

06

## Хлоридная газофазная эпитаксия нитрида галлия на кремнии: влияние промежуточного SiC слоя

© И.Г. Аксянов, В.Н. Бессолов, Ю.В. Жиляев, М.Е. Компан,  
Е.В. Коненкова, С.А. Кукушкин, А.В. Осипов,  
С.Н. Родин, Н.А. Феоктистов, Ш. Шарофидинов, М.П. Щеглов

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

В окончательной редакции 9 октября 2007 г.

Продемонстрирован новый подход для подавления процесса образования трещин и одновременного снижения упругой деформации в GaN слое при хлоридной газофазной эпитаксии на Si(111) подложке за счет применения тонкого SiC слоя в качестве промежуточного. Слои GaN толщиной  $20\ \mu\text{m}$  были выращены с использованием AlN (300 nm) и дополнительного подслоя SiC (100 nm). Высокое качество полученного слоя продемонстрировано по спектрам фотолюминесценции (при 77 К проявляется экситонная полоса с  $h\nu_{\text{max}} = 3.45\ \text{eV}$  с полушириной 68 meV) и рентгеновской дифракции (FWHM для GaN (0002),  $\omega_{\theta} = 600\ \text{arcsec}$ ).

PACS: 68.55.A

Нитрид-галлиевые структуры, которые широко используются в электронных и оптоэлектронных приборах, в основном создают на сапфировой и SiC подложках. В последнее время публикуются работы для роста нитрида и на кремниевых подложках. Интерес к получению таких структур обусловлен, во-первых, перспективами интеграции нитрид-галлиевой и кремниевой электроники и, во-вторых, возможностью использования подложек больших размеров (до 150 mm), их низкой стоимостью и хорошей электрической проводимостью. Однако большое различие постоянных решетки (17%) и коэффициентов термического расширения (33%) нитрида галлия и кремния является причиной возникновения высокой плотности дефектов различной природы в эпитаксиальном слое нитрида галлия при непосредственном выращивании

его на кремнии. Для подавления процесса возникновения трещин и снижения уровня деформации эпитаксиального слоя GaN формируют различные промежуточные слои. Наиболее распространенный подход — это создание тонких слоев AlN/GaN, что при эпитаксии из металлоорганических соединений (MOCVD) позволяет избежать трещин в слоях GaN с толщинами до  $5\ \mu\text{m}$  [1,2].

В последнее время для подавления процесса образования трещин начинают использовать слои SiC, поскольку различие параметров решеток SiC и GaN существенно меньше (3%). Так, например, в работе [3] вначале методом химической реакции пропана и силана (CVD-метод) был выращен слой 3C-SiC толщиной  $1\ \mu\text{m}$ , а затем методом MOCVD был выращен тонкий (50 nm) слой AlN и уже на его поверхности выращен достаточно совершенный слой GaN толщиной  $3\ \mu\text{m}$  без трещин.

Метод хлоридной газофазной эпитаксии (HVPE) применяется в основном для получения толстых ( $> 10\ \mu\text{m}$ ) слоев GaN на Si(111) с использованием буферного слоя AlN. Однако преодолеть возникновение трещин в слоях с толщиной  $> 10\ \mu\text{m}$  таким способом не удается [4].

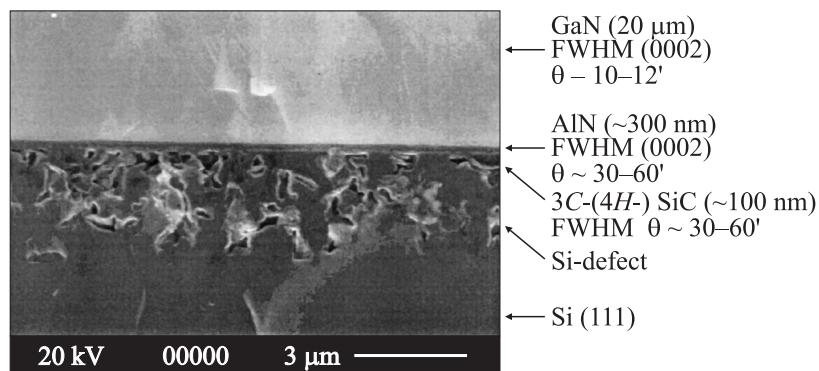
В данной работе реализованы подавление процесса образования трещин и одновременное снижение упругой деформации в GaN слое при хлоридной газофазной эпитаксии на 1.5 in Si(111) за счет применения промежуточного слоя SiC. Для достижения поставленной цели вначале на Si(111) подложке формировали тонкий слой SiC, а затем методом HVPE выращивали слои AlN и GaN.

Слой SiC толщиной 50–100 nm на поверхности подложки Si формировался по методу [5]. Затем на этих структурах выращивали слои с толщинами AlN 300 nm и GaN около  $20\ \mu\text{m}$  по методике, аналогичной [4].

Для выяснения картины формирования GaN эпитаксиального слоя качество получаемых полупроводниковых структур, в том числе промежуточных {SiC/Si(111), AlN/SiC/Si(111)}, оценивалось методами оптической и сканирующей электронной (SEM) микроскопии, рентгеновской дифрактометрии и фотолюминесценции.

При рентгеноструктурных измерениях кривые качания регистрировались в режиме двухкристальной схемы дифракции ( $\omega_{2\theta}$  — мода) в рефлексах (0002) и (1124) —  $\text{Cu } K_{\alpha_1}$  излучения на трехкристальном рентгеновском спектрометре.

Оценка величины упругой деформации проводилась по положению энергии максимума спектра фотолюминесценции GaN. Фотолюминес-

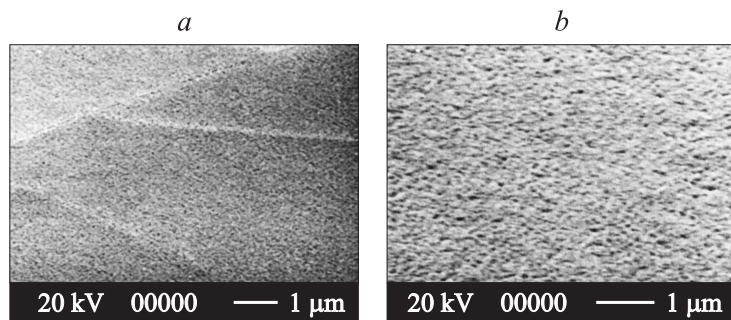


**Рис. 1.** SEM-изображение скола GaN/AlN/SiC/Si структуры.

центра возбуждалась импульсным азотным лазером (длина волны излучений  $\lambda = 337$  nm). Измерения проводились при 300 и 77 К.

Изображение GaN/AlN/SiC/Si (111) структуры, полученное в SEM (рис. 1), показывает наличие приповерхностного дефектного слоя толщиной около  $3 \mu\text{m}$  в подложке у гетерограницы SiC/Si. Появление нарушенного слоя связано с особенностями формирования слоя SiC [5], в котором атомы кремния вступают в реакцию с атомами углеродосодержащего газа и могут образовывать в кремнии слой с пустотами и микродефектами толщиной  $\sim 100$  nm, как показано это, например, в [6]. Известно, что подобные приповерхностные поры в кремнии обеспечивают снятие упругой деформации в SiC/Si гетеро-структуре при эпитаксии и методом CVD [7,8]. Аналогичный механизм снижения упругой деформации реализуется при эпитаксии нитрида галлия на подложке пористого SiC [9]. Эпитаксиальный рост слоев AlN и GaN в течение 2h при температуре  $1050^\circ\text{C}$  приводит к увеличению нарушенного слоя до толщин в несколько микрон (рис. 1), что способствует дальнейшему снижению деформации на гетерогранице SiC/Si.

Нами проводились рентгенодифракционные измерения в последовательно наращиваемых слоях с различными толщинами  $h$ . Измерения показали уменьшение разориентации в окончательном толстом слое GaN по сравнению с промежуточным подслоем SiC. Измеренные ве-



**Рис. 2.** Изображение поверхности, полученное SEM для двух структур AlN/Si (*a*) и AlN/SiC/Si (*b*).

личины полуширин кривой качания рентгеновской дифракции (FWHM) приведены ниже:

- SiC ( $h \sim 100$  nm),  $\omega_\theta = 30\text{--}60$  arcmin;
- AlN ( $h \sim 300$  nm),  $\omega_\theta = 30\text{--}60$  arcmin;
- GaN ( $h \sim 20$  μm),  $\omega_\theta = 10\text{--}13$  arcmin.

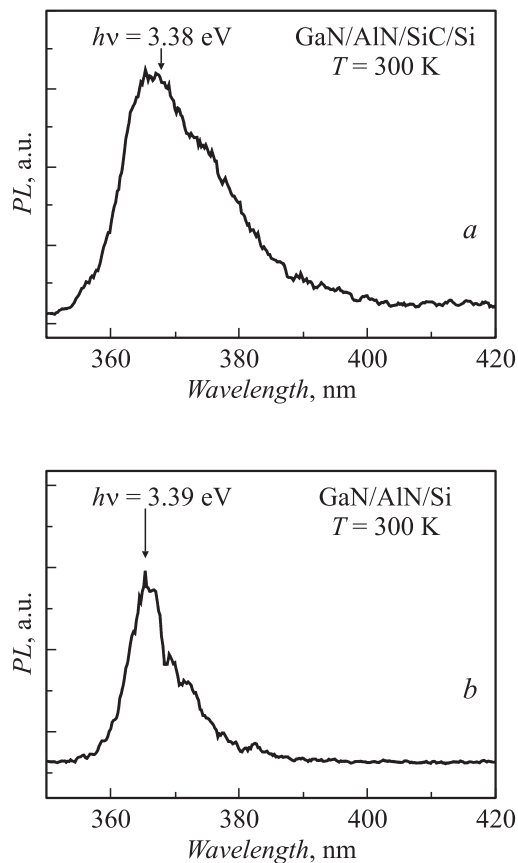
Изучение поверхности структур AlN/Si и AlN/SiC/Si с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопа (SEM) показало, что при толщинах AlN слоя около 300 nm в структуре AlN/Si возникают трещины, расстояние между которыми несколько микрометров (рис. 2, *a*), в то время как в аналогично выращенной AlN/SiC/Si структуре подобные трещины отсутствуют (рис. 2, *b*). Этот результат свидетельствует о том, что, по-видимому, в структурах с использованием SiC слоя деформация структуры уменьшается за счет ее релаксации на стадии формирования SiC слоя.

Спектры фотолюминесценции при 300 K (рис. 3) использовались для оценки величины упругой деформации GaN слоя. Для этого сравнивалась энергия максимума коротковолнового пика фотолюминесценции  $h\nu_{300\text{K}}$  трех структур:

GaN/AlN/SiC/Si, в которых толщина GaN слоя была  $\sim 10$  μm, без трещин и  $h\nu_{300\text{K}} = 3.38$  eV (рис. 3, *a*);

GaN/AlN/Si, в которых толщина GaN слоя была  $\sim 10$  μm, имелись трещины и  $h\nu_{300\text{K}} = 3.39$  eV (рис. 3, *b*);

GaN/AlN/Si, в которых толщина GaN слоя была  $\sim 1$  μm, без трещин и  $h\nu_{300\text{K}} = 3.34$  eV (рис. 3, *c*).



**Рис. 3.** Спектры фотолуминесценции GaN при 300 K для трех различных структур: *a* — GaN/AlN/SiC/Si, *b* — GaN/AlN/Si (с трещинами), *c* — GaN/AlN/Si (без трещин).

Видно, что энергия максимума спектра фотолуминесценции смещена в коротковолновую сторону для GaN/AlN/Si структур с трещинами ( $h\nu_{\text{max}} = 3.39 \text{ eV}$ ) по сравнению со структурами без трещин ( $h\nu_{\text{max}} = 3.34 \text{ eV}$ ). Следует отметить, что энергия максимума спектра фотолуминесценции GaN/AlN/Si упруго деформированных структур (без трещин) совпадает с [10].

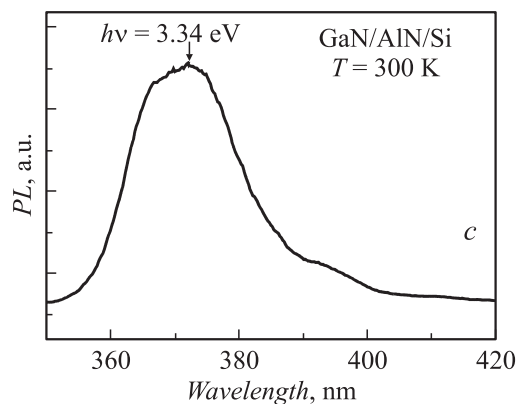


Рис. 3 (продолжение).

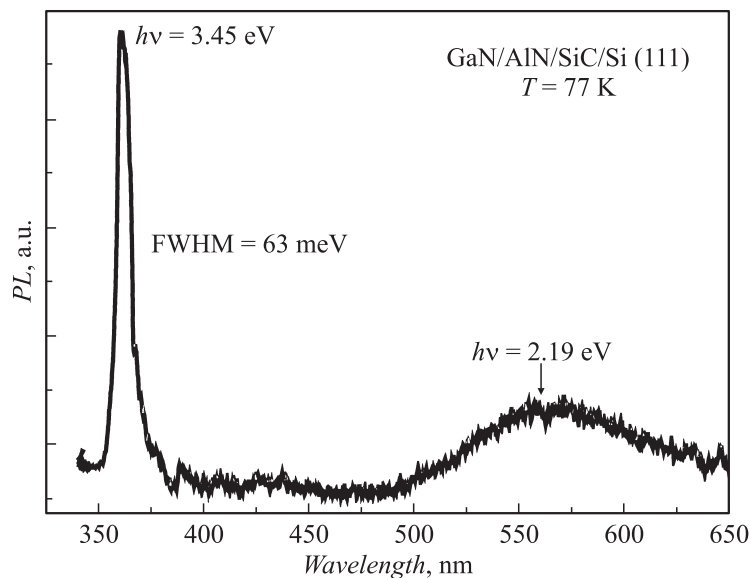
Как известно, энергия максимума коротковолнового пика фотолюминесценции GaN при комнатной температуре связана с упругими напряжениями в плоскости параллельной гетерограницы  $\sigma_{xx}$  соотношением [11]:

$$h\nu_{300\text{K}}(\text{eV}) = 3.4285 + 0.0211 \sigma_{xx}(\text{GPa}). \quad (1)$$

Оценки по выражению (1) величины упругих напряжений в слоях нитрида галлия для наших структур GaN/AlN/SiC/Si (111) и структур, полученных методом HVPE другими авторами, приведены в таблице.

Из таблицы видно, что добавление подслоя SiC к традиционно выращиваемой структуре GaN/AlN/Si (111) уменьшает остаточную деформацию в слое GaN примерно в полтора раза. Почти такой же результат достигается при выращивании GaN на дорогих подложках 6H-SiC (см. строку 3 таблицы). В то же время остаточная деформация

Структура	$h\nu_{300\text{K}}$ , eV	Наличие трещин	$\sigma_{xx}$ , GPa	Литература
GaN/AlN/Si (111)	3.34	Нет	-4.2	[10], наши данные
GaN/AlN/SiC/Si (111)	3.38	Нет	-2.9	Наши данные
GaN/6H-SiC	3.397	Нет	-1.5	[12]
GaN/AlN/Si (111)	3.39	Да	-1.8	Наши данные



**Рис. 4.** Спектр фотолюминесценции GaN при 77 К для структуры GaN/AlN/SiC/Si.

действительно мала в структурах с трещинами в слое, однако по понятным причинам слои такого качества непригодны для приборных применений.

Следует отметить, что величина упругой деформации, оцененная нами, носит сравнительный характер, поскольку оказывается немного больше, чем полученная в [13] для структур GaN/AlN/Si методом рамановской спектроскопии, что, по-видимому, является погрешностью данных, получаемых из метода фотолюминесценции.

Оценка величины упругих напряжений GaN/AlN/SiC/Si и GaN/AlN/Si структур показала, что структура, содержащая SiC промежуточный слой, находится в состоянии незначительной упругой деформации, причем пластическая деформация структуры происходит не за счет генерации трещин в эпитаксиальном слое, а за счет релаксации деформации на гетерогранице SiC/Si.

В спектрах фотолюминесценции структур GaN/AlN/SiC/Si при 77 К проявлялись три полосы люминесценции: 1) полоса полушириной

68 meV, которая по аналогии с выращенным на сапфировой подложке нитридом галлия [14] имела пик рекомбинации экситона, связанного на акцепторе ( $h\nu_{\max} = 3.45 \text{ eV}$ ); 2) полоса „желтой“ люминесценции, связанной с дефектами в слое ( $h\nu_{\max} = 2.19 \text{ eV}$ ); 3) полоса „синей“ люминесценции ( $h\nu_{\max} = 2.88 \text{ eV}$ ), которая, возможно, связана с наличием слоя SiC в структуре (рис. 4).

Таким образом, продемонстрирован новый подход для подавления процесса образования трещин при одновременном снижении упругой деформации в GaN слое при хлоридной газофазной эпитаксии на Si(111) подложке за счет формирования тонкого SiC слоя в качестве промежуточного. Структурные и люминесцентные характеристики слоев GaN соответствуют мировым для HVPE метода.

Авторы считают своим приятным долгом поблагодарить Санкт-Петербургский научный центр РАН, Фонд поддержки науки и образования (Санкт-Петербурга) за поддержку работ по технологии нитрида галлия и Российский фонд фундаментальных исследований (гранты № 06-03-32467, № 07-08-00542), компанию „Созвездие“ за поддержку работ по технологии карбида кремния.

## Список литературы

- [1] *Dadgar A.* et al. // *J. Cryst. Growth.* 2006. V. 297. P. 279–282.
- [2] *Feltin E.* et al. // *Appl. Phys. Lett.* 2001. V. 79. P. 3230.
- [3] *Komiyama J.* et al. // *Appl. Phys. Lett.* 2006. V. 88. P. 091901.
- [4] *Бессолов В.Н.* и др. // *Письма в ЖТФ.* 2006. Т. 32. В. 15. С. 60.
- [5] *Кужушкин С.А., Осипов А.В.* // *ФТП.* 2008. Т. 50. В. 7. С. 1188.
- [6] *Scholz R.* et al. // *Appl. Phys. A.* 1998. V. 66. P. 59.
- [7] *Nishino S.* et al. // *Appl. Phys. Lett.* 1983. V. 42. P. 460.
- [8] *Bustarret E.* et al. // *Phys. stat. sol. (a).* 2003. V. 195. P. 18.
- [9] *Мынбаева М.Г.* и др. // *Письма в ЖТФ.* 2006. Т. 32. В. 23. С. 25.
- [10] *Zhang J.X.* et al. // *J. Cryst. Growth.* 2005. V. 282. P. 137.
- [11] *Yamamoto A.* et al. // *J. Cryst. Growth.* 2004. V. 261. P. 266.
- [12] *Зубрилов А.С.* и др. // *ФТП.* 1999. Т. 33. В. 10. С. 1173.
- [13] *Бессолов В.Н.* и др. // *Письма в ЖТФ.* 2005. Т. 31. В. 21. С. 30.
- [14] *Kuball M.* et al. // *Appl. Phys. Lett.* 2001. V. 78. P. 724.