

## 06 Хлорид-гидридная газофазная эпитаксия полуполярного слоя $\text{AlN}(10\bar{1}2)$ на наноструктурированной подложке $\text{Si}(100)$

© В.Н. Бессолов, М.Е. Компан, Е.В. Коненкова<sup>✉</sup>, В.Н. Пантелеев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия  
E-mail: lena.triat@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 7 октября 2019 г.

В окончательной редакции 7 октября 2019 г.

Принято к публикации 10 октября 2019 г.

Предложен метод синтеза гексагонального слоя  $\text{AlN}$  на подложке  $\text{Si}(100)$  с наноструктурированной  $V$ -образной поверхностью, для которой угол между наклонной плоскостью „нанохребта“ и  $\text{Si}(100)$  составляет  $47^\circ$ . Показано, что метод хлорид-гидридной газофазной эпитаксии на такой подложке позволяет сформировать полуполярный слой  $\text{AlN}(10\bar{1}2)$  при минимальной полуширине рентгенодифракционной кривой качания  $\omega_\theta \sim 60$  arcmin. Обнаружено, что спектры комбинационного рассеяния света полуполярного слоя  $\text{AlN}(10\bar{1}2)$  содержат дополнительные пики на кривых комбинационного рассеяния света, связанные с фононами  $A_1(\text{TO})$  и  $E_1(\text{TO})$ , в отличие от полярного слоя  $\text{AlN}(0001)$ , где дополнительно проявляется пик  $A_1(\text{LO})$ .

**Ключевые слова:** полуполярный нитрид алюминия, хлорид-гидридная эпитаксия, комбинационное рассеяние света.

DOI: 10.21883/PJTF.2020.02.48944.18061

Нитрид алюминия ( $\text{AlN}$ ) является привлекательным материалом для создания датчиков на основе поверхностных акустических волн, светодиодов для ультрафиолетовой области спектра [1], а также в качестве буферного слоя для синтеза нитрида галлия. Приборы электроники на основе III-нитридных полупроводников создаются в основном на базе гексагональных кристаллов, синтезированных в направлении оси  $c$ . Однако использование плоскости (0001) в III-нитридных оптоэлектронных приборах приводит к появлению эффекта Штарка из-за сильной пьезоэлектрической поляризации. Для того чтобы избежать негативного влияния этого явления, в последние годы создаются слои и оптоэлектронные приборы на основе неполярных и полуполярных структур III-нитридов на подложках сапфира [2],  $3C\text{-SiC}/\text{Si}(100)$  [3] и  $\text{Si}(100)$  [4].

Расчет зависимости полной поляризации от угла наклона плоскости роста гексагонального кристалла относительно плоскости в направлении  $c$  показывает, что пьезоэлектрическая поляризация становится нулевой для неполярной ориентации и для полуполярной ориентации с углом наклона около  $45^\circ$  для  $\text{InGaN}/\text{GaN}$  [5]. Углы между полуполярными плоскостями и осью  $c$  гексагонального  $\text{AlN}$  различаются и составляют  $31.64$ ,  $58.01$  и  $61.59^\circ$  для  $(10\bar{1}3)$ ,  $(1122)$  и  $(10\bar{1}1)$  соответственно [5]. Угол между плоскостями  $\text{AlN}(10\bar{1}2)$  и  $\text{AlN}(0001)$  составляет  $43^\circ$ .

Цель настоящей работы — выяснить условия формирования и свойства полуполярного слоя  $\text{AlN}$ , синтезированного методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) на  $V$ -образной наноструктурированной подложке кремния  $\text{Si}(100)$ . Для выполнения поставленной цели на подложке  $\text{Si}(100)$  с точностью ориентации поверхности  $\pm 0.5^\circ$  по технологии Wostec [6]

формировалась  $V$ -образная наноструктура, которая имела „нанохребты“ с величиной периода между ними  $70$  nm и высотой „хребта“  $30\text{--}50$  nm (рис. 1). Видно, что подложка  $\text{Si}(100)$  может характеризоваться как  $V$ -наноструктурированная подложка с углом между плоскостью „нанохребта“ и плоскостью  $\text{Si}(100)$  величиной  $\varphi \sim 47^\circ$  (рис. 1). Как известно, угол в  $\text{AlN}$  между плоскостями  $\text{Si}(111)$  и  $\text{Si}(100)$  имеет величину около  $54^\circ$ . Тогда можно предположить, что синтез проводился на  $V$ -структурированной подложке с гранями  $\text{Si}(111)$  с разориентацией около  $7^\circ$  (рис. 2).

Для сравнения свойств полуполярного и полярного слоев нитрида алюминия дополнительно синтезировался слой  $\text{AlN}(0001)$  на плоской подложке в аналогичном температурно-временном процессе. Эпитаксиальный рост слоев осуществлялся методом HVPE при соотношении потоков в зоне роста  $\text{H}_2 : \text{NH}_3 = 2 : 1$  при температуре  $1080^\circ\text{C}$ . Толщина слоев  $\text{AlN}$  была около  $2\ \mu\text{m}$ . Структурные характеристики слоев  $\text{AlN}$  определялись методами рентгенодифракционного анализа, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), комбинационного рассеяния света (КРС). При рентгеноструктурных измерениях кривые качания регистрировались аналогично [7]. Комбинационное рассеяние света исследовалось с помощью рамановского спектрометра MRS 320. Исследования проводились при комнатной температуре аналогично [8].

Экспериментальные результаты для слоев  $\text{AlN}(0001)$  были следующими.

Рентгенодифракционный анализ показал, что полярный слой  $\text{AlN}(0001)$ , синтезированный на плоской подложке  $\text{Si}(111)$ , имеет полуширину кривой качания рентгеновской дифракции  $\omega_\theta \sim 45$  arcmin, а полуполярный слой  $\text{AlN}$ , синтезированный на  $V$ -наноструктури-

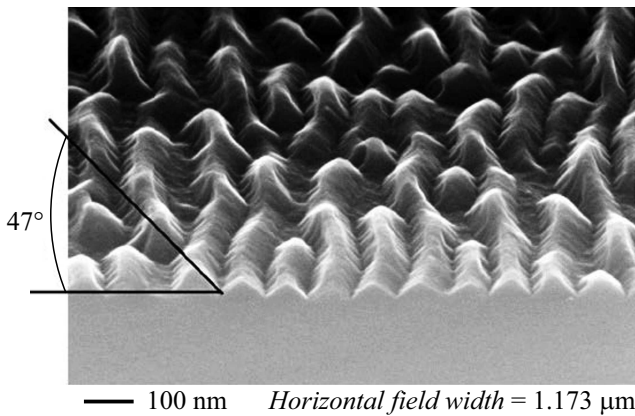


Рис. 1. СЭМ-изображения поверхности подложки Si(100).

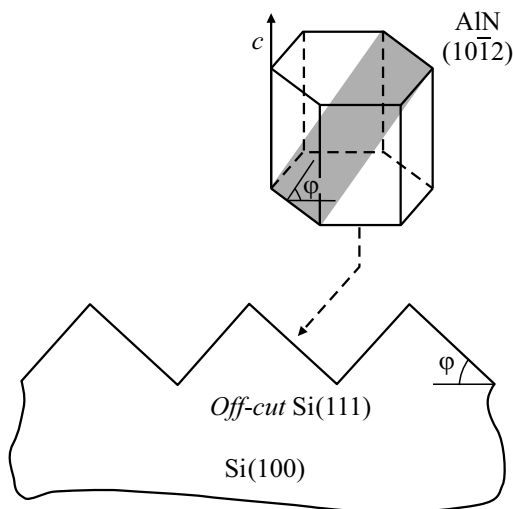


Рис. 2. Схема формирования слоя AlN(10 $\bar{1}2$ ) на V-наноструктурированной подложке Si(100) с наклонными плоскостями „нанохребтов“ Si(111) с разориентацией в 7°.

рованной подложке, имеет поверхность роста (10 $\bar{1}2$ ) с  $\omega_\theta \sim 60$  arcmin.

Изображения, полученные при помощи сканирующего электронного микроскопа, выявили, что поверхность AlN(10 $\bar{1}2$ ) на наноструктурированной подложке Si(100) имеет существенно большую шероховатость, чем поверхность AlN(0001) на подложке Si(111), но AlN(0001) содержит на поверхности трещины.

Спектры КРС слоев AlN(0001) и AlN(10 $\bar{1}2$ ) существенно различались (рис. 3). Спектры КРС структур AlN содержат линии, принадлежащие кремниевой подложке: пики  $E_2(\text{high})$  —  $655.6 \text{ cm}^{-1}$  с одинаковыми ( $\sim 7 \text{ cm}^{-1}$ ) величинами полной ширины на половине высоты (FWHM) пиков. Спектры КРС полярных и полуполярных слоев AlN имеют существенные различия: полярный слой содержал пик при  $887.5 \text{ cm}^{-1}$ , который связывают с фононом  $A_1(\text{LO})$  [9], а полуполярный — пики  $668.1$  и  $907.3 \text{ cm}^{-1}$ , обусловленные фононами  $E_1(\text{TO})$  и  $E_1(\text{LO})$  [9]. Пики  $A_1(\text{TO})$  различались как по

положению максимумов ( $607$  и  $617 \text{ cm}^{-1}$  для полярных и полуполярных слоев соответственно), так и по интенсивности (у полуполярного интенсивность выше) (рис. 3).

Уширение спектров КРС обычно является результатом рассеяния фононов, вызванного мелкими зернами блочного слоя, градиентом напряжений в гетероструктуре. Для объемных кристаллов AlN FWHM пика  $E_2(\text{high})$  имеет величину  $3\text{--}5 \text{ cm}^{-1}$ , а для поликристаллического слоя она может составлять  $50 \text{ cm}^{-1}$  [9].

Ранее нами было показано, что применение наноструктурированной V-образной поверхности Si(100) с гранями Si(111) приводит в методе газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений к росту полуполярного слоя GaN(10 $\bar{1}1$ ) [10]. В настоящей работе использовался нанорельеф подложки Si(100), в котором наклонные грани соответствовали Si(111) с разориентацией около  $7^\circ$  (рис. 1). При формировании слоя направление с гексагонального кристалла AlN перпендикулярно плоскости AlN(0001), которая, по нашему мнению, будет формироваться на разориентированной на  $7^\circ$  плоскости Si(111) „нанохребта“ с углом к плоскости Si(100) около  $47^\circ$ . Поскольку полуполярная плоскость (10 $\bar{1}2$ ) имеет угол с плоскостью AlN(0001) также  $47^\circ$ , синтез в такой геометрии может сформировать именно плоскость (10 $\bar{1}2$ ) параллельно плоскости подложки Si(100) (рис. 2). Можно предположить, что вариация параметров наноструктурированной подложки открывает еще одну возможность инженерии полуполярных слоев. Примерно одинаковое значение FWHM пиков  $E_2(\text{high})$  для полярных и полуполярных структур подтверждает данные рентгеноструктурного анализа, свидетельствующие о примерно одинаковом качестве полуполярных и полярных слоев AlN.

Усиление пика  $A_1(\text{TO})$  и появление пика  $E_1(\text{TO})$  в случае полуполярной структуры (по сравнению с полярной) можно интерпретировать следующим образом. Спектры КРС зависят как от кристаллической

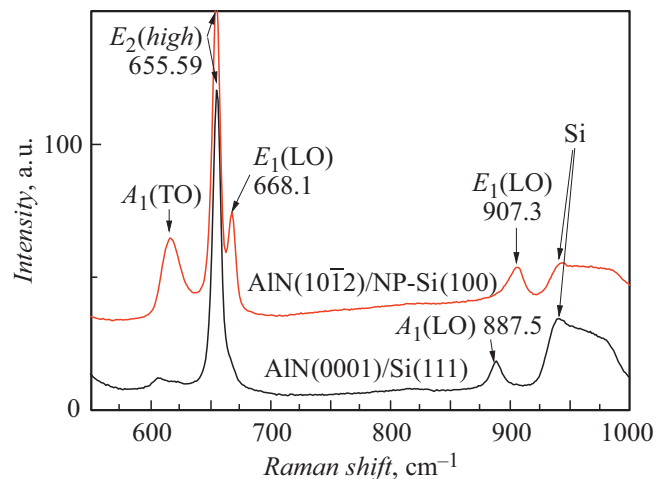


Рис. 3. Спектры КРС структур AlN(10 $\bar{1}2$ )/Si(100) и AlN(0001)/Si(111).

ориентации, так и от концентрации носителей заряда в слое. Комбинационно-активные режимы рассеяния света определяются направлением падения лазерного луча и направлением поляризации кристалла, т.е. правилом отбора комбинационного рассеяния. Как известно, в неполярных кристаллах GaN активны режимы рассеяния света с пиками  $E_2(\text{high})$  и  $A_1(\text{TO})$ ,  $E_1(\text{TO})$ , а для полярных кристаллов GaN проявляются пики  $E_2(\text{high})$  и  $A_1(\text{LO})$  [11]. Наши результаты не противоречат этому правилу. В спектрах КРС полуполярного AlN(10 $\bar{1}$ 2) проявляются пики  $E_2(\text{high})$  и  $A_1(\text{TO})$ ,  $E_1(\text{TO})$ , а в случае полярного AlN(0001) —  $E_2(\text{high})$ ,  $A_1(\text{LO})$ . Поскольку концентрация носителей в слоях была одинаковой, спектры КРС могут быть использованы в качестве экспресс-методики для определения наличия полуполярных слоев.

Таким образом, в результате гетероэпитаксии AlN на подложке Si(100) с V-образной наноструктурированной поверхностью с плоскостью „нанохребта“ Si(111), разориентированной на  $7^\circ$ , при использовании метода хлорид-гидридной газофазной эпитаксии формируется полуполярный слой AlN(10 $\bar{1}$ 2) с  $\omega_\theta \sim 60 \text{ arcmin}$ . Показано, что спектры комбинационного рассеяния света полуполярного слоя содержат дополнительные пики, связанные с фононами  $A_1(\text{TO})$  и  $E_1(\text{TO})$ , в отличие от полярного слоя AlN(0001).

## Благодарности

Авторы благодарят компанию ООО „Квантовый кремний“ (Москва) за предоставление подложек Si(100), наноструктурированных по технологии Wostec, а также В.К. Смирнова за полезные дискуссии и М.П. Щеглова за рентгенодифракционные измерения.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] *Matsumoto T., Khan M.A., Maeda N., Fujikawa S., Kamata N., Hirayama H.* // J. Phys. D: Appl. Phys. 2018. V. 52. P. 115102.
- [2] *Liu T., Zhang J., Su X., Huang J., Wang J., Xu K.* // Sci. Rep. 2016. V. 6. P. 26040.
- [3] *Dinh D.V., Presa S., Akhter M., Maaskant P.P., Corbett B., Parbrook P.J.* // Semicond. Sci. Technol. 2015. V. 30. P. 125007.
- [4] *Bessolov V., Kalmykov A., Konenkova E., Kukushkin S., Myasoedov A., Poletaev N., Rodin S.* // J. Cryst. Growth. 2017. V. 457. P. 202–206.
- [5] *Romanov A.E., Baker T.J., Nakamura S., Speck J.S.* // J. Appl. Phys. 2006. V. 100. P. 023522.
- [6] *Smirnov V.K., Kibalov D.S., Orlov O.M., Graboshnikov V.V.* // Nanotechnology. 2003. V. 14, P. 709–715.
- [7] *Bessolov V.N., Zubkova A.B., Konenkova E.V., Konenkov S.D., Kukushkin S.A., Orlova T.A., Rodin S.N., Rubets V.P.,*

- Kibalov D.S., Smirnov V.K.* // Phys. Status Solidi B. 2019. V. 256. P. 1800268.
- [8] *Бессолов В.Н., Компан М.Е., Коненкова Е.В., Пантелеев В.Н., Родин С.Н., Щеглов М.П.* // Письма в ЖТФ. 2019. Т. 45. В. 11. С. 3–5.
- [9] *Kuball M., Hayes J.M., Prins A.D., Van Uden N.W.A., Dunstan D.J., Shi Y., Edgar J.H.* // Appl. Phys. Lett. 2001. V. 78. P. 724–726.
- [10] *Бессолов В.Н., Коненкова Е.В., Орлова Т.А., Родин С.Н., Щеглов М.П., Кибалов Д.С., Смирнов В.К.* // Письма в ЖТФ. 2018. Т. 44. В. 12. С. 45–51.
- [11] *Ma B., Jinno D., Miyake H., Hiramatsu K., Harima H.* // Appl. Phys. Lett. 2012. V. 100. P. 011909.