

06

Газофазная эпитаксия слоев AlN на темплейте AlN/Si(111), синтезированной методом реактивного магнетронного распыления

© В.Н. Бессолов¹, Н.Д. Грузинов², М.Е. Компан¹, Е.В. Коненкова¹, В.Н. Пантелеев¹, С.Н. Родин¹, М.П. Щеглов¹

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет им. Ж.И. Алфёрова, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: bes@triat.ioffe.rssi.ru

Поступило в Редакцию 22 января 2020 г.

В окончательной редакции 22 января 2020 г.

Принято к публикации 27 января 2020 г.

Эпитаксиальные слои AlN выращены на подложке Si(111) при последовательном применении нескольких методов: реактивного магнетронного распыления (до толщины 20 nm), газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (до толщины 450 nm) и хлоридно-гидридной газофазной эпитаксии (до толщины 2 μm). Формирование AlN таким комбинированным методом обеспечивает существенное снижение деформации слоя и подавление формирования трещин.

Ключевые слова: нитрид алюминия, кремний, газофазная эпитаксия.

DOI: 10.21883/PJTF.2020.08.49305.18215

Нитрид алюминия (AlN) представляет собой широкозонный полупроводник и обладает рядом ценных свойств: он перспективен для применения в ультрафиолетовой фотонике и благодаря своим пьезоэлектрическим свойствам может использоваться в высокочастотных поверхностно-акустических устройствах. Кроме того, он используется в качестве буферного слоя для эпитаксии III-нитридных полупроводников на чужеродных подложках, таких как сапфир, SiC и Si. Возможность использования подложки Si(111) открывает дополнительные возможности благодаря большим размерам кремниевых подложек и их низкой стоимости. Также тонкий слой AlN не препятствует вертикальной проводимости носителей заряда путем туннелирования [1], поэтому использование AlN для структур с вертикальным протеканием носителей заряда является предпочтительным направлением для приборов нитрид-галлиевой электроники на кремнии.

Известны попытки выращивания слоев AlN на подложке Si(111) различными методами: газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (MOCVD) [2], хлоридно-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) [3], молекулярно-пучковой эпитаксии (MBE) [4]. Однако эпитаксиальный рост слоя AlN на Si затруднен из-за большого различия постоянных решеток AlN и Si (~ 19%) [5]. Кроме того, значительно различаются коэффициенты термического расширения этих материалов ($\Delta\alpha = \alpha_{\text{AlN}} - \alpha_{\text{Si}} = 4.5 \cdot 10^{-6} - 3.8 \cdot 10^{-6}$ K) [6]. Это приводит к высоким механическим напряжениям и растрескиванию слоев с увеличением их толщины; согласно [7], слои сильно подвержены растрескиванию уже при толщинах 300 nm.

Подобная проблема существует и при выращивании GaN на Si(111) с буферным слоем AlN. В работе [8] была использована имплантация ионов азота через буферный слой AlN, нанесенный на подложку Si(111). Была достигнута частичная структурная разориентация в буферном слое AlN, а также частичное снятие напряжений в слое GaN. Недавно для снятия напряжений в слоях AlN обсуждалась возможность применения магнетронного распыления [9]. Это простой технологический прием, при котором температура синтеза может быть понижена, что должно привести к уменьшению постро-стовых деформаций. Кроме того, ожидается, что низкая температура роста может дать значительное преимущество для предотвращения интердиффузии между Si и Al [10].

В настоящей работе предложен новый подход, а именно: тонкий слой AlN синтезировался на Si(111) по технологии реактивного магнетронного распыления (RMS), а два последующих слоя AlN — методами MOCVD и HVPE. Для оценки эффективности метода были синтезированы два типа структур AlN на подложке Si(111) — тип A (предварительно наносился слой AlN толщиной 20 nm методом RMS) и тип B (без нанесения слоя) — и затем последовательно синтезировались два слоя AlN методами MOCVD и HVPE (рис. 1). Процесс нанесения слоя AlN методом RMS проходил в плазменной смеси N₂/Ar при T = 450°C. Слои AlN толщиной 450 nm на обоих типах структур были выращены методом MOCVD на модифицированной установке EpiQuip с горизонтальным реактором и индукционно нагреваемым графитовым подложкодержателем аналогично [11]. Затем структуры охлаждались до комнатной температуры и перемещались в реактор для выращивания AlN тол-

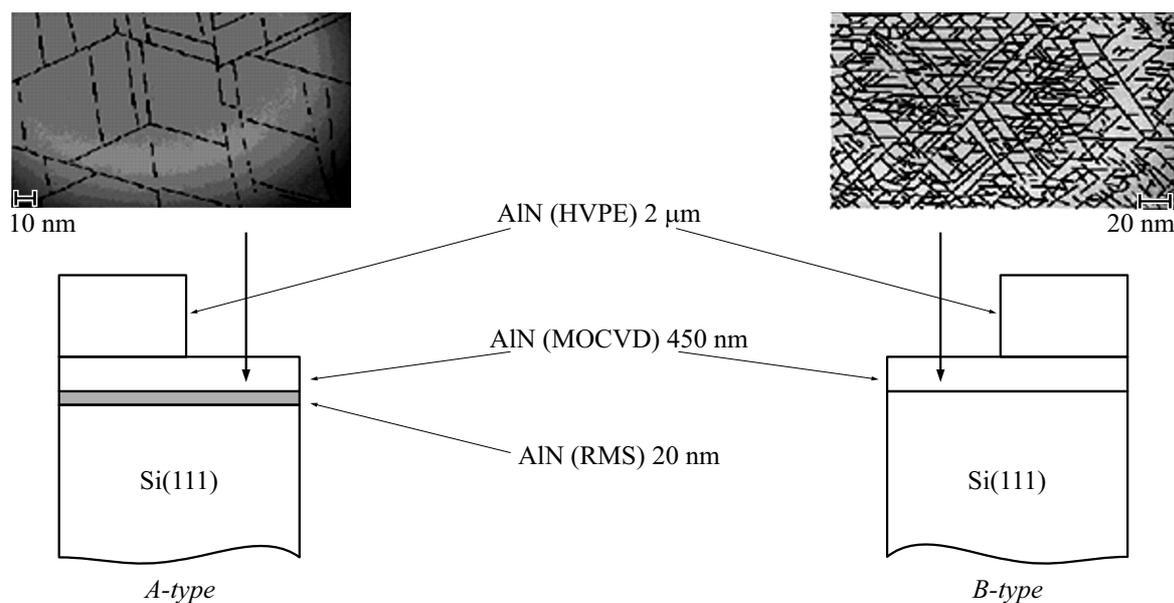


Рис. 1. Структура образцов типов А и В и оптическое изображение трещин на поверхности слоев при соответствующем методе выращивания.

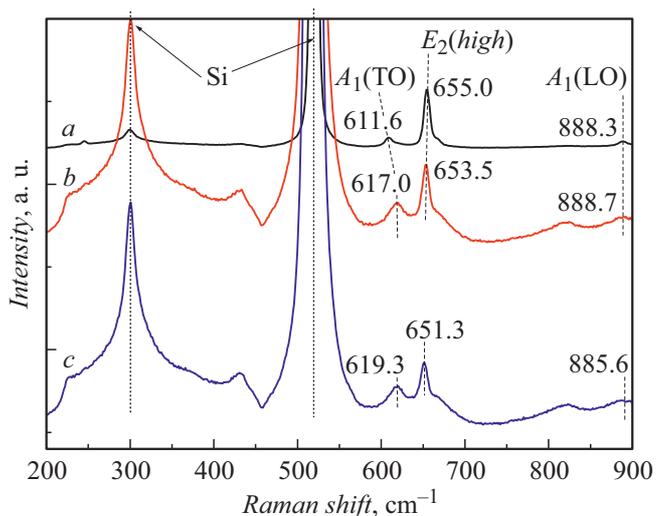


Рис. 2. Спектры КРС структур AlN/Si(111). *a* — тип А, *b* — тип В, *c* — после синтеза слоя методом MOCVD.

шиной $2 \mu\text{m}$ методом HVPE аналогично [3]. Выращенные образцы исследовались методами рентгеновской дифрактометрии, оптической микроскопии, комбинационного рассеяния света (КРС).

При рентгеноструктурных измерениях кривые качания регистрировались в режиме двухкристальной схемы дифракции ($\omega_{2\theta}$ -мода) аналогично [3]. Комбинационное рассеяние света осуществлялось с помощью рамановского спектрометра JY HORIBA MRS 320. Источником света был гелий-неоновый лазер с длиной волны излучения 632.8 nm . Исследования проводились при комнатной температуре аналогично [12].

Результаты экспериментального исследования полученных слоев AlN были следующими.

Рентгенодифракционный анализ показал, что слой AlN(0002), синтезированный методом RMS на подложке Si(111), имеет текстурный характер с полушириной кривой качания рентгеновской дифракции (FWHM) несколько градусов, слои AlN(0002) структур типа А и В, синтезированные методом MOCVD, имели FWHM $\omega_{\theta} = 35$ и 60 arcmin соответственно, а после синтеза AlN методом HVPE FWHM ω_{θ} имела величины 40 и 65 arcmin соответственно.

Оптические изображения поверхности AlN после синтеза методом MOCVD слоя толщиной 450 nm выявили наличие систем трещин разной плотности: размеры блоков AlN у структуры типа А в несколько раз крупнее, чем для типа В (рис. 1).

Поскольку точки зарождения трещин случайны и система трещин нерегулярна, для объективного анализа видимой картины было применено фурье-преобразование, которое позволило определить средний размер цельного блока (средний латеральный период трещин). Этот анализ показал, что размер бездефектного блока на образце А в 5 раз больше соответствующего размера на образце В. Этот вывод согласуется с данными, полученными другими методами.

Спектры КРС AlN/Si(111) для структур А и В после синтеза методом MOCVD были подобны известным спектрам AlN, что обеспечивало надежную идентификацию наблюдавшихся пиков: $E_2(\text{high})$ — 651.3 cm^{-1} , $A_1(\text{TO})$ — 619.3 cm^{-1} , $A_1(\text{LO})$ — 885.6 cm^{-1} .

После синтеза толстого верхнего слоя методом HVPE спектры КРС структур AlN/Si(111) имели для структур А и В соответственно следующие пики: $E_2(\text{high})$ — 655.0

и 653.5 cm^{-1} , $A_1(\text{TO})$ — 611.6 и 617.0 cm^{-1} , $A_1(\text{LO})$ — 888.3 и 888.7 cm^{-1} (рис. 2).

Оптические изображения поверхности AlN после синтеза методом HVPE не выявили системы трещин.

Известно, что зарождение и размножение дислокаций в кристаллах происходят при деформациях, превышающих критические. Для большинства гетероструктур, как правило, считается, что термические деформации, по крайней мере при температурах меньше половины температуры плавления вещества, практически не релаксируют и проявляются в виде упругой деформации при комнатной температуре [3].

При температуре эпитаксии из-за различия постоянных решетки AlN и Si возникают растягивающие деформации в слое AlN, и с ростом толщины могут образовываться трещины (рис. 1). При этом чем больше толщина слоя по отношению к критической толщине, при которой происходит возникновение трещин, тем гуще образуются трещины [13]. Синтез слоя AlN методом MOCVD на подложке со слоем AlN, синтезированным методом RMS, и непосредственно на подложке Si(111) происходит в условиях разных критических толщин, при которых возникает пластическая деформация слоев: первый слой AlN часть упругих деформаций берет на себя. Это приводит к меньшей плотности трещин в слое AlN при MOCVD-синтезе. Последующее охлаждение до комнатной температуры и нагрев до температуры эпитаксии методом HVPE приводит к снятию упругой деформации структуры, поскольку в методе HVPE рост слоя AlN проходит по трехмерному механизму, что способствует снятию упругой деформации структуры, но ведет к увеличению величины ω_θ . Положение максимума пика $E_2(\text{high})$ — 655.0 cm^{-1} — показывает снижение деформации структуры типа A по сравнению с деформацией для типа B и незначительное отклонение пика от известных данных для ненапряженного AlN: $E_2(\text{high})$ — 655.5 [14] и 657.0 cm^{-1} [15].

Таким образом, формирование низкотемпературного слоя методом RMS и комбинированная газофазная эпитаксия слоев последовательно методами MOCVD и HVPE обеспечивает существенное снижение деформации слоя AlN на подложке Si(111) и подавление формирования трещин в слое.

Благодарности

Авторы благодарят компанию ООО „Квантовый кремний“ (Москва, Россия) за предоставление темплейтов AlN/Si(111), а также В.К. Смирнова за полезные дискуссии.

Финансирование работы

Исследования В.Н. Бессолова, Е.В. Коненковой, В.Н. Пантелеева выполнены при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в рамках научного проекта № 20-08-00096.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Feng Y., Wei H., Yang S., Zhang H., Kong S., Zhao G., Liu X. // CrystEngComm. 2014. V. 16. N 32. P. 7525–7528.
- [2] Tanaka S., Honda Y., Kameshiro N., Iwasaki R., Sawaki N., Tanji T., Ichihahi M. // J. Cryst. Growth. 2004. V. 260. N 3-4. P. 360–365.
- [3] Бессолов В.Н., Давыдов В.Ю., Жилев Ю.В., Коненкова Е.В., Мосина Г.Н., Раевский С.Д., Родин С.Н., Шарофудинов Ш., Щеглов М.П., Сеок Р.Н., Masayoshi K. // Письма в ЖТФ. 2005. Т. 31. В. 21. С. 30–39.
- [4] Tamariz S., Martin D., Grandjean N. // J. Cryst. Growth. 2017. V. 476. P. 58–63.
- [5] Bourret A., Barski A., Rouviere J.L., Renaud G., Barbier A. // J. Appl. Phys. 1998. V. 83. N 4. P. 2003–2009.
- [6] Selvadurai G., Sheet L. // Mater. Sci. Technol. 1996. V. 9. N 6. P. 463–473.
- [7] Mastro M.A., Eddy C.R., Jr., Gaskill D.K., Bassim N.D., Casey J., Rosenberg A., Holm R.T., Henry R.L., Twigg M.E. // J. Cryst. Growth. 2006. V. 287. N 2. P. 610–614.
- [8] Jamil M., Grandusky J.R., Jindal V., Tripathi N., Shahedipour-Sandvik F. // J. Appl. Phys. 2007. V. 102. N 2. P. 023701.
- [9] Liu H.Y., Tang G.S., Zeng F., Pan F. // J. Cryst. Growth. 2013. V. 363. P. 80–85.
- [10] Yamada T., Tanikawa T., Honda Y., Yamaguchi M., Amano H. // Jpn. J. Appl. Phys. 2013. V. 52. N 8S. P. 08JB16.
- [11] 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.
- [12] Бессолов В.Н., Компан М.Е., Коненкова Е.В., Пантелеев В.Н. // Письма в ЖТФ. 2020. Т. 46. В. 2. С. 12–14.
- [13] Etzkorn E.V., Clarke D.R. // J. Appl. Phys. 2001. V. 89. N 2. P. 1025–1034.
- [14] Goni A.R., Siegle H., Syassen K., Thomsen C., Wagner J.M. // Phys. Rev. B. 2001. V. 64. N 3. P. 035205.
- [15] Zheng W., Zheng R., Huang F., Wu H., Li F. // Photon. Res. 2015. V. 3. N 2. P. 38–43.