

06;07

Хлоридная газофазная эпитаксия GaN слоев, выращенных на подложке Si(111) с AlN буферным подслоем

© В.Н. Бессолов, В.Ю. Давыдов, Ю.В. Жилаев,
Е.В. Коненкова, Г.Н. Мосина, С.Д. Раевский, С.Н. Родин,
Ш. Шарофидинов, М.П. Щеглов, Hee Seok Park, Masayoshi Koike

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург
Samsung Electro-Mechanics Co., Ltd, Suwon, Gyunggi-Do, Korea

Поступило в Редакцию 17 мая 2005 г.

Методом хлоридной газофазной эпитаксии выращены ориентированные слои GaN толщиной около $10 \mu\text{m}$ на подложке Si(111) с буферными AlN подслоями. Полуширина кривой качания рентгеновской дифракции (FWHM) для лучших слоев $\omega_\theta = 3 \div 4 \text{ mrad}$.

Показано, что величина остаточных напряжений в буферных подслоях AlN уменьшается с ростом температуры эпитаксии, а при температурах около 1080°C происходит практически полностью релаксация напряжений, возникающих из-за разницы постоянных решетки AlN и Si.

Нитрид-галлиевые эпитаксиальные пленки играют важную роль в создании приборов коротковолновой электроники, поэтому их получение на кремниевой подложке представляет существенный интерес из-за низкой стоимости последней и возможной интеграции нитрид-галлиевой оптоэлектроники в кремниевую микроэлектронику. Однако кремниевая подложка создает дополнительные трудности для гетероэпитаксиального роста GaN, во-первых, из-за существенного различия постоянных решетки и коэффициентов термического расширения GaN и Si и, во-вторых, из-за активного взаимодействия кремниевой поверхности с аммиаком с образованием SiN_x на стадии зарождения эпитаксиального слоя. Одним из путей преодоления этих трудностей является использование промежуточных слоев (подслоев), нанесенных на кремниевую подложку. В последние годы в этом направлении методами молекулярно-пучковой и газовой эпитаксии из металлоорганических соединений получены слои GaN на подслоях AlAs [1], InN [2],

Ga₂O₃ [3], Al₂O₃ [4], AlN [5] и AlGaN/GaN сверхрешетке [6], которая использовалась как подслоя.

Метод хлоридной газофазной эпитаксии (HVPE) благодаря высоким скоростям роста используется в основном для получения толстых (> 100 μm) слоев GaN преимущественно на сапфировой подложке. Однако имеются сведения о получении слоев GaN этим методом на подложках арсенида галлия [7] и Si [8,9] с предварительным изготовлением подслоя AlN методом высокочастотного распыления.

В данной работе сообщается о создании методом HVPE ориентированного слоя GaN на подложке Si(111) с подслоем AlN.

Рост подслоя AlN осуществлялся на предварительно очищенных подложках Si(111) диаметром 50 mm, которые вращались в потоке водорода с частотой 60 rot./min. Соотношение потоков H₂/NH₃ = 2 : 1, температура эпитаксии слоя AlN варьировалась в интервале 800–1100°С. Время нахождения подложки в зоне роста AlN составляло 1–20 min. Эпитаксиальный рост слоев GaN толщиной 10 μm происходил при температуре 950°С в течение 60 min на буферном подслое AlN толщиной 30–300 nm.

Для выяснения картины формирования буферного подслоя AlN и оценки качества слоя GaN изучались два типа структур: AlN/Si(111) и GaN/AlN/Si(111) методами рамановской спектроскопии, трансмиссионной электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии.

Рамановские спектры, измеренные в области E₂(high) фоновой моды, для подслоев AlN, выращенных на Si(111) методом HVPE, приведены на рис. 1, где для сравнения изображен и рамановский спектр высококачественного ненапряженного слоя AlN (толщина 5 μm), выращенного на Al₂O₃ методом MOCVD. Полуширины измеряемой фоновой линии E₂(high)–FWHM, ее частотное положение ω в исследованных слоях AlN в зависимости от температуры эпитаксии T_{growth} и толщины слоя h при одинаковом времени роста t представлены в табл. 1, где для сравнения представлены и величины FWHM, ω для ненапряженного AlN, выращенного на Al₂O₃.

Из данных в таблице хорошо видно, что положение пика линии E₂(high) для AlN слоев сдвинуто в низкочастотную сторону по отношению к его положению в недеформированном слое. Этот факт свидетельствует в пользу наличия деформации растяжения в AlN в плоскости, параллельной плоскости подложки, а различная величина сдвига указывает на разную величину остаточной деформации. Наличие растягивающих деформаций в подслоях AlN, выращенных на Si(111),

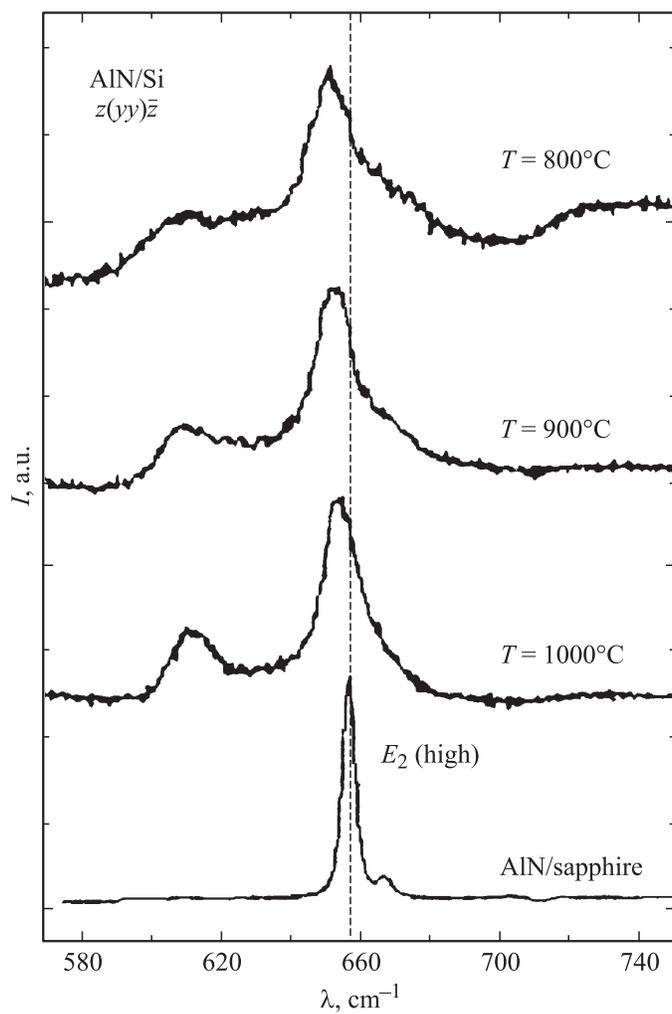


Рис. 1. Спектры рамановского рассеяния света слоев AlN/Si(111), выращенных при различных температурах: *a* — 1000°C, *b* — 900°C, *c* — 800°C; *d* — спектр ненапряженного AlN/Al₂O₃.

Таблица 1.

	$E_2(\text{high}), \omega, \text{cm}^{-1}$	FWHM, cm^{-1}	$T_{\text{growth}}, ^\circ\text{C}$	t, min	h, nm
AlN/Si	654.5	12.4	1000	10	~ 1650
AlN/Si	652.4	11.3	900	10	1000
AlN/Si	651.2	12.6	800	10	870
AlN/Al ₂ O ₃	657.6	3.5	—	—	—

Таблица 2.

Температура роста AlN, $^\circ\text{C}$	$\sigma_{300\text{K}}, \text{GPa}$	$\sigma_{\Delta\alpha}, \text{GPa}$	$\sigma_{\text{growth}}, \text{GPa}$
800	1.71	0.16	1.55
900	1.35	0.17	1.18
1000	0.74	0.18	0.56

легко понять, если учесть, что a параметр решетки для AlN меньше, а коэффициент термического расширения для AlN больше, чем для Si(111), что и приводит к деформации структуры при T_{growth} и ее увеличению при охлаждении от T_{growth} до комнатной температуры. Мы оценили величину остаточной деформации ϵ_{300} в подслоях AlN в рамках модели двуслойной деформации, считая, что сдвиг частоты фононной линии пропорционален величине деформации $\Delta\omega_\gamma = K_\gamma \epsilon_{300}$ [10]. Величина коэффициента пропорциональности K_γ для AlN была заимствована из работы [11]. Полученные оценки напряжений для слоев AlN на Si(111) при комнатной температуре σ_{300} представлены в табл. 2.

Затем по формуле [12]

$$\sigma_{\Delta\alpha} = \frac{E_{\text{AlN}}}{1 - \nu_{\text{AlN}}} \frac{\Delta\alpha\Delta T}{1 + \frac{E_{\text{AlN}}(1 - \nu_{\text{Si}})h}{E_{\text{Si}}(1 - \nu_{\text{AlN}})H}},$$

где h, H — толщины слоя AlN и подложки Si; E, ν — модули Юнга и коэффициенты Пуассона слоя и подложки; $\Delta T = T_{\text{growth}} - T_{300}$ — температурный интервал охлаждения структуры; $\Delta\alpha$ — разность коэффициентов термического расширения подложки Si и слоя AlN, определялась величина упругой термической деформации, которая и отображена в табл. 2. Известно, что зарождение и размножение дислокаций в кристаллах происходят при напряжениях, превышающих критические σ_{cr} . Для большинства гетероструктур, как правило, считают, что термические напряжения, по крайней мере при температурах меньше половины

температуры плавления вещества, практически не релаксируют и проявляются в виде упругой деформации при комнатной температуре [13]. Используя это утверждение, можно получить величину остаточных упругих деформаций для AlN/Si при температуре эпитаксии σ_{growth} :

$$\sigma_{growth} = \sigma_{300\text{ К}} - \sigma_{\Delta\alpha}.$$

Видно, что повышение температуры эпитаксии подслоя AlN приводит к уменьшению величины упругой деформации σ_{growth} и при температурах около 1080°C происходит практически полная релаксация упругой деформации, возникающей из-за разницы постоянных решетки AlN и Si (рис. 2).

Анализ рентгеноструктурных параметров слоя GaN проводился на базе трехкристального рентгеновского спектрометра. Кривые качания регистрировались для двух брэгговских рефлексов: симметричного (0002) и кососимметричного (1124)_{CuK α 1} — в режимах двухкристальной (ω)-скан. и трехкристальной ($\omega - 2\omega$)-скан. схемы дифракции. Полу-

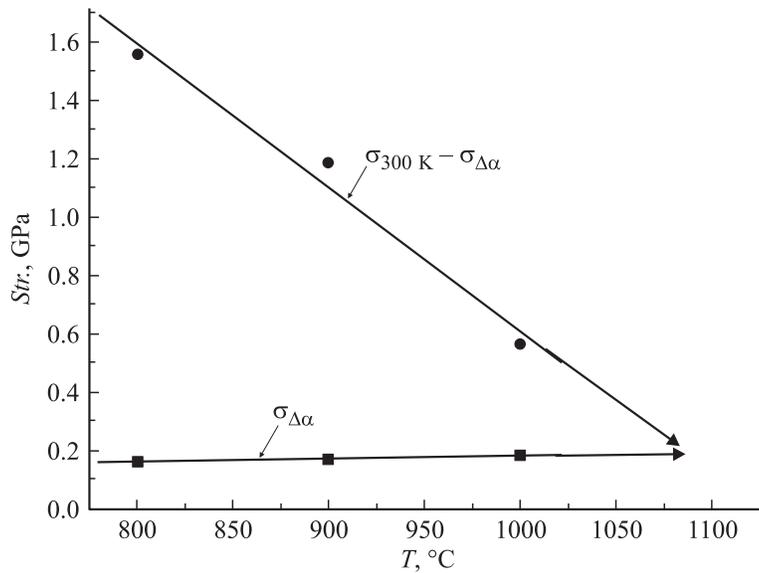


Рис. 2. Зависимость величин термических напряжений $\sigma_{\Delta\alpha}$ и упругих напряжений из-за несоответствия постоянных решетки $\sigma_{(300\text{ К})} - \sigma_{\Delta\alpha}$ от температуры роста AlN слоя на Si подложке.

Таблица 3.

	$hk \cdot l$	ω_θ , arcsec	$\omega_{\theta/2\theta}$, arcsec	θ_B , grad	c (5.1850 Å) a (3.1892 Å)	Δc (Å) Δa (Å)	Substrate
GaN/AlN/Si	(0002)	660''	45''	17.2814	5.1859	+0.0009	Si(111)
	(1124)	780''	—	49.9694	3.1898	+0.0006	

ченные результаты значений полуширин и постоянных решетки $\langle a \rangle$ и $\langle c \rangle$ представлены в табл. 3. Значения деформации решетки в слое определены из сравнения с параметрами для недеформированного GaN из [14]. Электронно-дифракционная картина на просвет гетероструктур GaN/AlN/Si(111) (рис. 3) показала, что подслоем AlN толщиной 30 nm имеет поликристаллическую структуру, но уже на толщине 300 nm на микродифракционной картине проявляется текстура коалесценции, характеризующая азимутальную ориентировку зерен. Поэтому во всех структурах с AlN толщиной менее 100 nm слой GaN имел тоже поликристаллическую структуру, однако, если толщина AlN составляла величину более 250 nm, слой GaN был ориентирован и имел структуру с параметрами, указанными в табл. 3.

Полученные результаты согласуются с опубликованными в [15] данными, согласно которым AlN при росте методом MOCVD на сапфировой подложке вначале всегда имеет поликристаллическую

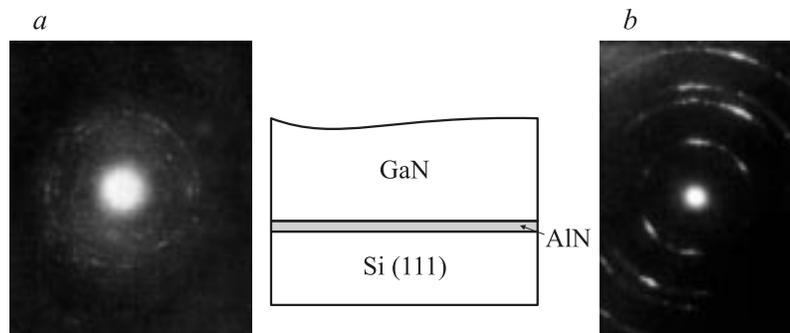


Рис. 3. Дифракционная картина слоев AlN у гетерограницы AlN/Si (a) и AlN/GaN (b)

структуру, но в процессе отжига, за счет коалесценции, образуется ориентированная пленка. В методе HVPE при высокой температуре ($T = 1080^\circ\text{C}$) на кремниевой подложке также вначале формируется островковая практически поликристаллическая пленка AlN, которая, по-видимому за счет роста и укрупнения островков, преобразуется в пленку, степень ориентации которой достаточна для дальнейшего формирования ориентированного к подложке слоя GaN.

Таким образом, методом газофазной хлоридной эпитаксии созданы ориентированные слои GaN толщиной около $10\mu\text{m}$ на подложке Si(111) с промежуточным тонким упругонапряженным буферным слоем AlN.

Работа была частично поддержана грантами РФФИ (03–03–32503, 04–02–17635) и контрактом Samsung Electro-Mechanics Co. Ltd. (N66/1–2004).

Один из авторов (Е.В. Коненкова) считает своим приятным долгом поблагодарить Фонд содействия отечественной науке за финансовую поддержку.

Список литературы

- [1] *Strittmatter A. et al. // Appl. Phys. Lett.* 1999. V. 74. P. 1242.
- [2] *Armitage R., Yang Q., Feick H. et al. // Appl. Phys. Lett.* 2002. V. 81. P. 1450.
- [3] *Ying-Ge Yang et al. // Physica B.* 2003. V. 325. P. 230.
- [4] *Wakahara A. et al. // J. Cryst. Growth.* 2002. V. 236. P. 21.
- [5] *Zhang B.S. et al. // J. Cryst. Growth.* 2003. V. 258. P. 34.
- [6] *Seong-Hwan Jang, Cheul-Ro Lee // J. Cryst. Growth.* 2003. V. 253. P. 64.
- [7] *Motoki K. et al. // Jpn. J. Appl. Phys.* 2001. V. 40. P. L140.
- [8] *Kim S.T., Lee Y.J., Chung S.H., Moon D.C. // Semicond. Sci. Technol.* 1999. V. 14. P. 156.
- [9] *Yu P.W., Park C.S., Kim S.T. // J. Appl. Phys.* 2001. V. 89. P. 1692.
- [10] *Davydov V.Yu., Averkiev N.S., Goncharuk I.N., Nelson D.K., Nikitina I.P., Semchinova O.K. // J. Appl. Phys.* 1997. V. 82. P. 5097.
- [11] *Kuball M., Hayes J.M., Prins A.D., van Uden N.W.A., Dunstan D.J., Shi Y., Edgar H.J. // Appl. Phys. Lett.* 2001. V. 78. P. 724.
- [12] *Tavernier P.R., Imer B., DenBaars S.P., Clarke D.R. // Appl. Phys. Lett.* 2004. V. 85. P. 4630.
- [13] *Мильвидский М.Г., Освенский В.Б. // Кристаллография.* 1977. Т. 22. № 2. С. 431.
- [14] *Detchprohm T. et al. // Jpn. Appl. Phys.* 1992. V. 31. L1454.
- [15] *Akasaki I. et al. // J. Crystal Growth.* 1998. V. 98. P. 209.