

06

О применении сублимационной эпитаксии для получения объемных кристаллов 3C-SiC

© А.А. Лебедев, П.Л. Абрамов, А.С. Зубрилов, Е.В. Богданова,
С.П. Лебедев, Н.В. Середова, А.С. Трегубова

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

Поступило в Редакцию 25 февраля 2010 г.

Показана возможность получения политипно-однородных толстых ($> 100 \mu\text{m}$), хорошего структурного совершенства, с диаметром не менее 25 mm эпитаксиальных слоев 3C-SiC на основе подложек 6H-SiC. Подобные слои могут быть использованы в качестве затравок для получения объемных кристаллов 3C-SiC модифицированным методом Лэли.

Среди более чем двухсот политипов карбида кремния одним из наиболее интересных является кубический политип (3C-SiC). Он обладает максимальной среди политипов SiC подвижностью $1200 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ [1], величина которой не зависит от кристаллографического направления. Остальные параметры 3C-SiC (критическое поле, максимальные рабочие температуры, скорость насыщения электронов, теплопроводность) незначительно отличаются от параметров гексагональных политипов. В то же время как методом Лэли [2], так и модифицированным методом Лэли [3], используемыми для получения объемных кристаллов гексагональных политипов SiC, не удастся вырастить 3C-SiC. В 70-х гг. прошлого века была разработана технология получения монокристаллов 3C-SiC методом термического разложения трихлорсилана в водороде на нагретой графитовой подложке [4]. Однако этим методом не удавалось получать кристаллы с размерами больше нескольких миллиметров. Позже была предложена технология газофазовой эпитаксии пленок 3C-SiC на основе кремниевых подложек [5]. С помощью данного метода получают слои кубического карбида кремния большой площади, но из-за значительного рассогласования кристаллических решеток ($\sim 20\%$) и низких температур роста, ограниченных температурой плавления

кремния, структурное совершенство получаемых пленок остается невысоким. Это не позволяет применять получаемые слои 3C-SiC для промышленного производства полупроводниковых приборов.

Альтернативной технологией выращивания эпитаксиальных слоев кубического карбида кремния является сублимационная эпитаксия 3C-SiC на основе подложек гексагональных политипов [6–7], (4H-SiC, 6H-SiC), постоянные решетки которых отличаются от 3C-SiC в 3-м знаке. Ранее нами была показана возможность получения толстых эпитаксиальных слоев 3C-SiC с хорошим структурным совершенством на основе подложек различных гексагональных политипов карбида кремния [8,9] площадью $\sim 0.5\text{--}0.8\text{ см}^2$. Целью настоящей работы было определение возможности использования сублимационной технологии для получения объемных кристаллов 3C-SiC.

В наших ростовых экспериментах использовалась установка сублимационной эпитаксии в вакууме [10], применявшаяся ранее для получения гомоэпитаксиальных слоев SiC на основе подложек гексагональных политипов. Рост эпитаксиальных слоев 3C-SiC проводился при температурах 1800–1900°C, время роста составляло 1–2 h. В качестве предростовой обработки образцов проводилась операция окисления. Окисление проводили в отдельном реакторе в атмосфере влажного кислорода в течение 3 h при температуре 1100°C. Окисел стравливали во втористоводородной кислоте, и далее проводилась стандартная операция отмывки в деионизованной воде и органических растворителях.

В качестве источника для роста использовался коммерческий SiC с размером зерен $\sim 10\text{--}20\text{ }\mu\text{m}$. В ряде экспериментов в состав источника добавляли кремний (2% от общей массы источника) с аналогичным размером зерна. Рост проводился на промышленно выпускаемых подложках 6H-SiC производства фирмы „Нитридные кристаллы“ [11]. Непосредственно перед началом роста также осуществлялось сублимационное травление подложки *in situ* для удаления нарушенного механической полировкой слоя и очистки поверхности подложки.

Для трансформации политипа растущего эпитаксиального слоя относительно политипа подложки использовались следующие технологические условия:

- 1) увеличение скоростей роста ($v_g > 3\text{--}4\text{ }\mu\text{m}/\text{min}$) по сравнению с процессом гомоэпитаксии (за счет изменения температурного градиента внутри ростовой ячейки между источником паров и подложкой);

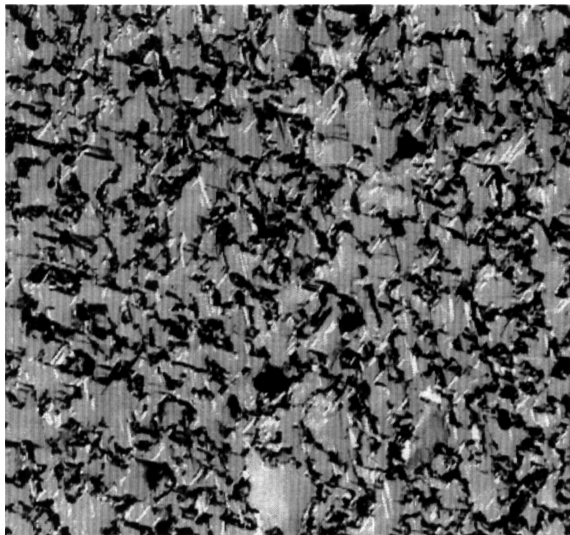
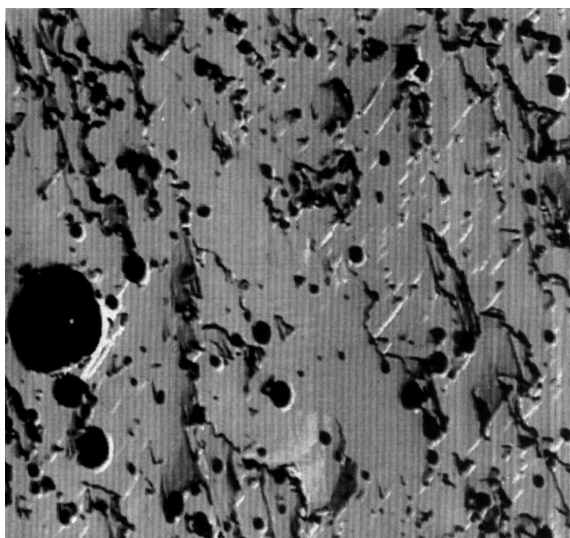
*a**b*

Рис. 1. Фотография типичной выращенной структуры 3C-SiC/6H-SiC: *a* — поле 1.8×1.4 mm, *b* — поле 0.8×1 mm.

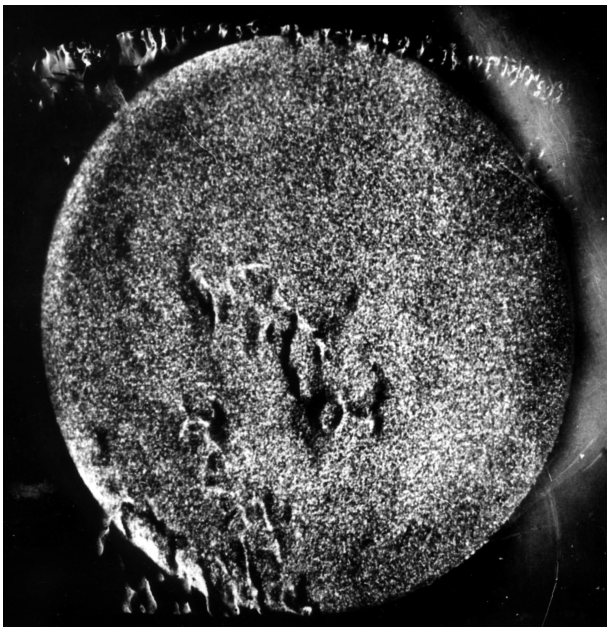


Рис. 2. Рентгеновская топограмма структуры 3C-SiC/6H-SiC (отражение 331, CuK_α -излучение). Диаметр эпитаксиального слоя 25 мм.

2) обогащение паровой фазы кремнием, для чего в источник (мелкогранулированный карбид кремния) добавлялся порошок кремния (2% от общей массы источника);

3) использование *op-axis* (планарной) подложки 6H-SiC с ориентацией (0001);

4) рост проводился на углеродной грани подложки.

Толщину выращенных слоев определяли по сколу образца, которая достигала до 250 μm . Диаметр эпитаксиального слоя составлял ~ 25 мм и ограничивался лишь размерами используемого реактора. Поверхность выращенных слоев внешне выглядела зеркально-гладкой, и только при большем увеличении можно было заметить рельеф (рис. 1), характерный для эпитаксиальных пленок 3C-SiC. На поверхности проявляются треугольники или остроугольные „галочки“,

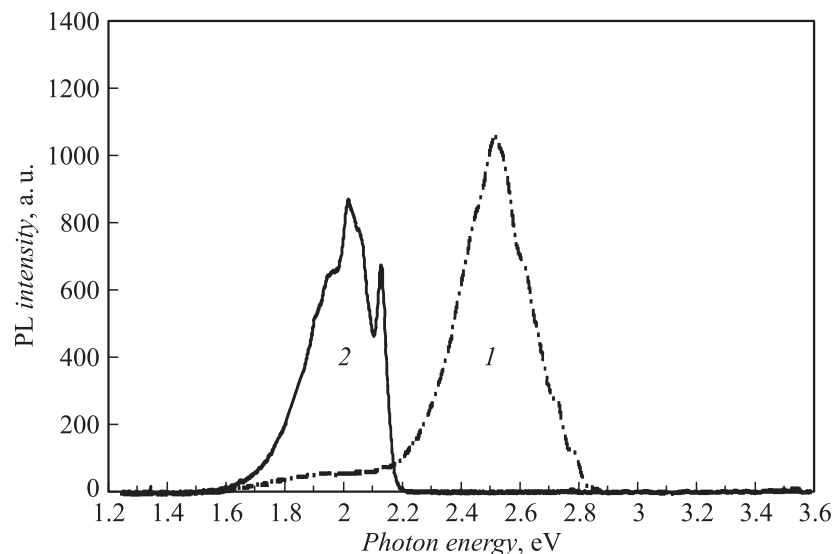


Рис. 3. Типичный спектр фотолюминесценции ($T = 80$ K) выращенной структуры: 1 — спектр, снятый со стороны подложки 6H-SiC, 2 — спектр, снятый со стороны эпитаксиального слоя 3C-SiC.

что является признаком кубической фазы на плоскости (111). Более детально структурное совершенство слоев оценивалось рентгеновской топографией с использованием метода обратного отражения по Брэггу и CuK_α -излучения.

На рис. 2 представлена рентгеновская топограмма 3C-SiC слоя. Она показывает, что структура слоя состоит из мелких двойников, равномерно заполняющих всю площадь слоя с плотностью до 10^5 cm^{-2} . Включения других политипов отсутствуют. В более темном контрасте на топограмме видны протяженные области макронапряжений, присутствующих в подложке 6H-SiC. Полученные эпитаксиальные слои имели n - и p -тип проводимости, в зависимости от состава использовавшегося ростового источника.

На рис. 3 показан типичный спектр фотолюминесценции эпитаксиального слоя одного из выращенных образцов при температуре 80 K. Как видно из рисунка, спектр фотолюминесценции обусловлен

излучательной рекомбинацией донорно-акцепторной пары Al–N [12]. Максимум данной полосы ФЛ зависит от величины запрещенной зоны политипа SiC и для 3C-SiC находится в красном спектральном диапазоне, а для 6H-SiC — в синем. Как показали проведенные исследования, спектр, снятый со стороны эпитаксиального слоя, однороден по всей площади и отличается от спектра, снятого со стороны подложки. Это показывает, что выращенный слой является 3C-SiC, вкрапления других политипов не обнаружено. Определенная из наклона $C-V$ -характеристик величина концентрации нескомпенсированных доноров для образцов 3C-SiC составила $N_D - N_A \sim 3-4 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$.

В ходе проведенной работы показана возможность получения эпитаксиальных слоев 3C-SiC на основе подложек 6H-SiC политипно-однородных, толстых ($> 100 \mu\text{m}$), хорошего структурного совершенства с диаметром не менее 25 mm. С учетом достигнутых скоростей роста $\sim 200 \mu\text{m/h}$, толщина этих слоев за несколько процессов может быть увеличена до размеров, характерных для объемных слитков SiC. Можно ожидать, что более перспективным представляется использование данных структур как затравок при выращивании слитков объемного 3C-SiC модифицированным методом Лэли, где скорости роста еще в несколько раз выше. В дальнейшем подобный слиток может быть разделен на отдельные монокристаллические подложки по стандартной технологии, используемой для обработки слитков гексагонального карбида кремния. Таким образом, показана возможность применимости сублимационной технологии для получения объемных кристаллов 3C-SiC для коммерческого использования.

Список литературы

- [1] *Levinshtein M.E., Rumyantsev S.L., Shur M.S.* Eds. Properties of Advanced Semiconductor Materials: GaN, AlN, InN, BN, SiC, SiGe. John Wiley & Sons, Inc. 2001.
- [2] *Lely J.A.* // Ber. Dt. Keram. Ges. 1955. V. 32. P. 229.
- [3] *Tairov Yu.M., Tsvetkov V.F.* // J. Cryst. Growth. 1978. V. 43. P. 209.
- [4] *Gorin S.N., Ivanova L.M.* // Phys. Stat. Sol (b). 1997. V. 202. P. 221.
- [5] *Nishino S., Powel J., Will N.A.* // Appl. Phys. Lett. 1983. V. 42. P. 460.
- [6] *Водаков Ю.А., Ломакина Г.А., Мохов Е.Н., Одинг В.Г.* // ФТТ. 1977. Т. 19. С. 1812.
- [7] *Lebedev A.A.* // Semicond. Sci. Technol. 2006. V. 21. P. R17.

- [8] Davydov D., Lebedev A.A., Tregubova A.S. et al. // Mat. Sci. Forum. 2000. V. 338–342. P. 221.
- [9] Лебедев А.А., Зеленин В.В., Абрамов П.Л., Богданова Е.В., Лебедев С.П., Нельсон Д.К., Разбирин Б.С., Щеглов М.П., Трегуובה А.С., Suvajarvi M., Yakimova R. // ФТП. 2007. Т. 41. С. 273.
- [10] Savkina N.S. et al. // Mat. & Eng. 2000. V. B77. P. 50.
- [11] www.nitride-crystals.com, Карпов С.Ю., Кулик А.В., Zhmakin I.A., Makarov Yu.N., Mokhov E.N., Ramm M.G., Tamm M.S., Roenkov A.D., Vadakov Yu.A. // J. Crystal Growth. 2000. V. 211. P. 347–351.
- [12] Suzuki A., Matsunami H., Tanaka T. // J. Electrochem. Soc.: Solid-state science and technology. V. 124. N 2. P. 241–246.