

06.2; 06.3

© 1992

О ЛЕГИРОВАНИИ БОРОМ И АЗОТОМ
ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ 6Н SiC, ВЫРАЩИВАЕМЫХ
СУБЛИМАЦИЕЙ В ИЗБЫТКЕ КРЕМНИЯ

А.А. Мальцев, Е.Н. Мохов

Для выращивания монокристаллов и эпитаксиальных слоев (ЭС) SiC, пригодных для изготовления полупроводниковых приборов, широко применяются методы сублимационного осаждения. К сожалению, равновесный ипар над SiC сильно обогащен кремнием. Поэтому даже незначительная эвакуация паров из контейнера, вследствие недостаточной его герметичности, может привести к сосаждению графита на растущей поверхности и, как следствие, к образованию пор, включений второй фазы, ухудшению структурного совершенства кристалла. Этого удается избежать при дополнительном введении в зону роста паров Si [1]. К тому же образцы SiC, выращенные в избытке Si, обладают высокой эффективностью примесной "борной" люминесценции [2], что представляет важное практическое значение в связи с созданием на база SiC светодиодов [3].

Если кремний помещается непосредственно в зону роста, то реализуется система (SiC-Si), для которой равновесное парциальное давление паров Si примерно на порядок выше, чем при обычной сублимации (система (SiC-C) [4]).

Аналізу конденсации слоев SiC в системе (SiC-Si) посвящен ряд работ [5, 6]. Однако в них основное внимание уделено кинетике роста. В то же время в литературе практически нет сведений о влиянии избыточного Si на процессы легирования, что сильно затрудняет получение материала с требуемым примесным составом.

В настоящей работе исследуются особенности легирования ЭС SiC важнейшими примесями - азотом и бором при росте в избытке Si.

Слой SiC, политапа 6Н, выращивались сублимационным "сэндвич-методом" [7]. Рост осуществлялся в вакууме (10^{-2} - 10^{-3}) Па при температуре (1750-1800 °C). Использовались контейнеры, изготовленные из вакуумно-плотного графита или стеклоуглерода, внутри которого в ту же температурную зону помещались монокристаллические пластины SiC и элементарный Si. Расстояние между пластинами SiC, служившими одновременно подложками и источниками, не превышало 1 мм. Скорость роста варьировалась в пределах 20÷100 мкм/ч, а толщина слоев - 10-150 мкм. Отметим, что кремний сохранялся в зоне роста в течение всего процесса конденсации, продолжительностью до 5 ч.

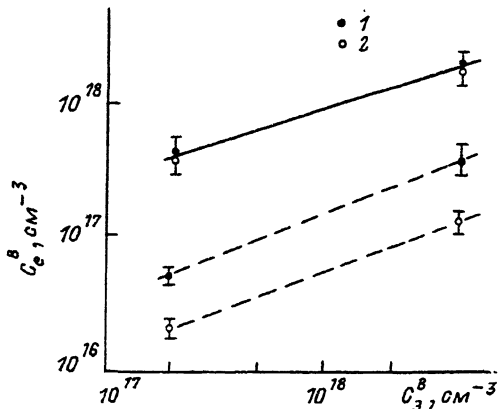


Рис. 1. Концентрация бора в эпитаксиальных слоях карбида кремния, выращенных в системах $SiC-Si$ (сплошная линия) и $SiC-C$ (пунктир). Направление роста - $[000\bar{1}]C$ (1) и $[000\bar{1}]Si$ (2). Температура роста - $1850^\circ C$.

Выращиваемые слои SiC имели p- или n-тип проводимости и были легированы преимущественно бором и азотом. Нейтронно-активационным анализом (методом трековой автордиографии [8]) определялось содержание бора в ЭС, а также в подложках SiC и графита, из которого изготовлялись контейнеры. Концентрация доноров (азота) находилась путем измерения емкостных характеристик барьеров Шоттки или напряжений локального пробоя.

Экспериментальные данные, отражающие уровень легирования бором ЭС SiC , выращенных в разных контейнерах, отличающихся по содержанию в них бора, представлены на рис. 1. Здесь же для сравнения приводятся значения концентрации бора (C_B) в ЭС SiC , полученных при тех же условиях, но в системе $SiC-C$.

Обращает на себя внимание прежде всего то, что в ЭС, выращенных при избытке Si , наблюдается значительно более высокий уровень легирования бором, чем при обычном сублимационном росте в системе $SiC-C$. При этом концентрация бора в ЭС SiC возрастает с увеличением зазора в сэндвич-ячейке (рис. 2). При конденсации на подложках SiC капля кремния концентрация бора под ними оказывается в (1.5-4) раза выше, чем на остальной поверхности ЭС SiC . В отличие от роста в системе $SiC-C$ при избытке Si очень слабо выражена анизотропия легирования бором полярных $\{000\bar{1}\}$ граней. Особенностью легирования бором ЭС SiC в системе $SiC-Si$ является и то, что концентрация бора в выращиваемых слоях имеет тенденцию к росту с увеличением продолжительности вакуумного отжига, проводимого при температуре $1500-1600^\circ C$ непосредственно перед осаждением ЭС SiC . После такого отжига в течение (3-5) ч наблюдалось возрастание C_B в 1.5-2 раза.

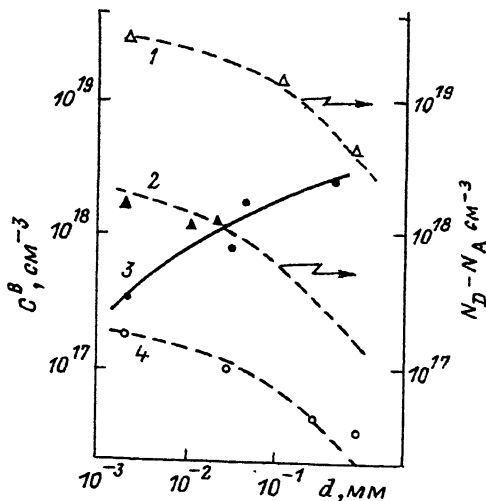


Рис. 2. Зависимость концентрации бора (2, 4) и некомпенсированных доноров (азота) (1, 3) в эпитаксиальных слоях карбида кремния от величины зазора в сэндвич-ячейке в системах $SiC-Si$ (2, 3) и $SiC-C$ (1, 4). Пунктир - расчетные кривые [9]. Температура роста - $1850^\circ C$.

Для изучения влияния избытка Si на легирование ЭС SiC азотом использовалась методика, описанная ранее [9], в которой анализировался перенос примеси из источника паров SiC с известным уровнем легирования в подложку при фиксированном зазоре между ними. Из этих данных рассчитывался элементарный коэффициент конденсации (захвата) примеси. Для уменьшения потока примесей, поступающих из-за пределов ячейки роста, устанавливались минимальные (в пределах 3-50 мкм) зазоры между источниками SiC и подложками.

Расчет N_D в ЭС SiC проводился с учетом концентрации основной компенсирующей примеси - бора, которая определялась методом трековой автордиографии.

На основании проведенного анализа выяснилось, что в системе $SiC-Si$ эффективность захвата азота существенно ниже, чем в обычном сублимационном процессе (рис. 2). Согласно расчету, при температуре роста $T_g \approx 1800^\circ C$ коэффициент захвата азота $K_{iN}^N = (7 \pm 4) \cdot 10^{-4}$, т.е. почти на порядок меньше по сравнению с аналогичными условиями роста, но без кремния [9]. Отметим, что K_{iN}^N слабо зависит от направления роста.

Таким образом, избыточный кремний, вводимый в состав паровой фазы при сублимационном росте ЭС SiC , существенно влияет на захват примесей. Согласно экспериментальным данным, концентрация бора в ЭС SiC обычно превышает его содержание в исход-

ном SiC и возрастает с увеличением зазора в сэндвич-ячейке. Отсюда следует, что в системе $SiC-Si$ основным источником загрязнения бором является графит, используемый в качестве контейнерного или арматурного материала. В результате дальнейшего исследования с помощью метода трековой автордиографии было установлено, что бор в графите распределен неоднородно. В нем имеются отдельные включения, сильно обогащенные бором и представляющие собой отдельную фазу B_4C , характеризующуюся низкой упругостью паров. Очевидно, пары Si активируют переход бора из конденсированного состояния в газовую фазу. Заметим, что увеличение содержания бора в ЭС SiC наблюдается и при ухудшении вакуума. В последнем случае транспортером бора являются следы кислорода.

Высокая упругость паров Si в системе $SiC-Si$ ведет также к уменьшению доли поверхности подложки, свободной от хемосорбата и, как следствие, снижению плотности центров сорбция для некоторых примесных молекул, например, для азотосодержащих. Таким образом, можно объяснить более низкий уровень захвата азота при росте ЭС SiC . По этой же причине становится менее существенной анизотропия легирования полярных $\{0001\}$ граней ЭС SiC .

Помимо адсорбата определенную роль при легировании, очевидно, играет присутствие на поверхности жидкого Si . В случае бора мы связываем повышенное его содержание под слоем жидкого Si с уменьшением энергии активации конденсации примеси при переходе в поверхностный слой SiC .

В заключение авторы выражают благодарность Р.В. Веренчиковой, Е.Е. Гончарову за помощь при измерении параметров образцов.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] Inomato Y., Tanaka H. // *Yogyo-Kyokai-Shi*. 1970. V. 78. N 10. P. 323-328.
- [2] Водаков Ю.А., Гончаров Е.Е., Ломакина Г.А., Мальцев А.А., Мохов Е.Н., Одинг В.Г., Рамм М.Г., Рябова Г.Г. // *ФТП* 1987. Т. 21. В. 2. С. 207-211.
- [3] Бараш А.С., Водаков Ю.А., Кольцова Е.Н., Мальцев А.А., Мохов Е.Н., Роенков А.Д. // *Письма в ЖТФ*. 1988. Т. 14. В. 24. С. 2222-2226.
- [4] D r o w a r t J., d e M a r i a G. // *Silicon Carbide-High Temperature Semiconductor*. Pergamon Press. N. Y. 1960. P. 16-27.
- [5] Константинов А.О., Мохов Е.Н. // *Письма в ЖТФ*. 1981. Т. 7. В. 4. С. 247-250.

Таиров Ю.М., Таранец В.А., Цветков В.Ф. // Неограниченные материалы. 1979. Т. 15. В. 1. С. 9-13.

V o d a k o v Yu.A., M o k h o v E.N., R a m m M.G., R o e n k o v A.D. // Krist. und Techn. 1979. V. 14. N 6. P. 729-741.

Гончаров Е.Е., Рябова Г.Г., Мохов Е.Н.// Isotopenpraxis. 1984. V. 18. N 6. P. 452-454.

Мохов Е.Н., Рамм М.Г., Роенков А.Д., Федоров М.И., Веренчикова Р.Г. // Письма в ЖТФ. 1990. Т. 17. В. 14. С. 33-37.

Поступило в Редакцию
3 июля 1992 г.