

06

Структурная характеристика эпитаксиальных слоев GaN на кремнии: влияние буферных слоев

© Л.М. Сорокин, А.Е. Калмыков, В.Н. Бессолов, Н.А. Феоктистов,
А.В. Осипов, С.А. Кукушкин, Н.В. Веселов

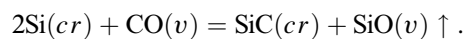
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
E-mail: aekalm@mail.ioffe.ru
Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург

Поступило в Редакцию 7 декабря 2010 г.

Представлены результаты электронно-микроскопического исследования поперечных сечений системы GaN/AlN/3C-SiC/Si(111). Буферный слой карбида кремния нанометровой толщины был получен оригинальным методом твердофазной эпитаксии. Последующие слои — нитрида галлия и алюминия — выращивались хлоридной газовой эпитаксией. В слоях нитрида галлия не выявлено прорастающих дислокаций, в них также отсутствуют трещины любого масштаба. Основная часть дефектов в GaN в виде скоплений дислокаций локализована вблизи границы раздела GaN–AlN, которые параллельны этой границе. Плотность дислокаций в слоях GaN составила $(1-2) \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$, что, согласно литературным данным, находится на уровне минимальных значений. В буферном слое AlN выявлены нанопоры, которые снижают уровень напряжений на границе раздела, что почти полностью подавляет появление прорастающих дислокаций.

Нитрид галлия является прямозонным полупроводником с шириной запрещенной зоны 3.4 eV, что позволяет его использовать для создания оптоэлектронных приборов, транзисторов с высокой подвижностью электронов [1]. Высокая механическая прочность в сочетании с химической стойкостью и высокой (2500°C [2]) температурой плавления обеспечивают стабильность работы приборов на его основе в сложных условиях. Отсутствие подложек из нитрида галлия побуждает исследователей к поиску подходящих подложек для гетероэпитаксии. Использование в этом качестве сапфира приводит к генерации высокой плотности дислокаций [3] из-за значительного (13%) рассогласования межатомных расстояний в плоскости интерфейса (0001). Подложки из

карбида кремния, наиболее подходящие с точки зрения согласования параметров решеток на границе раздела, не могут широко использоваться по причине малых площадей и их высокой стоимости. В связи с этим очень перспективными являются работы по выращиванию слоев GaN на кремнии [4]. С одной стороны, кремний — достаточно дешевый материал, обладает приемлемой теплопроводностью, подложки из него могут иметь большую площадь, с другой стороны, такая технология выращивания позволяет интегрировать оптоэлектронные приборы на основе нитрида галлия в кремниевую микроэлектронику. Однако при сопряжении плоскостей Si(111) и GaN(0001) несоответствие параметров решетки составляет 17%, различие коэффициентов термического расширения — 33%. Это приводит к образованию высокой плотности дефектов различной природы в эпитаксиальном слое, ухудшающих характеристики созданных на его основе приборов. Так, например, прорастающие дислокации являются центрами безызлучательной рекомбинации, центрами кулоновского рассеяния, что приводит к уменьшению подвижности электронов. Дислокации увеличивают обратный ток в $p-n$ -переходах и темновой ток в фотодетекторах [5]. Известно, что оптоэлектронные приборы на основе GaN могут работать долгое время, не деградируя, несмотря на высокую плотность линейных дефектов. Плотность дислокаций в светодиодах на основе нитрида галлия может превышать максимально допустимую плотность дислокаций в приборах на основе GaAs на пять порядков [6]. Дело в том, что, хотя дислокации и являются центрами рекомбинации в GaN, диффузионная длина неосновных носителей меньше расстояния между дислокациями (меньше 250 nm) [7]. Подвижность линейных дефектов в нитриде галлия гораздо ниже, чем в других соединениях $A^{III}B^V$ [8]. Тем не менее для увеличения срока службы оптоэлектронных приборов необходимо повышать совершенство структуры слоев GaN. Для преодоления этих трудностей в работе [4] предложено использование промежуточного (буферного) слоя 3C-SiC, поскольку различие параметров решетки в плоскостях (0001)GaN и (111) 3C-SiC составляет только 3% [2]. Промежуточный слой выращивался оригинальным методом твердофазной гетероэпитаксии, предложенным в [9]: карбид кремния являлся продуктом химической реакции между кристаллическим кремнием и газообразной окисью углерода



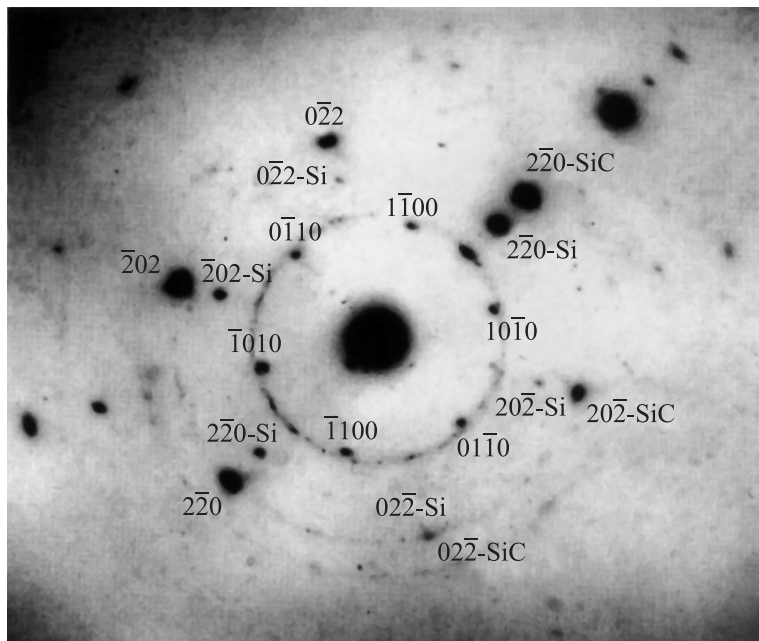


Рис. 1. Микродифракционная картина структуры Si/SiC, выращенной методом [4].

При образовании одной молекулы SiC расходуется два атома Si, причем один из них улетучивается, что приводит к релаксации механических напряжений и образованию пор в кремнии вблизи интерфейса Si/SiC. Пористая структура подложки способствует улучшению качества эпитаксиального слоя, так как уменьшение площади контакта ведет к снижению упругих напряжений на интерфейсе, вызванных различием коэффициентов термического расширения. Как показали электронно-микроскопические исследования, в зависимости от условий роста можно выращивать различные полиморфы SiC. На рис. 1 представлена микродифракционная картина из структур (111)Si/SiC (без слоев AlN и GaN), выращенных методом твердофазной гетероэпитаксии. Планарный образец был приготовлен путем химико-динамического травления в растворе CP-8 со стороны, противоположной выращенному слою (со сторо-

ны подложки), до образования окна по центру образца. На микродифракционной картине присутствуют отражения как от подложки кремния, так и от политапа 3C-SiC карбида кремния. Их взаимное расположение (выстраивание вдоль одноименных направлений типа $\langle 110 \rangle$) однозначно указывает на то, что слой имеет монокристаллическую структуру, т.е. реализовался параллельный эпитаксиальный рост слоя карбида кремния на кремниевой подложке. Слабые по интенсивности отражения на электронограмме, располагающиеся по кольцу, обусловлены поликристаллическим карбидом кремния, образовавшимся на стенках пор в результате химической реакции между CO, продиффундировавшим через слой SiC, и газообразным кремнием, испаряющимся со стенок пор [10].

На слое карбида кремния методом хлоридной газофазной эпитаксии (HVPE), по методике, реализованной в [4], был выращен тонкий слой нитрида алюминия для предотвращения нежелательной реакции между аммиаком и кремнием и затем слой нитрида галлия толщиной $\sim 20 \mu\text{m}$. Электронно-микроскопическое исследование структуры полученной вышеописанной системы GaN/AlN/3C-SiC/Si проводилось с помощью просвечивающего микроскопа PHILIPS EM420 с ускоряющим напряжением 100 kV. Для получения электронно-микроскопических изображений поперечных срезов структур GaN/AlN/3C-SiC/Si последние распиливались алмазной пилой вдоль направления $\langle 110 \rangle\text{Si}$, склеивались эпоксидной смолой слоями GaN внутрь, механически шлифовались до толщины $20 \mu\text{m}$ на трипode и затем утоньшались ионами аргона с энергией 4 kV на установке PIPS (precision ion polishing system) фирмы Gatan.

Анализ микродифракционных картин, снятых с области интерфейсов, показал, что для полученных монокристаллических эпитаксиальных слоев выполняются следующие ориентационные соотношения:

$$(0001)\text{GaN} \parallel (111)3\text{C-SiC} \parallel (111)\text{Si},$$

$$[11\bar{2}0]\text{GaN} \parallel [1\bar{1}0]3\text{C-SiC} \parallel [1\bar{1}0]\text{Si}.$$

Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения структуры дефектного слоя кремниевой подложки приведено на рис. 2. Толщина его составляет несколько микрон. Согласно теоретическим представлениям, изложенным в работе [10], объем пор должен приблизительно совпадать с объемом выросшего слоя карбида кремния.

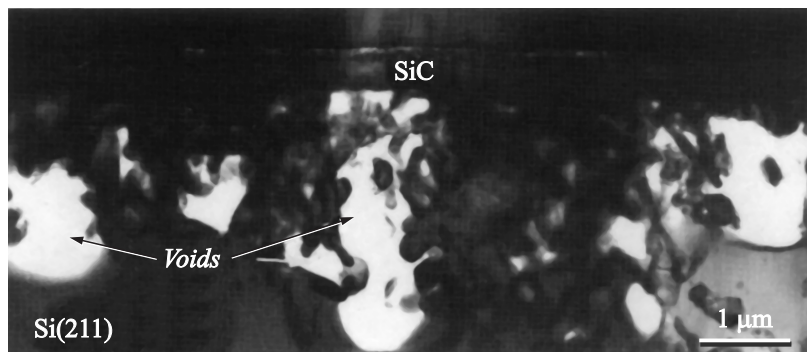


Рис. 2. Пористая структура подложки вблизи интерфейса Si/SiC.

На рис. 2 суммарный объем пор выглядит несколько больше, однако следует иметь в виду, что поры с размерами более $0.5\ \mu\text{m}$ увеличили свои размеры в результате растравливания ионами аргона в процессе приготовления образца. Поэтому можно считать, что объем пор не сильно отличается от объема выросшего слоя SiC.

Поперечная структура всех слоев исследуемой системы приведена на электронно-микроскопическом снимке рис. 3.

Толщина слоя карбида кремния составила $350\ \text{nm}$. В слое имеются дефекты упаковки, но полностью отсутствуют трещины. В работе [11] наличие или отсутствие трещин в слое GaN связывается с толщиной буферного слоя SiC на кремнии: если его толщина больше критической, образование трещин подавляется. Значение критической толщины, согласно [11], лежит в диапазоне $0.05\text{--}1\ \mu\text{m}$. Хотя толщина слоя карбида кремния в нашем случае (рис. 3) и попадает в этот диапазон, скорее всего, решающую роль в предотвращении образования трещин сыграл оригинальный метод твердофазной эпитаксии получения слоев SiC.

Как видно из рис. 3, поверхность слоя нитрида алюминия имеет корругированный (волнистый) характер в виде пирамидок (1). Последующий слой GaN зарождается и начинает расти на вершинах пирамидок. Между ними остаются пустоты, что может быть обусловлено анизотропией роста нитрида галлия на различных гранях пирамидок нитрида алюминия [12].

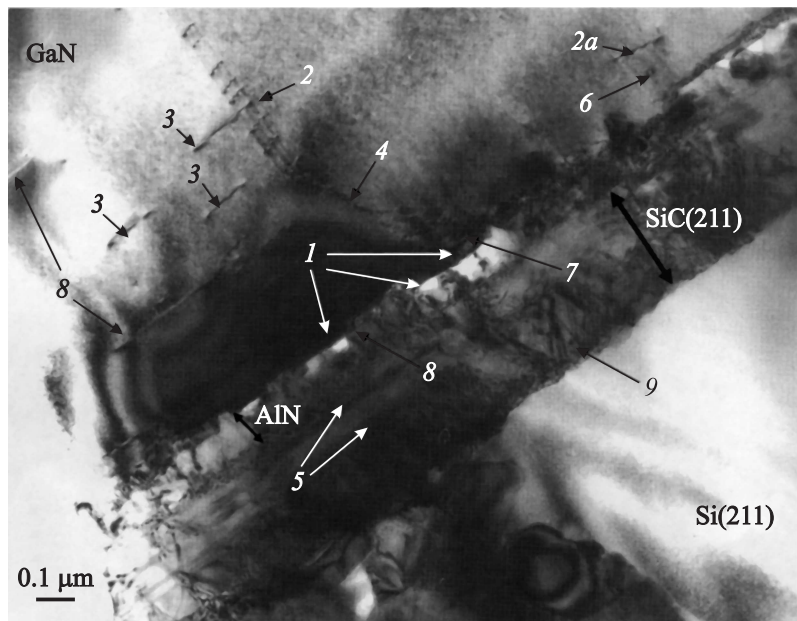


Рис. 3. Структура буферных слоев SiC, AlN и основного слоя GaN.

Вблизи интерфейса AlN/GaN плотность дефектов настолько высока, что отдельные дислокации не разрешаются. Далее плотность дефектов падает либо за счет аннигиляции дислокаций с образованием полупетель [13], либо в результате их остановки на дефекте упаковки и уже на расстоянии в несколько десятков nm от интерфейса можно наблюдать только отдельные структурные несовершенства. В этой области видны полосы скольжения дислокаций 2, 2a, отдельно расположенные дислокации 3 с локальной плотностью $8 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$, малоугловая дислокационная граница 4, дефекты упаковки в карбиде кремния 5, дислокационная петля 6, зона с повышенной концентрацией дефектов 7, дефекты упаковки в нитриде галлия 8. Обращает на себя внимание отсутствие дислокаций, параллельных направлению роста [0001] на данном участке образца, хотя, казалось, их должно быть подавляющее большинство, как в случае аналогичной системы, правда, полученной по другой технологии [14].

Кроме того, на рис. 3 (область 9) изображена часть образца, в которой из-за отсутствия поры на границе Si–SiC и вследствие этого по причине релаксации больших напряжений на интерфейсе возникла область с повышенной концентрацией дислокаций. Следует отметить также полное отсутствие трещин в образце.

Таким образом, в структуре системе GaN/AlN/3C-SiC/Si, выращенной методом [4], выявлены следующие особенности. В кремниевой подложке и на границе GaN/AlN присутствует пористый слой, способствующий снятию напряжений, соответственно улучшающий качество эпитаксиальных слоев. В слое GaN выявлены области, содержащие дислокации, ориентированные параллельно интерфейсу. Показана принципиальная возможность получения слоев нитрида галлия, не содержащих массива прорастающих дислокаций.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, гранты № 10-03-00433, № 09-03-00596 и № 11-02-00496, „Фонда поддержки науки и образования“, программы президиума РАН № 27 „Основы фундаментальных исследований нанотехнологий и наноматериалов“ и программы президиума РАН „Поддержка инноваций и разработок“.

Список литературы

- [1] Pearton S.J., Kang B.S., Suku Kim et al. // J. Phys.: Condens. Matter. 2004. V. 16. P. R961–R994.
- [2] Ioffe data archive <http://www.ioffe.ru/SVA/NSM>.
- [3] Кюмм Р.Н. // Письма в ЖТФ. 2010. Т. 36. В. 15. С. 14–21.
- [4] Аксянов И.Г., Бессолов В.Н., Жилев Ю.В., Коман М.Е., Коненкова Е.В., Кукушкин С.А., Осипов А.В., Родин С.Н., Феоктистов Н.А., Шарофидинов Ш., Щеглов М.П. // Письма в ЖТФ. 2008. Т. 34. В. 11. С. 54–61.
- [5] Oliver R.A., Kappers M.J., McAleese C. et al. // J. Mater Sci: Mater Electron. 2008. P. 208–214.
- [6] Cherns D., Young W.T., Saunders M.A., Ponce F.A., Nakamura S. // Microscopy of Semiconducting Materials. 1997. P. 187.
- [7] Rosner S.J., Carr S.E., Ludowise M.J., Girolami G., Erikson H.I. // Appl. Phys. Lett. 1997. V. 70. P. 420.
- [8] Siguira L. // Appl. Phys. Lett. 1997. V. 81. P. 1633.

- [9] Кукушкин С.А., Осипов А.В., Феоктистов Н.А. Способ изготовления изделия, содержащего кремниевую подложку с пленкой из карбида кремния на ее поверхности. // Патент на изобретение № 2363067, приоритет от 22.01.2008.
- [10] Кукушкин С.А., Осипов А.В. // ФТТ. Т. 50. С. 1188–1195.
- [11] Kotiyama J. et al. // Appl. Phys. Lett. 2006. V. 88. P. 091901.
- [12] Liliental-Weber Z., Zakharov D., Wagner B., Davis R.F. // Proc. of SPIE. V. 6121. P. 612101-10.
- [13] Qian W., Skowronski M., De Graef M. // Appl. Phys. Lett. 1995. V. 66 (10). P. 1252–1254.
- [14] Rouviere J.-L., Arlery M., Bourret A. // Microscopy of Semiconducting Materials. 1997. P. 173–182.