

07:08

## Эпитаксия GaN в полуполярном направлении на подложке Si(210)

© В.Н. Бессолов, Е.В. Коненкова, С.А. Кукушкин, В.И. Николаев,  
А.В. Осипов, Ш. Шарофидинов, М.П. Щеглов

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

Поступило в Редакцию 9 октября 2012 г.

Излагается идея нового технологического метода выращивания слоев нитрида галлия в полуполярном направлении газофазной эпитаксией в хлоридной системе (HVPE). В качестве подложки предложен Si(210), а в качестве буферных слоев использованы: в начале — 3C-SiC, а затем — AlN. Впервые экспериментально показано, что в условиях анизотропной деформации гетероструктуры GaN/AlN/3C-SiC/Si(210) происходит рост GaN-слоя в полуполярных направлениях.

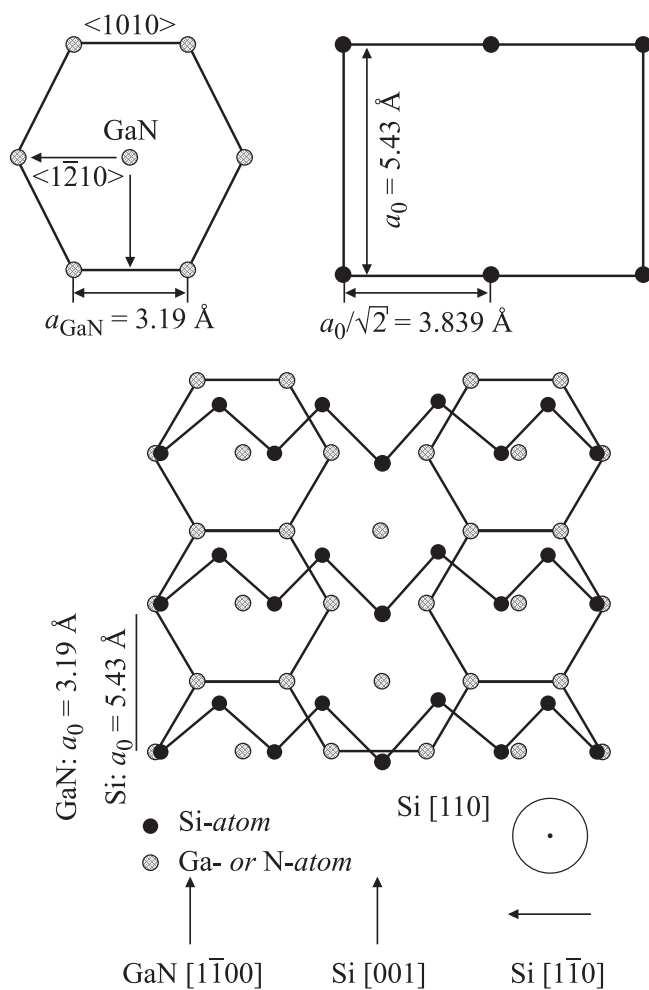
Структуры на основе нитрида галлия играют важную роль при создании приборов коротковолновой оптоэлектроники. В настоящее время такие структуры преимущественно выращивают на подложках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SiC, но в последнее время проявляется интерес к получению нитрид-галлиевых структур и на кремнии. Это обусловлено перспективами интеграции нитрид-галлиевой и кремниевой электроники, возможностью использования подложек больших (до 300 mm) размеров, их низкой стоимостью, хорошей электрической и тепловой проводимостью. Как известно, эпитаксиальный рост слоев нитрида галлия на кубическом Si(111) происходит в направлении C-оси гексагонального кристал-

ла, и такой слой, как правило, обладает значительным внутренним электрическим полем из-за пьезоэлектрической и спонтанной поляризации электронов, что играет отрицательную роль в работе светоизлучающих приборов. В связи с этим в последние годы исследователи проявляют интерес к изучению свойств нитрида галлия, выращенного как в неполярных, так и в полуполярных направлениях. Полуполярный нитрид галлия, как правило, выращивают методами газовой эпитаксии из металлоорганических соединений (MOCVD) и молекулярно-пучковой эпитаксии (MBE) на подложках  $m\text{-Al}_2\text{O}_3$  [1],  $4H\text{-SiC}$  (11 $\bar{2}0$ ) [2] и на фасетированных поверхностях Si(113) [3] и Si(100) [4]. В последнее время появились работы по получению методом MOCVD полуполярного нитрида галлия на Si(100) с использованием промежуточного слоя 3C-SiC [5] и методом HVPE с использованием наноструктурированного слоя AlN [6].

Данная работа направлена на разработку методом HVPE технологии полуполярных толстых слоев нитрида галлия, выращенных на кремниевой подложке. В основу подхода положена идея эпитаксии вюрцитных кристаллов нитрида галлия на подложке Si(210) с тонкими буферными слоями 3C-SiC и AlN.

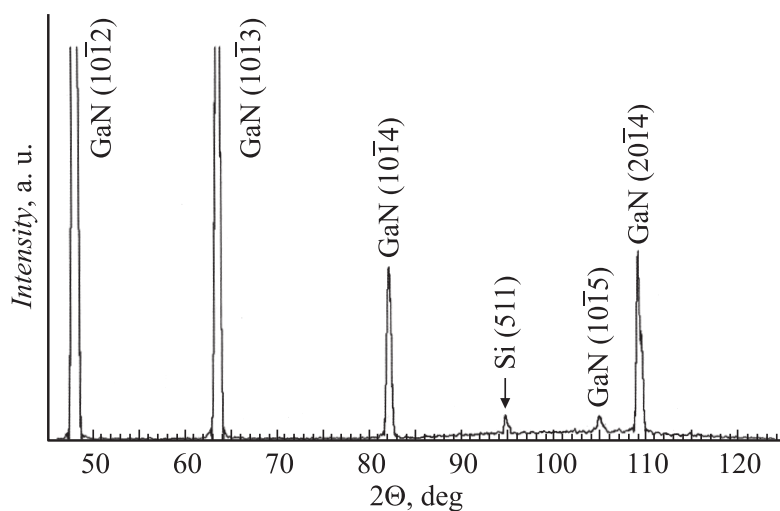
Для выяснения картины формирования эпитаксиального слоя GaN и оценки качества получаемых полупроводниковых структур использовались методы оптической и сканирующей электронной (SEM) микроскопии и рентгеновской дифрактометрии. При рентгеноструктурном анализе структур регистрировались дифракционные пики в рефлексах либо (0004), либо (1124).

Для снижения уровня деформации в слое нитрида галлия вначале методом твердофазной гетероэпитаксии, предложенным в [7], на подложке Si(210) выращивался тонкий зародышевый слой 3C-SiC. В этом методе карбид кремния являлся продуктом химической реакции между кристаллическим кремнием и газообразной окисью углерода, причем формирование 3C-SiC слоя происходит не снаружи, а внутри подложки Si при очень небольшом пересыщении, так называемом химическом средстве [7], что приводит к „квазиравновесному“ росту зародышей. Согласно модели [8] при внедрении атомов углерода в кремний возникают вакансии, которые совершенно по-разному взаимодействуют с атомами углерода на плоскостях (100) и (110). Мы полагаем, что при таком методе формирования карбид-кремниевый слой поверхность подложки Si(210) структурируется в виде гетеро-



**Рис. 1.** Схематическое изображение решетки GaN(001) и поверхностной решетки Si(110).

структур 3S-SiC(110)/Si(110) и 3C-SiC(100)/Si(100), грани которых и образуют фасетки. Как известно, плоскость Si(110) имеет параметр



**Рис. 2.** Рентгеновская диффракграмма полуполярного слоя GaN.

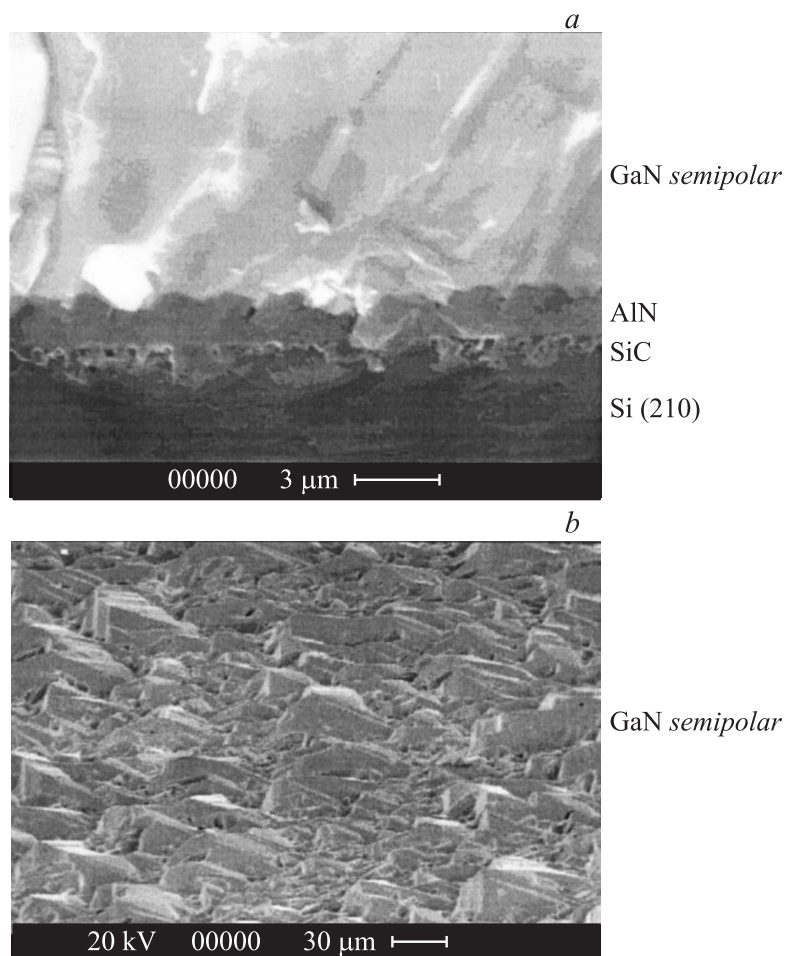
решетки  $a = 0.543$  nm в одном направлении и эффективный параметр решетки  $a^* = a/2^{1/2}$  в другом (рис. 1). Аналогичная картина будет и для 3C-SiC(110).

На структуре SiC/Si методом хлоридной газофазной эпитаксии (HVPE) был выращен тонкий ( $\sim 100$  nm) слой гексагонального нитрида алюминия, а затем слой толстого ( $\sim 10$   $\mu$ m) гексагонального нитрида галлия, которые выращивались в атмосфере водорода, аналогично [4], при температурах эпитаксии слоев AlN и GaN — 950 и 1050°C соответственно.

Рентгенодифракционные исследования показали, что слой GaN по мере эпитаксиального роста кристаллизуется в виде блоков, причем ориентация поверхности слоя по мере роста меняется следующим образом:  $(10\bar{1}5) \rightarrow (10\bar{1}4) \rightarrow (10\bar{1}3) \rightarrow (10\bar{1}2)$  (рис. 2).

Анализ кососимметричного рефлекса  $(11\bar{2}4)$ , полуширина которого составила величину 25 arcmin, позволяет утверждать об эпитаксиальном характере роста слоев.

Электронная микроскопия поверхности слоев (рис. 3) показала, что слой имеет характерную структуру слоя, выросшего в полуполярном



**Рис. 3.** SEM-изображение скола (*a*) и поверхности (*b*) структуры GaN/AlN/3C-SiC/Si(210).

направлении, подобную той, что наблюдали авторы [9] при гомоэпитаксии слоев GaN ( $10\bar{1}2$ ) на подложке нитрида галлия, специально приготовленной для эпитаксии на плоскости (1012).

Сравнительные данные величин деформации ( $\varepsilon$ ) и упругих напряжений ( $\delta$ ) для различных гетероструктур

Структура	$\varepsilon$	$\sigma$ , GPa
GaN(1010)/3C-SiC(110)	-0.27	166
GaN(1210)/3C-SiC(110)	0.03	-37
GaN(0001)/3C-SiC/(100)	-0.27	166

Такое поведение слоя GaN при эпитаксии на Si(210) можно объяснить на основе модели роста слоя в условиях анизотропной деформации. Действительно, при эпитаксии слоев AlN, а затем и GaN на структурированной подложке 3C-SiC(110) и 3C-SiC(100) слои нитридов для поверхности 3C-SiC(110) испытывают анизотропную деформацию ( $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{yy}$ ) (рис. 1) и соответствующие компоненты тензора величины упругих напряжений имеют вид [10]:

$$\sigma_{xx} = -\frac{2G}{1-\nu} (\varepsilon_{xx} + \nu\varepsilon_{yy}),$$

$$\sigma_{yy} = -\frac{2G}{1-\nu} (\varepsilon_{yy} + \nu\varepsilon_{xx}),$$

где  $\sigma_{yy}$  и  $\sigma_{xx}$  — величины напряжений вдоль  $\langle 1210 \rangle$  и  $\langle 1010 \rangle$  соответственно,  $G$  и  $\nu$  — модуль Юнга и коэффициент Пуассона.

Оценка величины деформации  $\varepsilon$  для слоев нитрида галлия, выращенных на 3C-SiC(110), показала, что в направлении  $\langle 1210 \rangle$  деформация имеет знак минус (слой в состоянии растяжения), а в направлении  $\langle 1010 \rangle$  — знак плюс (слой в состоянии сжатия) (см. таблицу).

Оценка величин упругих напряжений  $\sigma$  в гетероструктурах 3C-SiC(110)/Si(110) и 3C-SiC(100)/Si(100) и в гетероструктурах GaN(1210)/3C-SiC(110), GaN(1010)/3C-SiC(110), GaN(0002)/3C-SiC(100) показала, что величины упругих напряжений нитридных слоев  $\sigma$  в направлении  $\langle 1010 \rangle$  в 4 раза больше, чем в направлении  $\langle 1210 \rangle$  (см. таблицу). Отметим, что величина  $\sigma$  для структуры GaN(0001)/3C-SiC(100) равняется  $\sigma_{\langle 1010 \rangle}$ .

Существенно более высокая деформация нитридных слоев при росте на гранях 3C-SiC(110) в направлении  $\langle 1010 \rangle$ , по сравнению с деформацией в направлении  $\langle 1210 \rangle$ , а также рост слоя в состоянии растяжения GaN(1010)/3C-SiC(110) и сжатия GaN(1210)/3C-SiC(110)

одновременно должны приводить как к развороту слоя GaN, так и к преимущественному росту слоя в направлении меньшей деформации. По нашему мнению, наличие мозаичной поверхности карбида кремния (3C-SiC(110), 3C-SiC(100)) будет способствовать росту слоя в наиболее выгодном для него направлении. Анизотропная деформация растущего нитридного гексагонального слоя на используемой в эксперименте подложке Si(210) должна приводить к росту слоя в полуполярном направлении. Следует отметить, что возникающие анизотропные деформации при достаточно больших толщинах нитрида галлия будут приводить к пластической деформации слоев, причем этот процесс будет также способствовать смещению направления роста слоя от оси  $c$  гексагонального кристалла.

Таким образом, предложен и подтвержден новый метод эпитаксиального роста слоев нитрида галлия в полуполярном направлении в условиях анизотропной деформации растущего гексагонального нитрида слоя на подложке Si(210) с буферными слоями 3C-SiC и AlN. Установлено, что предложенный подход к выращиванию нитрида галлия в полуполярном направлении на кремниевой подложке может быть перспективен при формировании „templates“ для получения структур нитрид-галлиевого оптоэлектроника.

Авторы считают своим приятным долгом поблагодарить Российский фонд фундаментальных исследований (гранты № 10-03-00433-а, 11-02-00496-а, 11-02-12154-офи-м, 12-02-00935-а) и инновационный центр „Сколково“ (регистрационный номер № 1110023) за поддержку работ.

## Список литературы

- [1] Baker T.J., Haskell B.A., Wu F., Speck J.S., Nakamura S. // Jpn. J. Appl. Phys. Part 2. 2006. V. 45. P. L154.
- [2] Wagner B.P., Reitmeier Z.J., Park J.S., Bachelor D., Zakharov D.N., Liliental-Weber Z., Davis R.F. // J. Cryst. Growth. 2006. V. 290. P. 504–512.
- [3] Tanikawa T., Hikosaka T., Honda Y., Yamaguchi M., Sawaki N. // Phys. Status Solidi. C. 2008. V. 5. P. 2966–2968.
- [4] Sawaki N., Honda Y. // Sci China-Technol. Sci. 2011. V. 54. P. 38–41.
- [5] Abe Y., Komiyama J., Isshiki T., Suzuki S., Yoshida A., Ohishi H., Nakanishi H. // Materials Science Forum. 2009. V. 600–603. P. 1281–1284.

- [6] Бессолов В.Н., Жилев Ю.В., Коненкова Е.В., Полетаев Н.К., Шарофидинов Ш., Щеглов М.П. // Письма в ЖТФ. 2012. Т. 38. С. 21–26.
- [7] Кукушкин С.А., Осипов А.В. // ФТТ. 2008. Т. 50. С. 1238–1245.
- [8] Кукушкин С.А., Осипов А.В. // Доклады Академии наук. 2012. Т. 444. С. 266–269.
- [9] Wei T.B., Hu Q., Duan R.F., Wei X.C., Yang J.K., Wang J.X., Zeng Y.P., Wang G.H., Li J.M. // J. Electrochem. Soc. 2010. V. 157. P. H721–H726.
- [10] Cordier Y., Moreno J.-C., Baron N., Frayssinet E., Chenot S., Damilano B., Semond F. // Phys. Status Solidi. C. 2009. V. 6. S1020–S1023.