

ИССЛЕДОВАНИЯ ГЕТЕРОФАЗНЫХ СТРУКТУР AlN/GaAs(100) ДИФРАКЦИОННЫМИ И СПЕКТРОСКОПИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

© 2016 Халид Махди Таджил Аль Аридж^{1,3}, П. В. Середин¹,
В. Е. Терновая¹, Д. Л. Голощапов¹, А. Н. Лукин¹, А. В. Федюкин¹,
И. Н. Арсентьев², А. Д. Бондарев², Я. В. Лубянский²

¹Воронежский государственный университет, Университетская пл., 1, 394006 Воронеж, Россия,

e-mail: paul@phys.vsu.ru

²Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Политехническая ул., 26,

194021 Санкт-Петербург, Россия,

e-mail: arsentyev@mail.ioffe.ru

³Министерство науки и технологии, Багдад, Ирак

Поступила в редакцию 02.03.2016 г.

Аннотация. Методами структурного анализа и оптической спектроскопии были исследованы свойства наноструктурированных пленок нитрида алюминия, полученных методом реактивного ионно-плазменного распыления на подложках GaAs. Показано, что управление морфологией, составом поверхности и оптическими функциональными характеристиками гетерофазных систем AlN/GaAs(100) может быть достигнуто за счет использования подложек GaAs(100) с отклонением 4° к [110].

Ключевые слова: нитрид алюминия, реактивное ионно-плазменное распыление, арсенид галлия.

ВВЕДЕНИЕ

Среди материалов, используемых для создания диэлектрических покрытий, оптически прозрачных в широком диапазоне длин волн, нитрид алюминия занимает место и в последнее время привлекает особое внимание исследователей и технологов [1—4]. Для этого есть целый ряд причин. AlN является широкозонным полупроводником ($E_g \sim 6$ эВ), обладающим высокими значениями теплопроводности, но в то же время малым коэффициентом теплового расширения, термической и химической стабильностью, отличными пьезоэлектрическими свойствами и высокой скоростью распространения акустических волн. Более того, совместимость с другими соединениями III—V, выбираемыми в виде подложки, позволяет нитриду алюминия быть наиболее перспективным материалом в производстве оптических, оптоэлектронных, высокочастотных электроакустических устройств и датчиков, в солнечной энергетике, а также в сенсорной технике [5—8]. Кроме того, в последние годы является большое количество работ, посвященных

медицинскому применению оксидированного нитрида алюминия (AlNO) [9].

Существует широкий диапазон методов получения нитрида алюминия. В литературе представлено достаточное число сообщений относительно роста AlN методами химического осаждения, эпитаксии из металлорганических соединений, молекулярно-лучевой эпитаксии, лазерной абляции, реактивного ионно-плазменного распыления, реактивного магнетронного распыления. Авторами целого ряда работ показано, что возможен рост поликристаллических пленок нитрида алюминия на подложках большой площади различными методами при достаточно низких температурах (<200 °C). При этом следует отметить, что основным материалом, используемым в качестве подложки в процессах осаждения AlN, является Si [7, 8, 10—12].

Хорошо известно, что физические свойства пленки нитрида алюминия в значительной мере определяются его кристаллографической ориентацией, которая, в свою очередь, зависит от параме-

тров и способов роста данных пленок. Не менее известным фактом является то, что нитрид алюминия может кристаллизоваться в двух различных модификациях: кубической (сфалерит) и гексагональной (вюрцит). Понятно, что атомная структура конечного материала будет зависеть от ее размерного фактора (толстая или ультратонкая пленка, нанонити/столбики, нанокластеры) [13—17]. Следовательно, понижая размерность, а также используя различные методы роста, мы можем получить значимо-различные физические свойства у AlN [10, 11]. Но если текстурированные и/или кристаллические тонкие пленки нитрида алюминия с симметрией вюрцита могут быть получены относительно легко, то синтез кубического нитрида алюминия в виде тонких пленок осуществляется значительно труднее. По нашим сведениям, существует значительно меньшее количество сообщений о получении AlN в виде тонких пленок со структурной цинковой обманки. Кроме того, мы не нашли работ, касающихся изменения структурных, морфологических и оптических свойств у пленок нитрида алюминия в зависимости от роста на различно ориентированных подложках. На наш взгляд, данное направление весьма интересно, т. к. рост AlN, как и Al₂O₃, в качестве диэлектрических просветляющих покрытий на зеркала резонатора Фабри–Перо для мощных полупроводниковых лазеров представляет собой очень перспективное направление применения. В технологиях эпитаксиального роста для создания устройств оптоэлектронной компонентной базы зачастую используются различно ориентированные подложки. Исследования физических свойств нитрида алюминия в зависимости от метода его получения, а также кристаллографической ориентации материала подложки являются весьма актуальными [18—21].

Таким образом, целью нашей работы стали исследования структурно-спектроскопическими методами особенностей роста, а также изменения физических свойств нанопрофилированных тонких пленок AlN, выращенных на разоориентированных подложках GaAs.

ОБЪЕКТЫ, ТЕХНОЛОГИЯ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

С использованием метода ионно-плазменного распыления на подложках GaAs(100) были получены пленки нитрида алюминия. Для этого алюминиевая мишень бомбардировалась ионами азота в плазме особо чистого (99.999) азота без добавления аргона. Для осаждения диэлектриче-

ской пленки AlN на образец были подобраны оптимальные соотношения потенциалов катода, анода, мишени и подложки образца, а также давление азота в рабочей камере установки для устойчивого горения плазмы. Рабочее давление варьировалось в диапазоне 3—5·10⁻³ мм рт. ст. Подложка образца за время процесса напыления разогревалась до (200—250) °С.

Процесс образования диэлектрической пленки складывается из нескольких составляющих: а) образование на поверхности мишени нитрида алюминия с последующим выбиванием ионами газа (азота) молекул нитрида с поверхности мишени, с дальнейшим осаждением на подложку образца; б) выбивание ионами газа атомов мишени с последующим их соединением с атомами газа в межэлектродном пространстве, в) осаждение атомов мишени на подложку образца с последующим их взаимодействием на поверхности подложки с молекулами газа; г) осаждение атомов мишени в виде металлического алюминия. Варьируя параметры процесса (ток катода, потенциалы анода, мишени и подложки образца, температуру подложки, давление рабочего газа в камере, степень очистки и состав рабочего газа), можно изменять соотношение вкладов «а», «б», «в» и «г» в результирующий процесс, меняя состав и свойства напыляемой диэлектрической пленки. Главным различием рассматриваемых технологических процессов является уровень концентрации остаточного кислорода в начальный момент нанесения диэлектрической пленки на подложку образца.

При росте нитрида алюминия камера установки откачивалась до давления (2—3)·10⁻⁶ мм рт. ст., а в газовой магистрали — до 5·10⁻³ мм рт. ст., и после этого кислород в рабочую камеру установки не поступал.

Технологические особенности роста образцов, а также расчетные величины приведены в табл. 1. Отметим, что в своей работе мы использовали два типа подложек GaAs, на которых были получены пленки нитрида алюминия. Три образца были получены на GaAs(100) с точной ориентацией в направлении [100], а один образец — на разоориентированной подложке GaAs(100).

Концентрации элементов в пленке были уточнены методом рентгеновского микроанализа с использованием приставки Oxford Instruments к электронному микроскопу JEOL.

Структурную диагностику полученных образцов AlN/GaAs мы проводили методами рентгеновской дифракции с использованием дифрактометра

ДРОН 4-07 в геометрии Брегга-Брентано, используя характеристическое излучение кобальта. Исследования качества поверхности структуры было с применением атомно-силового микроскопа фирмы NtMDT.

Свойства полученных пленок нитрида алюминия в ИК-диапазоне были изучены с использованием приставок зеркального и нарушенного полного внутреннего отражения ИК-спектрометра Vertex-70 (Bruker).

Таблица 1. Особенности технологии получения образцов пленок AlN на подложках GaAs(100)

Образец	Тип подложки	Особенности технологии
1	GaAs (100)	Расчетный показатель преломления — 1.941 Среда очистки — Ag (99.999 %) Рабочий газ — N ₂ (99.999 %) Скорость осаждения — 4.6 нм/мин. Толщина пленки — 1138 нм ± 10нм
2	GaAs (100)	Расчетный показатель преломления — 2.5 Среда очистки — Ag (99.999 %) Рабочий газ — N ₂ (99.999 %) Скорость осаждения — 6.6 нм/мин. Толщина пленки — 1900 нм ± 10 нм
3	GaAs (100)	Расчетный показатель преломления — 1.782 Среда очистки — Ag (99.999 %) Рабочий газ — N ₂ (99.999 %) Скорость осаждения — 6.6 нм/мин. Толщина пленки — 1315 нм ± 10 нм
4	GaAs(100) с отклонением 4° к [110]	Расчетный показатель преломления — 2.016 Среда очистки — Ag (99.999 %) Рабочий газ — N ₂ (99.999 %) Предварительный нагрев образца до 350 °С, отжиг 50 минут при 350 °С. Скорость осаждения — 5.5 нм/мин. Толщина пленки — 109 нм ± 10 нм

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Фазовый анализ

Используя приставку для рентгеновского микроанализа к электронному микроскопу, мы уточнили концентрации элементов, входящих в состав пленок исследованных образцов. Для анализа использовалось ускоряющее напряжение электронов 20 кВ, и исследовались участки образца порядка 750 × 750 мкм. Экспериментальные данные показали, что в составе пленке присутствует алюминий (~50 ат.%) и азот (~50 ат.%), что подтверждает рост пленки AlN с составом, близким к стехиометрическому. Следует отметить, что, по экспериментальным данным, в составе пленок отмечено незначительное количество кислорода (<1 ат.%), что свидетельствует о присутствии этого газа в малой доле в рабочей камере после ее откачки.

Структурно-фазовая диагностика пленок нитрида алюминия, выращенных на подложках арсенида галлия, была выполнена методами рентгеновской дифракции. На рис. 1 приведены результаты рентгеноструктурного анализа всех образцов. На рис. 1а приведена обзорная дифрактограмма, характерная для образцов 1, 2, 3, полученных на подложке GaAs(100). Хорошо видно, что на дифрактограмме, полученной в стандартной геометрии Брегга—Брентано, присутствуют лишь отражения от плоскостей (200) и (400) GaAs(100). Прецизионное рассмотрение данных рентгеноструктурного анализа образцов 1, 2, 3 показало (см. рис. 1b — 1d), что на фоне интенсивных рефлексов от монокристаллической подложки присутствуют слабоинтенсивные дифракционные максимумы, которые могут быть отнесены к наиболее интенсивным отражениям от плоскостей (111) и (200)

фазы AlN кубической сингонии (JCPD-ICDD database 00-046-1200). Широкие дифракционные максимумы от пленки AlN являются следствием того, что пленка находится в наноструктурированном состоянии. Что касается дифракции от образца 4, в котором пленка AlN была получена на разориентированной на 4° к плоскости [110] подложки GaAs(100), то, как видно из экспериментальных данных (см. рис. 1f), на дифрактограмме присутствует слабоинтенсивный рефлекс (200) от монокристаллической подложки, незначительно сдвинутый в сторону меньших углов, а также рефлекс (200) от фазы AlN той же сингонии, что и для образцов 1, 2, 3.

ИК-спектроскопия

Для изучения оптических структурных особенностей формирования пленок AlN на подложках GaAs в нашей работе был применен метод ИК-спектроскопии, который является одним из наиболее оптимальных методов исследования строения тонких пленок, в том числе и многослойных, так как колебательные спектры решетки от различных слоев наблюдаются как совмещение спектров каждого слоя [22—25]. Используя этот инструмент, возможно изучить отдельные слои, не повреждая структуру [26, 27]. Кроме того, поскольку колебания решетки очень чувствительны к ближайшим атомам, возможно исследовать кристаллическую структуру и ее качество в чрезвычайно мелком масштабе (порядка параметра решетки), потому использование ИК-спектроскопии дает дополнительную, новую и иногда более подробную информацию относительно свойств и качеств тонких пленок в сравнении с рентгеновской дифракцией [28, 29].

Для анализа пленок нитрида алюминия использовали спектрометр Vertex-70 (Bruker, Германия) и приставку нарушенного полного внутреннего отражения PLATINUM ATR с алмазной призмой. Экспериментальные спектры пропускания в области среднего ИК от полученных в работе образцов представлены на рис. 2.

Теоретико-групповой анализ предсказывает появление в ИК-спектрах пленок AlN ряда продольных и поперечных оптических фонных мод. Было показано, что кристаллический AlN имеет следующие характеристические колебательные моды, активные в ИК-спектрах: $A_1(TO) \sim 611 \text{ cm}^{-1}$, $E_1(TO) \sim 670 \text{ cm}^{-1}$, $A_1(LO) \sim 890 \text{ cm}^{-1}$ и $E_1(LO) \sim 912 \text{ cm}^{-1}$. Наиболее интенсивным из них является колебание, соотносимое с фонной модой $E_1(TO)$ [7, 30—33].

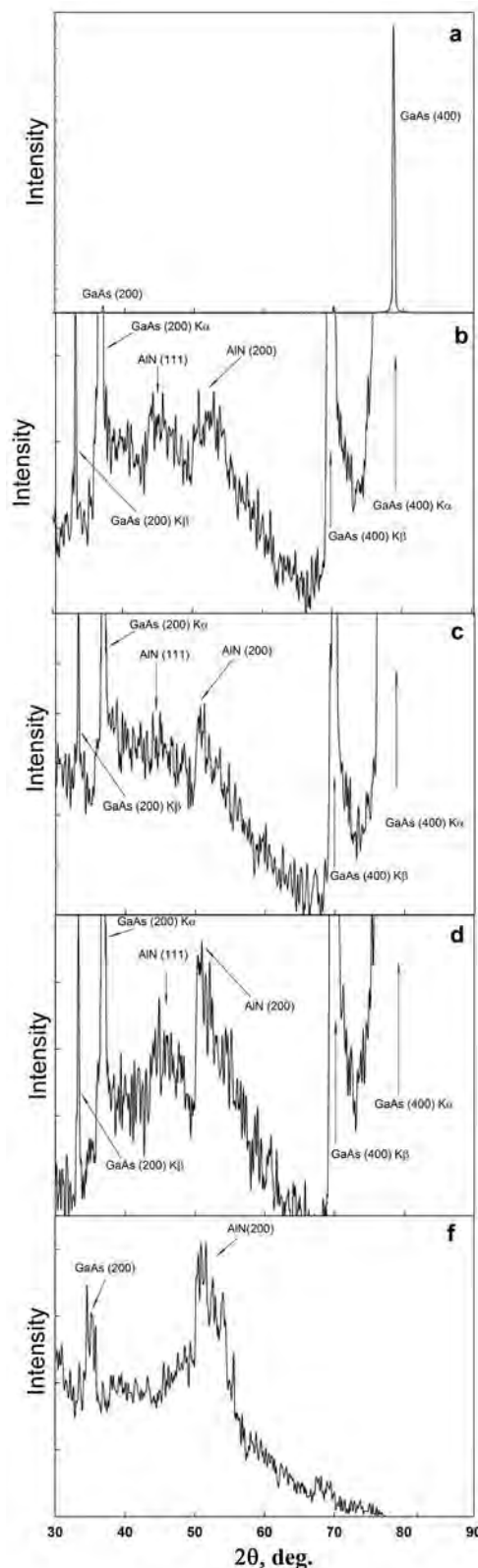


Рис. 1. Результаты рентгеновской дифрактометрии гетерофазных структур AlN/GaAs:

a — обзорная дифрактограмма образца 1; b — дифракция от пленки AlN образца 1; c — дифракция от пленки AlN образца 2; d — дифракция от пленки AlN образца 3; e — дифракция от пленки AlN образца 4

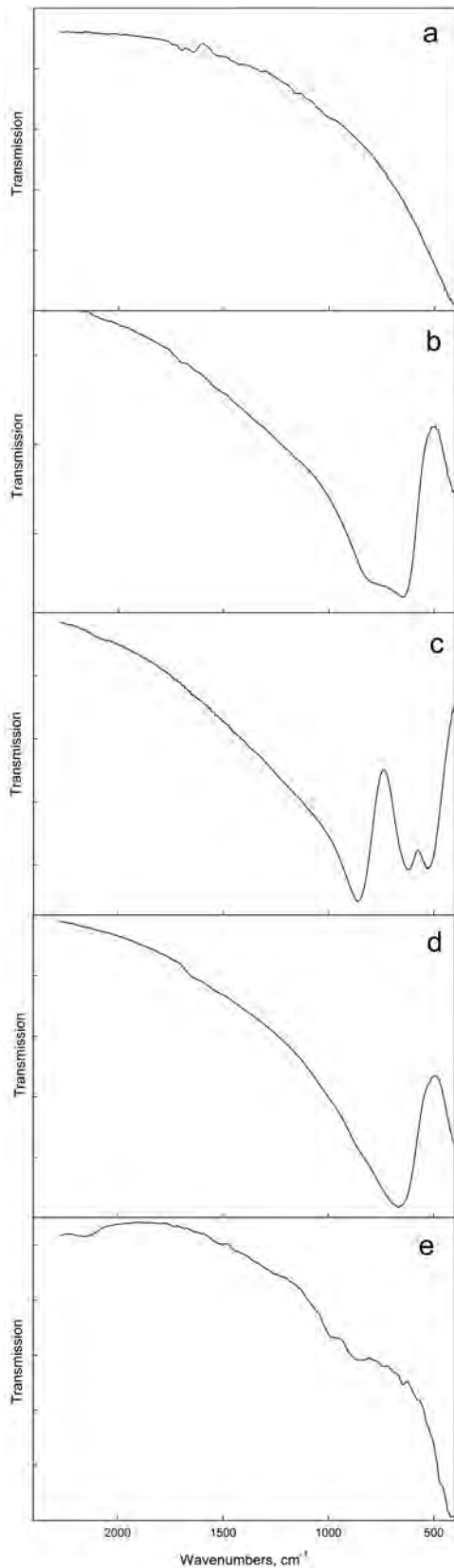


Рис. 2. ИК-спектры пропускания образцов гетерофазных структур AlN/GaAs, полученные с использованием ATR: *a* — для подложки GaAs; *b* — для образца 1; *c* — для образца 2; *d* — для образца 3; *e* — для образца 4

Также сообщается, что в пленках нитрида алюминия, полученного различными методами и на различных подложках, в зависимости от технологии роста могут возникать внутренние напряжения в тонкой пленке, приводящие к сильному сдвигу основной фононной моды в ИК-спектре. При этом известно, что частота фононной моды $E_1(\text{TO})$ в ИК-спектре от пленки, свободной от внутренних напряжений кристаллической решетки, $\omega \sim 671 \text{ cm}^{-1}$. В работе [6] было показано, что влияние размерного фактора, т. е. уменьшение размера частиц в пленке, приводит к высокочастотному сдвигу основной моды, в то время как сдвиг в низкочастотную область основного колебания свидетельствует о формировании в пленке оксидной фазы [34].

В табл. 2 приведены частоты основных колебаний в спектрах пропускания полученных в работе образцов. Хорошо видно (см. рис. 2 и табл. 2), что в спектрах всех образцов присутствует основной продольный оптический фон $A_1(\text{LO})$, положение которого сдвинуто в низкочастотную область для всех образцов. Наибольший сдвиг наблюдается у образца 190, выращенного при наименьшей скорости осаждения, а наименьший — у образца 145, полученного на разориентированной подложке.

Из экспериментальных данных также следует, что в спектрах образцов, полученных на точно ориентированных подложках GaAs(100), присутствуют колебательные фононные моды, соответствующие поперечным фононам $E_1(\text{TO})$ у образцов 1 и 3 и $A_1(\text{TO})$ у образца 2, в то время как в спектре образца, выращенного на разориентированной подложке, ни одна из поперечных фононных мод не активна. Следует также отметить, что для образцов 1 и 3 наблюдается сдвиг моды $E_1(\text{TO})$ в низкочастотную область относительно ее положения в ненапряженных и стехиометрических пленках AlN. Положение поперечного фонона $A_1(\text{TO})$ у образца 2 незначительно сдвинуто в высокочастотную область, а частота поперечного фонона $E_1(\text{TO})$ в спектре образца 3 близка к той, которая характерна для ненапряженных и стехиометрических пленок AlN.

Анализируя спектр пропускания пленки нитрида алюминия образца 4, можно заметить, что в нем присутствуют лишь продольные оптические фононы $A_1(\text{LO})$ и $E_1(\text{LO})$. Это свидетельствует о нарушении симметрии в пленке, а также может быть вызвано возникновением структурного беспорядка, что подтверждается данными рентгеновской дифракции. При этом фон $E_1(\text{LO})$ имеет значительный частотный сдвиг в высокоэнергетическую

область, а $A_1(LO)$ умеренно сдвинут в низкоэнергетическую относительно их положений в ненапряженных и стехиометрических пленках AlN.

Что касается сдвига положения основных колебательных мод в спектрах образцов 1—3, то это

обусловлено возникновением внутренних напряжений в пленках нитрида алюминия, полученного на GaAs(100), а также присутствием оксидной фазы в пленках.

Таблица 2. Экспериментальные частоты активных в ИК-спектрах мод колебаний для пленок нитрида алюминия, выращенных на GaAs

Образец	Принадлежность фононных мод				
	Add.band	$A_1(TO)$, cm^{-1}	$E_1(TO)$, cm^{-1}	$A_1(LO)$, cm^{-1}	$E_1(LO)$, cm^{-1}
1			647	844	
2	524	616		860	
3			665	864	
4				869	988

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С использованием метода ионно-плазменного распыления на разоориентированных подложках GaAs были получены наноструктурированные пленки нитрида алюминия. С привлечением комплекса структурно-спектроскопических методов анализа (рентгеновская дифракция, рентгеновский микроанализ, ИК-спектроскопия) удалось показать, что управление фазовым составом и оптическими функциональными характеристиками гетерофазных систем AlN/GaAs(100) может быть достигнуто за счет использования подложек GaAs(100) с отклонением 4° к [110].

Работа, в части разработки технологии получения диэлектрических пленок AlN, выполнена в соответствии с Государственным заданием ФТИ им. А. Ф. Иоффе.

Работа, в части диагностики и исследования фундаментальных свойств гетерофазных структур, выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания вузам в сфере научной деятельности на 2014—2016 годы (проект № 740, задание № 3.130.2014/К).

Работа, в части управления морфологией, составом поверхности и функциональными характеристиками низкоразмерных систем, выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 16-32-00020 мол_а.

Экспериментальные исследования были проведены с помощью научно-технической базы ЦКПНО ВГУ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Берт Н. А., Бондарев А. Д., Золотарев В. В., Кириленко Д. А., Лубянский Я. В., Лютецкий А. В., Слипченко С. О., Петрунов А. Н., Пихтин Н. А., Аюшева К. Р., Арсентьев И. Н., Тарасов И. С. // *ФТП*, 2015, т. 49, № 10, с. 1429—1433.
2. Jae-keun Kim, Sang-hunJeong // *J. Korean Phys. Soc.*, 2001, vol. 38, № 1, pp. 19—24.
3. Bathe R., Vispute R. D., Habersat D., Sharma R. P., Venkatesan T., Scozzie C. J., Ervin M., Geil B. R., Lellis A. J., Dikshit S. J., Bhattacharya R. // *Thin Solid Films*, 2001, vol. 398—399, pp. 575—580.
4. Chao-Jen Ho, Tai-Kang Shing, Pin-Chou Li // *Tamkang J. Sci. Eng.*, 2004, vol. 7, № 1, pp. 1—4.
5. Khan S., Shahid M., Mahmood A., Shah A., Ahmed I., Mehmood M., Aziz U., Raza Q., Alam M. // *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.*, 2015, vol. 25, № 4, pp. 282—290.
6. Balasubramanian C., Bellucci S., Cinque G., Marcelli A., Guidi M. C., Piccinini M., Popov A., Soldatov A., Onorato P. // *J. Phys. Condens. Matter.*, 2006, vol. 18, № 33, pp. S2095—S2104.
7. Zhang J. X., Cheng H., Chen Y. Z., Uddin A., Yuan S., Geng S. J., Zhang S. // *Surf. Coat. Technol.*, 2005, vol. 198, № 1—3, pp. 68—73.
8. Kumari N., Singh A. K., Barhai P. K. // *Int. J. Thin Films Sci. Technol.*, 2014, vol. 3, № 2, pp. 43—49.
9. García-MéNdez M., Morales-Rodríguez S., Galván D.H., Machorro R. // *Int. J. Mod. Phys. B.*, 2009, vol. 23, № 09, pp. 2233—2251.

10. Shanmugan S., Mutharasu D., Anithambigai P., Teeba N., Razak I. A. // *J. Ceram. Process. Res.*, 2013, vol. 14, № 3, pp. 385—390.
11. Matsunami N., Kakiuchida H., Sataka M., Okayasu S. // *Adv. Mater. Phys. Chem.*, 2013, vol. 03, № 01, pp. 101—107.
12. Joo H.-Y., Kim H. J., Kim S. J., Kim S. Y. // *J. Vac. Sci. Technol. A.*, 1999, vol. 17, № 3, pp. 862—870.
13. Mahdy I. A., Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Yatsenko O. B. // *Opt. Laser Technol.*, 2011, vol. 43, № 1, pp. 20—24.
14. Seredin P. V., Ternovaya V. E., Glotov A. V., Len'shin A. S., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., Leiste H., Prutskij T. // *Phys. Solid State*, 2013, vol. 55, № 10, pp. 2161—2164.
15. Ross J., Rubin M., Gustafson T. K. // *J. Mater. Res.*, 1993, vol. 8, № 10, pp. 2613—2616.
16. Prakash J., Bose G. *Aluminum Nitride (AlN) Film Based Acoustic Devices: Material Synthesis and Device Fabrication // Acoustic Waves — From Microdevices to Helioseismology* / Ed.: Beghi M. G. *InTech*, 2011.
17. Xiong C., Pernice W. H.P., Sun X., Schuck C., Fong K. Y., Tang H. X. // *New J. Phys.*, 2012, vol. 14, № 9, pp. 1—29.
18. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *Appl. Surf. Sci.*, 2013, vol. 267, pp. 181—184.
19. Seredin P. V., Glotov A. V., Ternovaya V. E., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., Tarasov I. S. // *Semiconductors*, 2011, vol. 45, № 4, pp. 481—492.
20. Seredin P. V., Glotov A. V., Ternovaya V. E., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vavilova L. S., Tarasov I. S. // *Semiconductors*, 2011, vol. 45, № 11, pp. 1433—1440.
21. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Lenshin A. S., Smirnov M. S., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., Tarasov I. S. // *Semiconductors*, 2012, vol. 46, № 6, pp. 719—729.
22. Lenshin A. S., Kashkarov V. M., Seredin P. V., Spivak Y. M., Moshnikov V. A. // *Semiconductors*, 2011, vol. 45, № 9, pp. 1183—1188.
23. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *Phys. Condens. Matter.*, 2010, vol. 405, № 12, pp. 2694—2696.
24. Len'shin A. S., Kashkarov V. M., Seredin P. V., Agapov B. L., Minakov D. A., Tsipenyuk V. N., Domashevskaya E. P. // *Tech. Phys.*, 2014, vol. 59, № 2, pp. 224—229.
25. Lenshin A. S., Kashkarov V. M., Seredin P. V., Minakov D. A., Agapov B. L., Kuznetsova M. A., Moshnikov V. A., Domashevskaya E. P. // *Semiconductors*, 2012, vol. 46, № 8, pp. 1079—1084.
26. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *Phys. Condens. Matter.*, 2010, vol. 405, № 22, pp. 4607—4614.
27. Seredin A. P.V., Glotov A. V., Lenshin A. S., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Prutskij T., Leiste H., Rinke M. // *Semiconductors*, 2014, vol. 48, № 1, pp. 21—29.
28. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., Zhurbina I. A. // *Semiconductors*, 2010, vol. 44, № 2, pp. 184—188.
29. Seredin P. V., Domashevskaya E. P., Ternovaya V. E., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., Prutskij T. // *Phys. Solid State*, 2013, vol. 55, № 10, pp. 2169—2172.
30. Sanz-Hervás A., Iborra E., Clement M., Sangrador J., Aguilar M. // *Diam. Relat. Mater.*, 2003, vol. 12, № 3—7, pp. 1186—1189.
31. Prokofyeva T., Seon M., Vanbuskirk J., Holtz M., Nikishin S. A., Faleev N. N., Temkin H., Zollner S. // *Phys. Rev. B.*, 2001, vol. 63, № 12, pp. 125313.
32. Lu Y. F., Ren Z. M., Chong T. C., Cheong B. A., Chow S. K., Wang J. P. // *J. Appl. Phys.*, 2000, vol. 87, № 3, pp. 1540—1542.
33. Jagannadham K., Sharma A. K., Wei Q., Kalyanraman R., Narayan J. // *J. Vac. Sci. Technol. A.*, 1998, vol. 16, № 5, pp. 2804—2815.
34. Randolph A. *Aluminum nitride films by reactive sputtering*. Thesis. Rochester Institute of Technology, 1996.

STUDY OF AlN/GaAs(100) HETEROPHASE SYSTEMS BY DIFFRACTION AND SPECTROSCOPY METHODS

© 2016 Khalid Mahdi Thajeel Al-Areedh^{1,3}, P. V. Seredin¹, V. E. Ternovaya¹, D. L. Goloshchapov¹, A. N. Lukin¹, A. V. Fedyukin¹, I. N. Arsent'ev², A. D. Bondarev², Ya. V. Lubyansliy²

¹Voronezh State University, Universitetskaya pl., 1, 394006 Voronezh, Russia
e-mail: paul@phys.vsu.ru

²Ioffe Physical and Technical Institute, Polytekhnicheskaya, 26, 194021 St-Petersburg, Russia
e-mail: arsent'ev@mail.ioffe.ru

³Ministry of Science and Technology, Iraq

Received 02.03.2016

Abstract. Using the methods of structural analysis and optical spectroscopy properties of nanostructured aluminum nitride films obtained by reactive ion-plasma sputtering on GaAs substrates were investigated. It is shown that the control of morphology, composition and surface characteristics of the optical functional heterophasic AlN / GaAs systems (100) may be achieved through the use of GaAs substrate (100) with a deviation of 4° to [110].

Keywords: aluminum nitride, reactive ion-plasma sputtering, gallium arsenide.

REFERENCES

- Bert N. A., Bondarev A. D., Zolotarev V. V., Kirilenko D. A., Lubyanskiy YA.V., Lyuteckij A. V., Slipchenko S. O., Petrunov A. N., Pihtin N. A., Ayusheva K. R., Arsent'ev I.N., Tarasov I. S. // *Fizika i Tekhnika Poluprovodnikov* [Semiconductors], 2015, vol. 49, no. 10, pp. 1429—1433. DOI 10.1134/S1063782615100036
- Jae-keun Kim, Sang-hunJeong // *J. Korean Phys. Soc.*, 2001, vol. 38, no. 1, pp. 19—24.
- Bathe R., Vispute R. D., Habersat D., Sharma R. P., Venkatesan T., Scozzie C. J., Ervin M., Geil B. R., Lellis A. J., Dikshit S. J., Bhattacharya R. // *Thin Solid Films*, 2001, vol. 398—399, pp. 575—580. DOI:10.1016/S0040—6090(01)01321—9
- Chao-Jen Ho, Tai-Kang Shing, Pin-Chou Li // *Tamkang J. Sci. Eng.*, 2004, vol. 7, no. 1, pp. 1—4.
- Khan S., Shahid M., Mahmood A., Shah A., Ahmed I., Mehmood M., Aziz U., Raza Q., Alam M. // *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.*, 2015, vol. 25, no. 4, pp. 282—290.
- Balasubramanian C., Bellucci S., Cinque G., Marcelli A., Guidi M. C., Piccinini M., Popov A., Soldatov A., Onorato P. // *J. Phys. Condens. Matter.*, 2006, vol. 18, no. 33, pp. S2095—S2104. DOI: 10.1116/1.3372833
- Zhang J. X., Cheng H., Chen Y. Z., Uddin A., Yuan S., Geng S. J., Zhang S. // *Surf. Coat. Technol.*, 2005, vol. 198, no. 1—3, pp. 68—73. DOI: 10.4236/amc.2013.31A012
- Kumari N., Singh A. K., Barhai P. K. // *Int. J. Thin Films Sci. Technol.*, 2014, vol. 3, no. 2, pp. 43—49. DOI: http://dx.doi.org/10.12785/ijfst/030203
- García-Méndez M., Morales-Rodríguez S., Galván D.H., Machorro R. // *Int. J. Mod. Phys. B.*, 2009, vol. 23, no. 09, pp. 2233—2251. DOI: 10.1142/S0217979209049577
- Shanmugan S., Mutharasu D., Anithambigai P., Teeba N., Razak I. A. // *J. Ceram. Process. Res.*, 2013, vol. 14, no. 3, pp. 385—390.
- Matsunami N., Kakiuchida H., Sataka M., Okayasu S. // *Adv. Mater. Phys. Chem.*, 2013, vol. 03, no. 01, pp. 101—107. DOI: 10.4236/amc.2013.31A012
- Joo H.-Y., Kim H. J., Kim S. J., Kim S. Y. // *J. Vac. Sci. Technol. A.*, 1999, vol. 17, no. 3, pp. 862—870. DOI: http://dx.doi.org/10.1116/1.582035
- Mahdy I. A., Domashevskaya E. P., Seredin P. V., Yatsenko O. B. // *Opt. Laser Technol.*, 2011, vol. 43, no. 1, pp. 20—24. doi:10.1016/j.optlastec.2010.04.019
- Seredin P. V., Ternovaya V. E., Glotov A. V., Len'shin A.S., Arsent'ev I.N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., Leiste H., Prutskij T. // *Phys. Solid State*, 2013, vol. 55, no. 10, pp. 2161—2164. DOI: 10.1134/S1063783413100296
- Ross J., Rubin M., Gustafson T. K. // *J. Mater. Res.*, 1993, vol. 8, no. 10, pp. 2613—2616. DOI: http://dx.doi.org/10.1557/JMR.1993.2613
- Prakash J., Bose G. *Aluminum Nitride (AlN) Film Based Acoustic Devices: Material Synthesis and Device Fabrication // Acoustic Waves — From Microdevices to Helioseismology* / Ed.: Beghi M. G. *InTech*, 2011.
- Xiong C., Pernice W. H.P., Sun X., Schuck C., Fong K. Y., Tang H. X. // *New J. Phys.*, 2012, vol. 14, no. 9, pp. 1—29. DOI:10.1088/1367—2630/14/9/095014
- Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *Appl. Surf. Sci.*, 2013, vol. 267, pp. 181—184. DOI:10.1016/j.apusc.2012.09.053
- Seredin P. V., Glotov A. V., Ternovaya V. E., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., Tarasov I. S. // *Semiconductors*, 2011, vol. 45, no. 4, pp. 481—492. DOI: 10.1134/S106378261104021X
- Seredin P. V., Glotov A. V., Ternovaya V. E., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vavilova L. S., Tarasov I. S. // *Semiconductors*, 2011, vol. 45, no. 11, pp. 1433—1440. DOI: 10.1134/S1063782611110236
- Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Lenshin A. S., Smirnov M. S., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Stankevich A. L., Tarasov I. S. // *Semiconductors*, 2012, vol. 46, no. 6, pp. 719—729. DOI: 10.1134/S106378261206019X
- Lenshin A. S., Kashkarov V. M., Seredin P. V., Spivak Y. M., Moshnikov V. A. // *Semiconductors*, 2011, vol. 45, no. 9, pp. 1183—1188. DOI: 10.1134/S1063782611090168
- Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *Phys. B Condens. Matter.*, 2010, vol. 405, no. 12, pp. 2694—2696. DOI:10.1016/j.physb.2010.03.049
- Len'shin A.S., Kashkarov V. M., Seredin P. V., Agapov B. L., Minakov D. A., Tsipenyuk V. N., Domashevskaya E. P. // *Tech. Phys.*, 2014, vol. 59, no. 2, pp. 224—229. DOI: 10.1134/S1063784214020145
- Lenshin A. S., Kashkarov V. M., Seredin P. V., Minakov D. A., Agapov B. L., Kuznetsova M. A., Moshnikov V. A., Domashevskaya E. P. // *Semiconductors*, 2012, vol. 46, no. 8, pp. 1079—1084. DOI: 10.1134/S1063782612080131
- Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S. // *Phys. B*

Condens. Matter., 2010, vol. 405, no. 22, pp. 4607—4614. DOI:10.1016/j.physb.2010.07.026

27. Seredin A. P. V., Glotov A. V., Lenshin A. S., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Prutskij T., Leiste H., Rinke M. // *Semiconductors*, 2014, vol. 48, no. 1, pp. 21—29. DOI: 10.1134/S1063782614010217

28. Seredin P. V., Glotov A. V., Domashevskaya E. P., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., Zhurbina I. A. // *Semiconductors*, 2010, vol. 44, no. 2, pp. 184—188. DOI: 10.1134/S1063782610020089

29. Seredin P. V., Domashevskaya E. P., Ternovaya V. E., Arsent'ev I. N., Vinokurov D. A., Tarasov I. S., Prutskij T. // *Phys. Solid State*, 2013, vol. 55, no. 10, pp. 2169—2172. DOI: 10.1134/S1063783413100302

30. Sanz-Hervás A., Iborra E., Clement M., Sangrador J., Aguilar M. // *Diam. Relat. Mater.*, 2003, vol. 12,

no. 3—7, pp. 1186—1189. DOI: <http://dx.doi.org/10.1063/1.4850735>

31. Prokofyeva T., Seon M., Vanbuskirk J., Holtz M., Nikishin S. A., Faleev N. N., Temkin H., Zollner S. // *Phys. Rev. B.*, 2001, vol. 63, no. 12, pp. 125313. DOI: <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevB.63.125313>

32. Lu Y. F., Ren Z. M., Chong T. C., Cheong B. A., Chow S. K., Wang J. P. // *J. Appl. Phys.*, 2000, vol. 87, no. 3, pp. 1540—1542. DOI: <http://dx.doi.org/10.1063/1.372046>

33. Jagannadham K., Sharma A. K., Wei Q., Kalyanraman R., Narayan J. // *J. Vac. Sci. Technol. A.*, 1998, vol. 16, no. 5, pp. 2804—2815. DOI: <http://dx.doi.org/10.1116/1.581425>

34. Randolph A. *Aluminum nitride films by reactive sputtering*. Thesis. Rochester Institute of Technology, 1996.

Аль Аридх Халид Махди Таджил — студент, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет

Середин Павел Владимирович — д. ф.-м. н., с. н. с., кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; e-mail: paul@phys.vsu.ru

Терновая Вера Евгеньевна — к. ф.-м. н., старший преподаватель, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет

Голощачов Дмитрий Леонидович — к. ф.-м. н., ведущий инженер, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет

Лукин Анатолий Николаевич — к. ф.-м. н., доцент, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет

Федюкин Александр Викторович — аспирант, кафедра физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет; e-mail: 10inf_avenger@list.ru

Арсентьев Иван Никитич — д. т. н., в. н. с., ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург; e-mail: arsent'ev@mail.ioffe.ru

Бондарев Александр Дмитриевич — к. ф.-м. н., с. н. с., ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург

Лубянский Ярослав Валерьевич — аспирант, ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург

Khalid Mahdi Thajeel Al-Areedh — student, Solid State Physics and Nanostructures Department, Voronezh State University

Seredin Pavel V. — Dr. Sci. (Phys.-Math.), Senior Staff Scientist, Solid State Physics and Nanostructures Department, Voronezh State University; e-mail: paul@phys.vsu.ru

Ternovaya Vera E. — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Teacher, Solid State Physics and Nanostructures Department, Voronezh State University

Goloshchapov Dmitry L. — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Staff Scientist, Solid State Physics and Nanostructures Department, Voronezh State University

Lukin Anatoly N. — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Associated Professor, Solid State Physics and Nanostructures Department, Voronezh State University

Fedyukin Aleksandr V. — postgraduate student, Solid State Physics and Nanostructures Department, Voronezh State University

Arsentyev Ivan N. — Dr. Sci. (Eng.), Professor, Ioffe Physical and Technical Institute; e-mail: arsent'ev@mail.ioffe.ru

Bondarev Alexander — Cand. Sci. (Eng.), Senior Staff Scientist, Ioffe Physical and Technical Institute

Lubyansky Jaroslav V. — postgraduate student, Ioffe Physical and Technical Institute