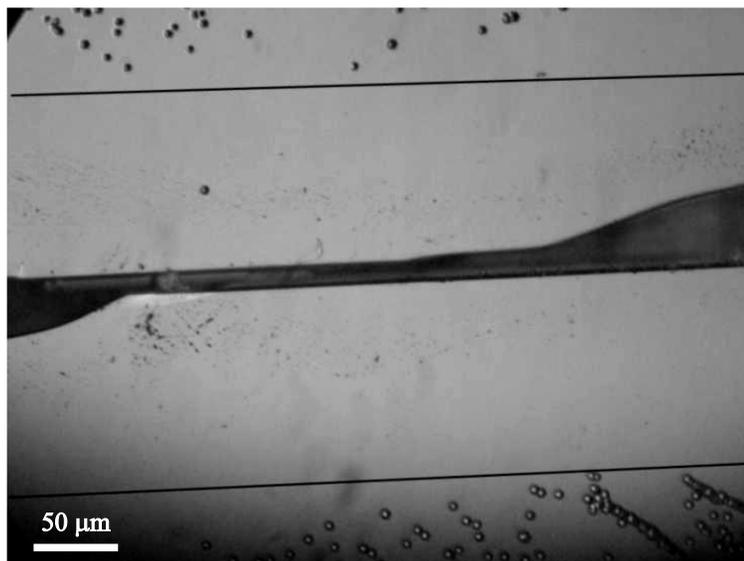


Рис. 3. Поверхность кристалла карбида кремния после травления в расплаве КОН. Линиями отмечены границы площадок мезаструктур. Снимок сделан на микроскопе Номарского, в режиме скрещенных поляризаторов.

Было установлено, что большинство площадок мезаструктур имеет плоскую и гладкую поверхность без макроступеней и макродефектов. Проведено измерение профиля ростовой поверхности с использованием атомно-силового микроскопа (рис. 2), полученные данные доказывают отсутствие макроступеней. Как отмечалось в [2,3], ограничивающим фактором при получении сингулярной поверхности при росте на мезаструктуре является плотность центров нормального роста, которыми, в частности, являются винтовые дислокации. В наших экспериментах мы наблюдали на некоторых площадках спиралевидный рост, который, очевидно, инициируется винтовыми дислокациями.

Оптическая фотография поверхности кристалла после травления в КОН представлена на рис. 3. В исходных кристаллах плотность ямок травления находилась в пределах $10^3 - 5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$. Можно отметить, что плотность ямок травления в выращенном слое над площадкой мезаструктуры существенно не меняется. Данный факт можно объяснить

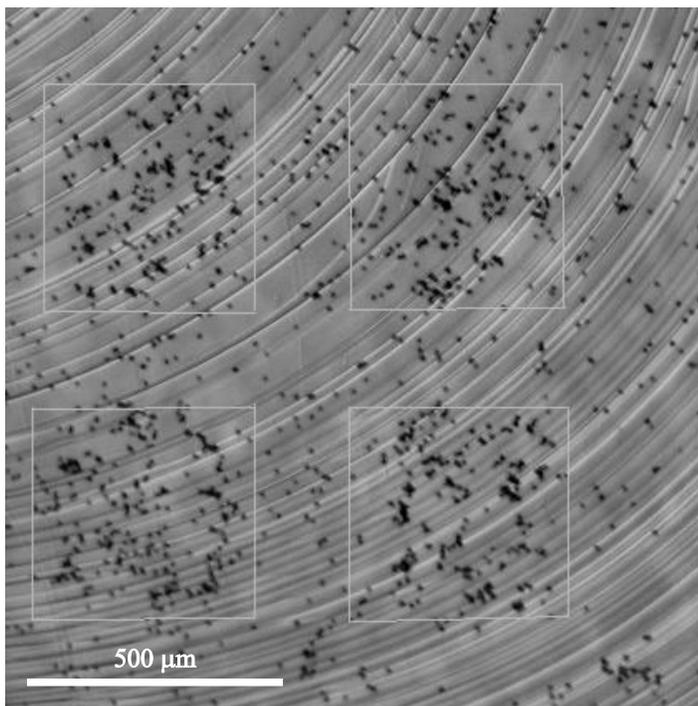


Рис. 4. Оптическая фотография поверхности после ростового процесса длительностью 10 h, травление в расплаве КОН. Линиями отмечены (ориентировочно) границы площадок.

тем, что дислокации, имеющиеся в затравочном кристалле, в основном прорастают в растущий слой. В области кристалла над канавкой плотность ямок травления значительно меньше, чем в основной матрице кристалла. Резкое снижение плотности дислокаций при свободном латеральном разрастании можно объяснить отсутствием концентраторов напряжений (ступеней роста, скоплений примесей), которые создают препятствия для перемещения слоя, и сравнительно высокой энергией переползания дислокаций [7].

Следует отметить практически полное отсутствие на разрастиваемых участках поверхности микропор (рис. 3). Известно, что микропоры

в SiC инициируются в основном винтовыми дислокациями с большим вектором Бюргера, возникновение которых при свободном разрастании маловероятно. Возможны реакции слияния и аннигиляции дислокационных микропор, приводящие к понижению средней плотности их распределения [10]. Ямка травления размером более $15\ \mu\text{m}$ соответствует микропоре, если размер ямки травления меньше $15\ \mu\text{m}$, то дислокации.

Используя полученные данные об изменении плотности дислокаций при эпитаксиальном росте на мезаструктурах, мы провели длительный процесс роста для изучения возможности улучшения качества объемного кристалла. Для этого продолжительность ростового процесса была увеличена до 10 h при скорости нормального роста около $100\ \mu\text{m}/\text{h}$. Результаты представлены на рис. 4. Отчетливо видно, что скопления ямок травления повторяют расположение и границы площадок мезаструктуры до ростового процесса. Плотность ямок над площадками соответствует начальной плотности в затравочном кристалле около $5 \cdot 10^4\ \text{cm}^{-2}$. Между площадками наблюдается значительное снижение (на 2 порядка) плотности ямок травления. Как видно из рис. 4, плотность дислокаций над канавками, при полном их зарастании, не равна нулю. Вероятным источником генерации новых дислокаций могут быть механические напряжения, которые возникли в затравочном кристалле при изготовлении мезаструктуры. При росте объемных кристаллов карбида кремния достаточно часто возникают политипные включения, отличные от политипа основной матрицы кристалла. Этот эффект описан нами в ряде работ [3–5], в которых указываются условия управляемого роста определенного политипа SiC на профилированной поверхности. На границах политипных включений довольно часто наблюдается повышенная плотность дислокаций и микропор [10].

Полученные результаты позволяют сделать следующие выводы:

1. Плотность дислокаций в слоях SiC, выращенных на выступающих площадках при отсутствии ступеней нормального роста, ниже, чем на обычной непрофилированной поверхности. Это, очевидно, связано с отсутствием на поверхности ступеней роста, которые являются концентраторами напряжения, способствующих генерации дислокаций.

2. В пределах выступающей площадки сохраняется высокая вероятность наследования уже имеющихся в подложке прорастающих дислокаций.

3. При свободном латеральном разращивании поверхности выступающей площадки наблюдается резкое уменьшение плотности прорастающих дислокаций.

Таким образом, настоящая работа демонстрирует возможность существенного снижения плотности прорастающих дислокаций в кристалле в случае использования профилированных заготовок. Уменьшение плотности дислокаций происходит при латеральном разращивании выступающих фрагментов в условиях, при которых практически не наследуются имеющиеся в кристалле дислокации и микропоры. Столь же низка вероятность генерации новых прорастающих дислокаций. Пониженная плотность дислокаций на этих фрагментах поверхности сохраняется после наращивания толстого слоя, при котором происходит полное зарощивание канавок, разделяющих отдельные мезы.

Авторы выражают благодарность Ю.Н. Макарову за поддержку работы и признательность Т.С. Аргуновой и А.С. Трегубовой за помощь в проведении экспериментов.

Список литературы

- [1] *Водаков Ю.А., Мохов Е.Н., Рамм М.Г., Роенков А.Д.* Авт. свид. № 1398484 (1986). БИ. 1994. № 20.
- [2] *Vodakov Yu.A., Mokhov E.N., Ramm M.G., Roenkov A.D.* // Springer Proceed. Phys. 1992. V. 56. P. 323–328.
- [3] *Мохов Е.Н., Роенков А.Д., Сапарин Г.В.* и др. // Изв. АН. Сер. Физ. 1993. Т. 57. № 8. С. 51–55.
- [4] *Saparin G.V., Obyden S.K., Mokhov E.N.* et al. // Scanning. 1994. V. 16. P. 21–25.
- [5] *Saparin G.V., Obyden S.K., Ivannikov P.V.* et al. // Scanning. 1997. V. 19. N 4. P. 269–275.
- [6] *Powell J.A., Neudick P.G., Trunek A.J.* et al. // Appl. Phys. Lett. 2000. V. 77. N 10. P. 1499–1451.
- [7] *Bassim N.D., Twigg M.E., Mastro M.A.* et al. // J. Cryst. Growth. 2007. V. 304. N 1. P. 103–107.
- [8] *Bushroa A.R., Jacob C., Saijo H.* et al. // J. Cryst. Growth. 2004. V. 271. N 1–2. P. 200–206.
- [9] *Jie Wang, Qhalid Fareed R.S., Hao M.* et al. // J. Appl. Phys. 1999. V. 85. N 3. P. 1895–1899.
- [10] *Gutkin M.Yu., Sheinerman A.G., Argunova T.S.* et al. // Appl. Phys. Lett. 2003. V. 83. N 11. P. 2157–2159.