

Фазовый состав, морфология, оптические и электронные характеристики наноразмерных пленок AlN, выращенных на подложках GaAs(100) с разориентацией

© П.В. Середин^{1,2}, А.В. Федюкин¹, В.А. Терехов¹, К.А. Барков¹, И.Н. Арсентьев³,
А.Д. Бондарев³, Е.В. Фомин^{3,4}, Н.А. Пихтин^{3,4}

¹ Воронежский государственный университет,
394006 Воронеж, Россия

² Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
620002 Екатеринбург, Россия

³ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

⁴ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“ им. В.И. Ульянова (Ленина),
197022 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: paul@phys.vsu.ru

Поступила в Редакцию 22 апреля 2019 г.

В окончательной редакции 11 мая 2019 г.

Принята к публикации 13 мая 2019 г.

Методом реактивного ионно-плазменного осаждения были получены тонкие наноразмерные пленки нитрида алюминия на подложках GaAs(100) с различной степенью разориентации относительно направления $\langle 100 \rangle$. Показано, что рост на подложках с различной степенью разориентации от направления $\langle 100 \rangle$ приводит к росту пленки AlN с различным фазовым составом и кристаллическим состоянием. Увеличение степени разориентации у используемой для роста подложки GaAs(100) отражается как на структурном качестве наноразмерных пленок AlN, так и на их электронном строении, морфологии их поверхности и оптических свойствах. Таким образом, управление морфологией, составом поверхности и оптическими функциональными характеристиками гетерофазных систем AlN/GaAs(100) может быть достигнуто за счет использования подложек GaAs(100) с разной величиной разориентации.

Ключевые слова: AlN, GaAs, разориентация, ионно-плазменное осаждение.

DOI: 10.21883/FTP.2019.11.48460.9147

1. Введение

Основная масса оптоэлектронных устройств, таких как светоизлучающие и лазерные диоды, разработана и функционирует на основе соединений группы GaAs. Хотя в этой области исследователями сделано уже очень много, поиски оптимальных решений для создания высокоэффективных и мощных гетеролазеров на $A^{III}B^V$ продолжаются [1–4]. В частности, важной причиной ограниченного использования оптоэлектронных компонент из GaAs-группы является структурное качество и функциональные свойства тонких диэлектрических пленок, формируемых на подложках $A^{III}B^V$ для создания просветляющих и пассивирующих покрытий [5–7].

Одним из перспективных материалов, оптически прозрачных в широком диапазоне длин волн, является нитрид алюминия [8,9], который уже много лет изучается с использованием различных технологий роста и широкого спектра диагностических подходов [10]. AlN представляет собой широкозонный полупроводник ($E_g \sim 6$ эВ), обладающий высокой теплопроводностью и в то же время малым коэффициентом теплового расширения, прекрасной термической и химической стабильностью. Важной особенностью нитрида алюминия является его прекрасная совместимость с соединениями $A^{III}B^V$, ко-

торые используются в качестве подложки [5,11]. Все это делает AlN одним из важных материалов, легко и успешно встраиваемых в технологические процессы производства компонент оптоэлектроники и солнечной энергетики [12].

Хорошо известно, что одним из подходов, часто используемых при производстве оптоэлектронных компонент, является рост гетероструктур на подложках с отклонением от стандартного направления роста монокристалла, т.е. с разориентацией [13,14]. Так, в наших предыдущих работах мы уже обращали внимание на то, что использование подложек GaAs [15] и Si [16–19] с разориентацией и предварительной обработкой [20] позволяет не только контролировать и эффективно управлять морфологией поверхности тонких эпитаксиальных пленок при гомо- [15] и гетероэпитаксиальном [21] росте методом MOCVD, но и контролировать их оптические характеристики, а также форму, распределение и размеры неоднородностей на поверхности эпитаксиальной пленки, тип и концентрацию введенной примеси [21]. Поэтому мы предполагаем, что эффективное управление функциональными характеристиками гетерофазных систем AlN/GaAs также может быть достигнуто за счет использования разориентированных подложек GaAs.

Структурные, морфологические и оптические свойства слоев AlN, выращенные на подложках GaAs(100) с различной степенью разориентации

№ образца	Разориентация GaAs	Толщина пленки, нм	Фазовый состав	Максимальная высота наностроек, нм	Средний размер островка, нм	Шероховатость поверхности, нм	Показатель преломления ($\lambda \sim 250$ нм)
#0	0°	70	Кубический	5.3	39	1.8	3.35
#2	2° к (110)	110	Кубический + гексагональный	5.3	22	1.5	3.15
#3	3° к (111)A	115	Аморфный	6.4	41	1.8	1.75
#4	4° к (110)	80	Кубический + аморфный	6.9	44	2.4	1.65

В нашей новой работе мы продолжаем исследования влияния разориентации подложки GaAs от направления $\langle 100 \rangle$ на фазовый состав, структурные, оптические и электронные свойства тонких пленок AlN, выращенных методом ионно-плазменного напыления.

2. Объекты, технология и методы исследования

Тонкие пленки нитрида алюминия на подложках GaAs(100) с различной степенью разориентации к направлению $\langle 100 \rangle$ были получены методом реактивного ионно-плазменного осаждения на установке триодного типа „УБ-744“. Для этого мишень из чистого (99.99%) алюминия подвергалась ионной бомбардировке в плазме ОСЧ (99.999%) азота. Наилучшего результата удалось добиться при осаждении пленки без добавления иных газов в плазмообразующую среду. Опытным путем подобраны оптимальные параметры токов и потенциалов катода, анода и мишени. Давление азота во время процесса поддерживалось в диапазоне $2.5-3.0 \cdot 10^{-3}$ Торр.

Ранее было показано [22], что присутствие кислорода в плазмообразующей газовой смеси оказывает большое влияние на характеристики получаемых пленок. В частности, в отсутствие кислорода вырастают пленки с поликристаллической структурой. Присутствие кислорода в камере приводит к появлению в растущих пленках аморфной фазы, относительный объем которой возрастает с повышением концентрации кислорода в смеси, вплоть до роста полностью аморфной пленки. По этой причине особо важным условием воспроизводимости процесса является максимально возможное понижение концентрации кислорода в рабочем объеме. Для контроля герметичности установка проверялась на наличие микротечей гелиевым течеискателем. За допустимую принималась скорость натекания по гелию не более $7.5 \cdot 10^{-10}$ Торр·л/с. Перед процессом напыления рабочая камера откачивалась магниторазрядным насосом до остаточного давления не более $5 \cdot 10^{-7}$ Торр. В процессе откачки камера многократно продувалась

ОСЧ аргоном. Для удаления естественного окисла с поверхности алюминиевая мишень подвергалась травлению в плазме аргона. Подложки GaAs также подвергались мягкой очистке ионами аргона при специально подобранных значениях тока катода и потенциала на держателе подложки для удаления остаточного кислорода с поверхности. Перед процессом осаждения слоя AlN камера в течение 30 мин прогревалась плазмой аргона без подачи смещения на мишень. Технологические особенности роста образцов, а также расчетные величины приведены в таблице.

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

Структурную диагностику полученных образцов AlN/GaAs проводили методами рентгеновской дифракции, с использованием дифрактометра ДРОН-7 в геометрии Брегга–Брентано, используя характеристическое излучение меди. Исследование качества поверхности структуры было выполнено с применением атомно-силового микроскопа фирмы NtMDT.

Электронное строение пленок AlN изучено по рентгеновским эмиссионным спектрам Al $L_{2,3}$, которые были получены с помощью метода ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (УМРЭС) на рентгеновском спектрометре-монохроматоре РСМ-500 [23]. Метод УМРЭС дает информацию об энергетическом распределении электронных состояний в валентной зоне (ВЗ), при этом позволяет исследовать как кристаллические, так и аморфные объекты. Возбуждение рентгеновского спектра Al $L_{2,3}$ осуществлялось пучком электронов, при ускоряющем напряжении 3 кВ, что соответствует глубине анализируемого слоя, равного 60 нм [24]. Для разложения характеристического рентгеновского излучения в спектр использовалась дифракционная решетка типа „эшелетт“ с радиусом $R = 1995$ мм, имеющая 600 штрих/мм. Рабочий вакуум в рентгеновской трубке и в объеме спектрометра составлял $\sim 10-6$ мм рт.ст.

Оптические свойства гетерофазных структур AlN/GaAs были изучены в диапазоне 190–900 нм методом УФ-спектроскопии с помощью прибора LAMBDA 650 Perkin Elmer, оснащенного универсальной приставкой URA, позволяющей получать спектры отражения в интервале углов падения от 8 до 80°. Спектры отражения нами были получены при различных углах падения в диапазоне 8–67°.

3. Экспериментальная часть

3.1. Фазовый анализ

Анализ элементного состава наноразмерных пленок AlN был выполнен с использованием приставки для рентгеновского микроанализа к электронному микроскопу. Использовалось ускоряющее напряжение электронов 20 кВ и исследовались участки образца порядка 750×750 мкм. Тем самым мы уточнили концентрации элементов входящих в состав пленок исследованных образцов. Результаты анализа показали, что в составе пленки присутствуют атомы алюминия, азота и незначительное остаточное количество кислорода, что, скорее всего, является вкладом собственного окисла подложки [25].

Фазовый состав наноразмерных пленок AlN, выращенных ионно-плазменным напылением на подложках GaAs(100) с разориентацией, был определен с использованием метода рентгеновской дифракции.

На рис. 1 приведены обзорные дифрактограммы от всех исследованных в работе образцов. Эксперимент показал, что в стандартной геометрии Брегга–Брентано наиболее интенсивными отражениями являются дифракционные максимумы от плоскостей (200) и (400) монокристаллической подложки GaAs(100). Интенсивность этих линий падает с ростом степени разориентации подложки. При этом прецизионное рассмотрение рентгеновской дифракции показало (см. рис. 1), что на фоне высокоинтенсивных отражений от GaAs присутствуют малоинтенсивные дифракционные рефлексы, которые также являются дифракцией от подложки GaAs и соответствуют самым интенсивным дифракционным линиям для поликристаллического арсенида галлия. Этот факт, скорее всего, является следствием нарушения стехиометрии поверхности подложки GaAs, возникающей при росте пленок AlN методом ионно-плазменного распыления.

Кроме отражений от подложки GaAs экспериментальные дифрактограммы содержат дополнительные малоинтенсивные максимумы от пленки AlN. Набор этих рефлексов зависит от величины разориентации подложки GaAs, выбранной для роста образцов.

Анализ экспериментальных данных показывает, что у образца, полученного на точно ориентированной подложке GaAs, дифракционные максимумы от пленки являются наиболее интенсивными отражениями для плоскостей (311), (400), (422) и (511) фазы AlN с кубической сингонией (JCPD-ICDD database 00-034-0679).

Дифракционные максимумы от пленки образца #2 могут быть приписаны наиболее интенсивным линиям (100), (002), (102) от фазы AlN с гексагональной сингонией и рефлексу (311) фазы AlN с кубической син-

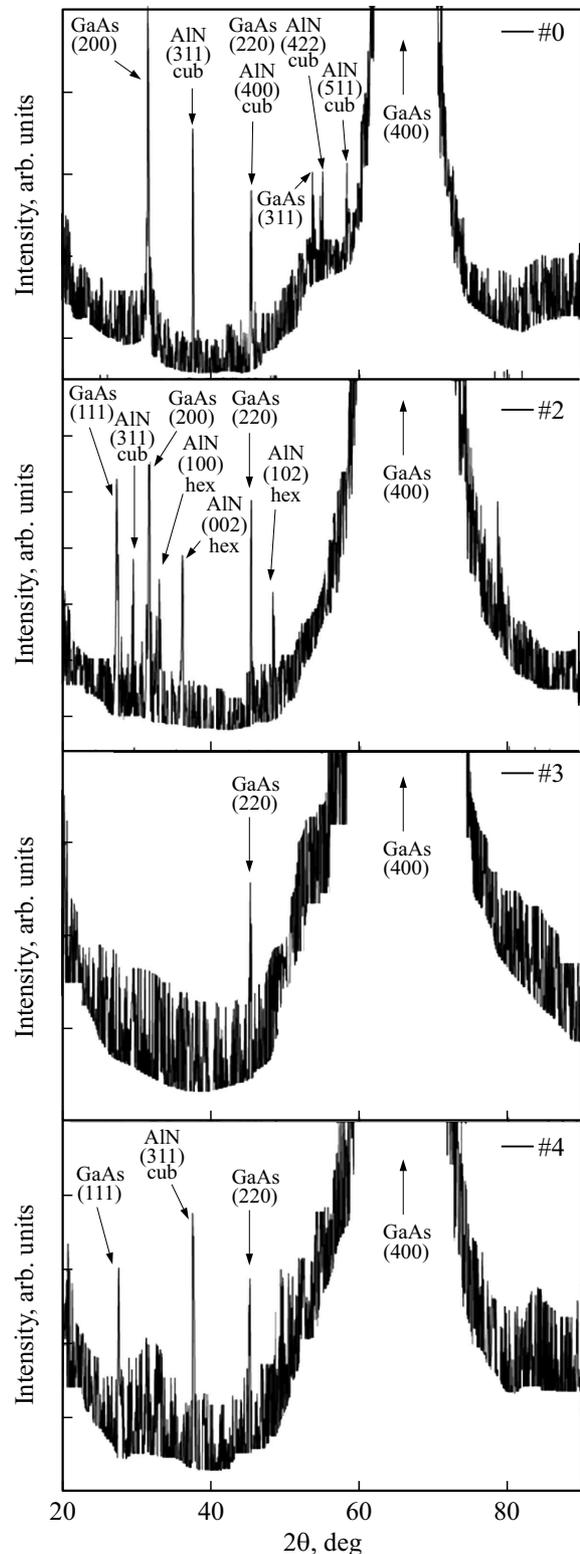


Рис. 1. Результаты рентгенофазового анализа образцов AlN/GaAs.

гонией (JCPD-ICDD database 00-034-0679, 01-080-0010, 00-008-0262).

Дифракция образца #4 (см. рис. 1, *d*), в котором пленка AlN была получена на разориентированной на 4° к плоскости [110] подложке GaAs(100), содержит лишь один слабый рефлекс, предположительно относящийся к фазе AlN кубической сингонии.

Что же касается образца #3, выращенного на подложке GaAs(100) с разориентацией 3° к плоскости [111]A, то, как видно из экспериментальных данных, на дифрактограмме от этого образца нет рефлексов, относящихся к фазе AlN.

Полученные экспериментальные результаты позволяют сделать вывод о том, что в случае роста на точно ориентированной подложке (образец #0) и подложке с рассогласованием 2° пленка AlN находится в поликристаллическом состоянии. При росте слоя AlN на подложках GaAs с большой степенью рассогласования ($3-4^\circ$) можно говорить об отсутствии дальнего порядка в кристаллической структуре пленок AlN, т.е. об аморфном состоянии фазы AlN в этих образцах.

3.2. Электронная и атомно-силовая микроскопия

С использованием растровой электронной микроскопии были исследованы сколы структур AlN/GaAs(100), что позволило уточнить толщины выращенных пленок, а также изучить качество поверхности образцов.

На рис. 2 представлены результаты электронной микроскопии. Хорошо видно, что пленка AlN у всех образцов имеет толщину $\sim 70-110$ нм. При этом на поверхности образцов встречаются локальные дефекты микронной и субмикронной величины. Минимальное количество поверхностных субмикронных дефектов характерно для образца #2.

Детальное исследование морфологии поверхности образцов было проведено методом атомно-силовой микроскопии. На рис. 3 приведены изображения характерных микроучастков образцов AlN/GaAs(100) с различной величиной разориентации подложки, а также функция распределения рельефа поверхности. Хорошо видно, что поверхность пленок AlN образована плотноупакованными островками наноразмерной величины. Анализ результатов атомно-силовой микроскопии с использованием программного обеспечения NOVA NT-MDT позволил определить величину шероховатости поверхности пленок AlN, а также максимальную высоту наноструктур (см. таблицу). Из полученных данных следует, что наименьшие величины этих показателей имеет образец #2, полученный на подложке GaAs(100) с разориентацией 2° .

3.3. Электронная спектроскопия

На рис. 4 представлены нормированные рентгеновские эмиссионные спектры Al $L_{2,3}$ пленок AlN, выращенных

на подложках GaAs с различной разориентацией. Во всех спектрах пленок AlN наблюдаются два максимума интенсивности при $E \approx 64.8$ и 67.9 эВ относительно Al $2p$ -уровня, образованные Al $3sd$ -электронными состояниями, гибридованными различным образом с N $2p$ -состояниями, положение которых совпадает с данными, представленным в работах [26–29]. Также во всех спектрах наблюдается длинноволновый спутник при $E \approx 55.5$ эВ, возникающий в результате гибридизации состояний Al $3s + N 2s$ [26].

Главный максимум в полученных спектрах пленок AlN располагается при $E \approx 67.9$ эВ (рис. 4). При этом в зависимости от разориентации подложки GaAs от 0 до 4° наблюдается изменение относительной интенсивности второго максимума при $E \approx 64.8$ эВ. В случае пленок AlN, полученных на точно ориентированной подложке GaAs и на подложке с разориентацией 4° , относительная интенсивность максимума при $E \approx 64.8$ эВ составляет ~ 0.9 отн. ед.

В то же время в пленках на подложках с разориентацией 2 и 3° относительная интенсивность того же максимума равна ~ 0.8 отн. ед. (рис. 4), при этом спектр данных пленок хорошо совпадает со спектром, полученным авторами работы [27]. Исходя из работ [27,28] такое распределение валентных электронов характерно для нитрида алюминия с гексагональной структурой. Согласно расчетам, проведенным в работе [28], главный максимум плотности электронных состояний в кубическом AlN располагается при $E \approx 64.8$ эВ. Поэтому возможное завышение интенсивности при $E \approx 64.8$ эВ в спектрах пленок AlN на подложках с разориентацией 0 и 4° , скорее всего, обусловлено наличием в них наряду с гексагональной фазой фазы кубического AlN.

Полученные данные находятся в хорошем согласии с результатами рентгеновской дифракции.

3.4. Оптическая спектроскопия

С использованием спектров пропускания-отражения от структур AlN/GaAs(100) по интерференционной картине в области $200-900$ нм мы определили дисперсию показателя преломления пленок AlN. Для этого, как уже было показано нами ранее, не требуется знание толщины слоя (пленки) или порядка (N) интерференционного максимума (минимума) [29,30].

Используя соотношение, связывающее толщину пленки d и показатель преломления n ,

$$d = \frac{N\lambda_1\lambda_2}{2(\lambda_1 - \lambda_2)(n^2 - \sin^2 \alpha)^{0.5}}, \quad (1)$$

а также данные, полученные из анализа максимумов и минимумов в спектрах пропускания-отражения для двух углов падения, мы рассчитали дисперсию показателя преломления для всех образцов. В соотношении (1) λ_1 и λ_2 — длины волн для максимума/минимума интерференции в спектре с порядком интерференции N , n — показатель преломления пленки для заданной длины

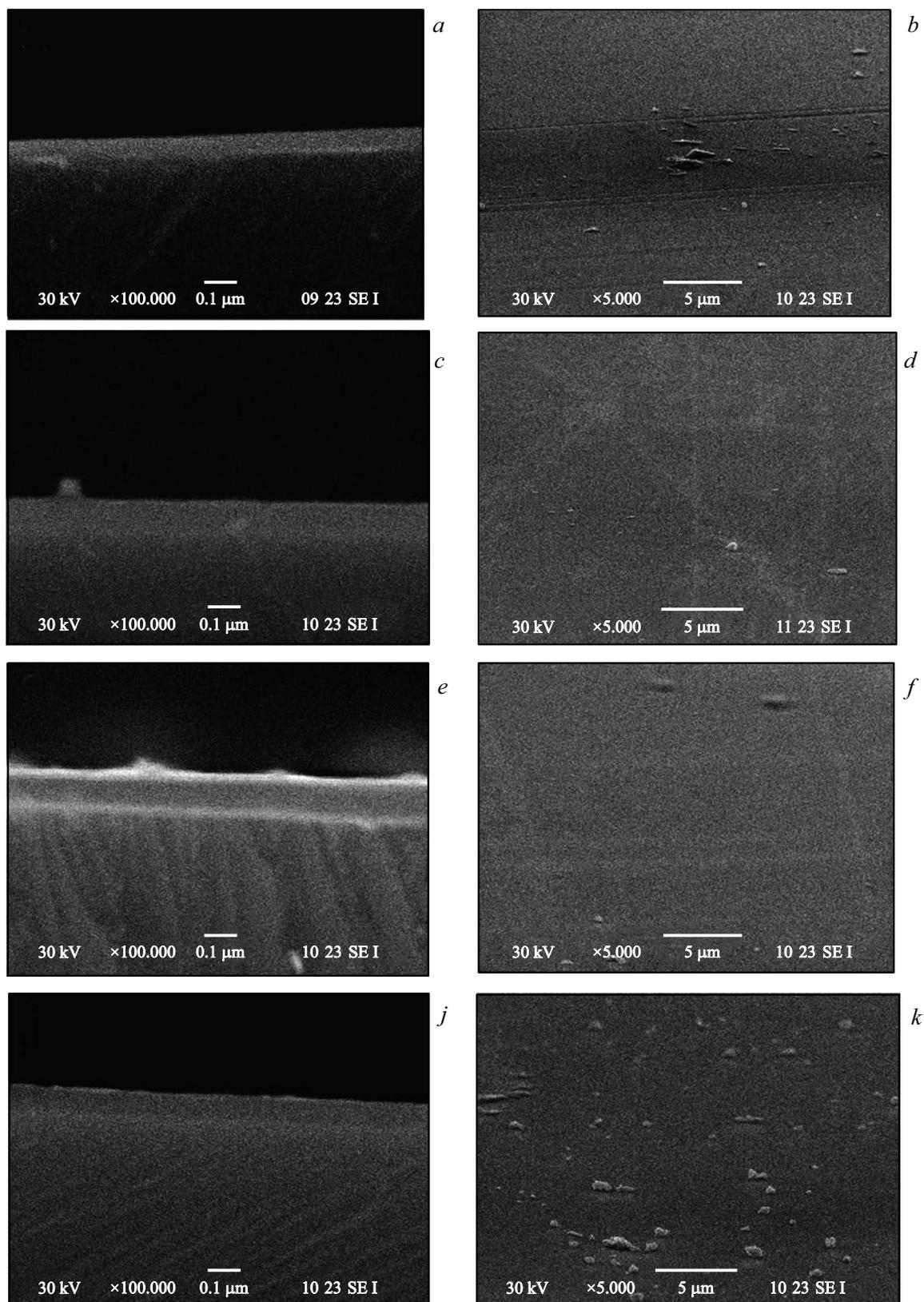


Рис. 2. Результаты электронной сканирующей микроскопии поверхности (справа) и сколов (слева) образцов AlN/GaAs: *a, b* — образец #0, *c, d* — образец #2, *e, f* — образец #3, *j, h* — образец #4.

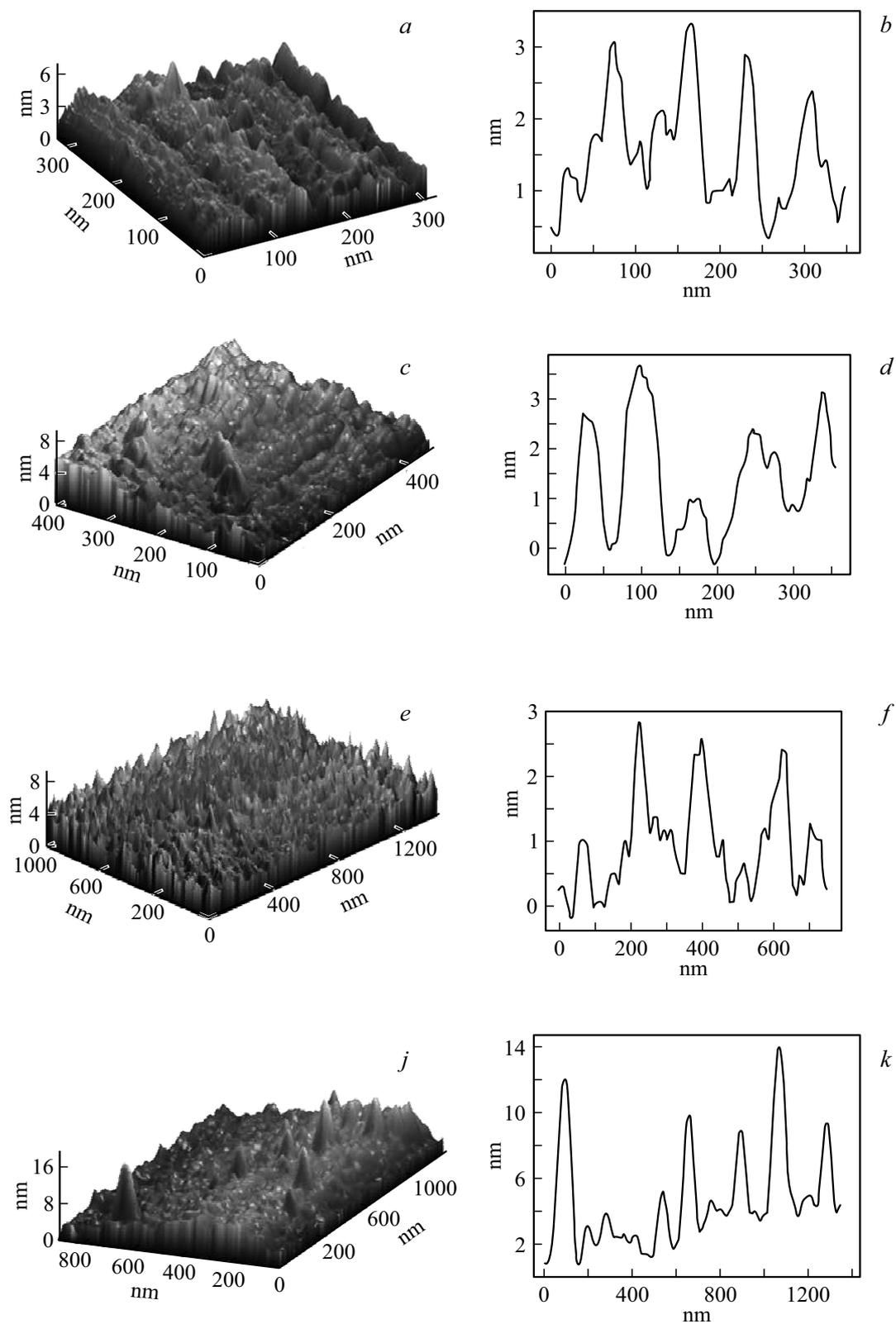


Рис. 3. Результаты атомно-силовой микроскопии поверхности пленок AlN. На рисунках приведены: микрорельеф участка поверхности образца (слева) и функция распределения рельефа поверхности образца (справа): *a, b* — образец #0, *c, d* — образец #2, *e, f* — образец #3, *j, h* — образец #4.

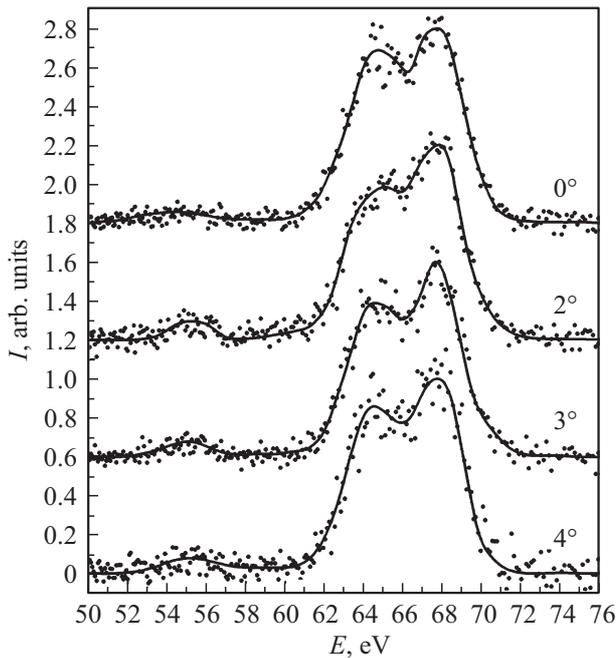


Рис. 4. Рентгеновские эмиссионные спектры Al $L_{2,3}$ пленок AlN, выращенных на подложках GaAs с разориентацией 0, 2, 3 и 4°, полученные при глубине анализа 60 нм. Экспериментальные данные изображены точками, сглаженные спектры — сплошной линией.

волны, α — угол падения оптического излучения на образец. При проведении расчета мы учитывали, что показатель преломления изменяется незначительно в пределах изменения длины волны.

Исходя из соотношения (1) мы рассчитывали толщину образца, которая совпала с данными электронной микроскопии, после чего проводился расчет показателя преломления пленки AlN.

Дисперсия показателя преломления для каждого образца была построена исходя из соответствующего числа максимумов/минимумов в спектрах пропускания-отражения, полученных экспериментально. На рис. 5 приведены расчетные значения показателя преломления для каждого исследованного образца, а также аппроксимированные сплайном зависимости. Характерное значение показателя преломления пленки AlN при длине волны 250 нм для всех образцов приведено в таблице.

Хорошо видно, что для образцов #0 и #2 показатель преломления в области длин волн ~ 250 нм принимает величину 3.3–3.15, в то время как для образцов #3 и #4, выращенных на подложках GaAs(100) с большой разориентацией, показатель преломления имеет значительно меньшую величину 1.75–1.65. Как было показано ранее, частично аморфные пленки имеют показатель преломления ниже, чем поликристаллические [22]. Этот факт согласуется с данными, полученными нами при проведении рентгеноструктурного анализа. Кроме того, анализ дисперсии коэффициента преломления (см.

рис. 5) показывает, что у образцов #2, #3, #4 в области ~ 200 нм наблюдается экстремальный рост показателя преломления, что может свидетельствовать о близости фундаментального края поглощения в этих пленках [31].

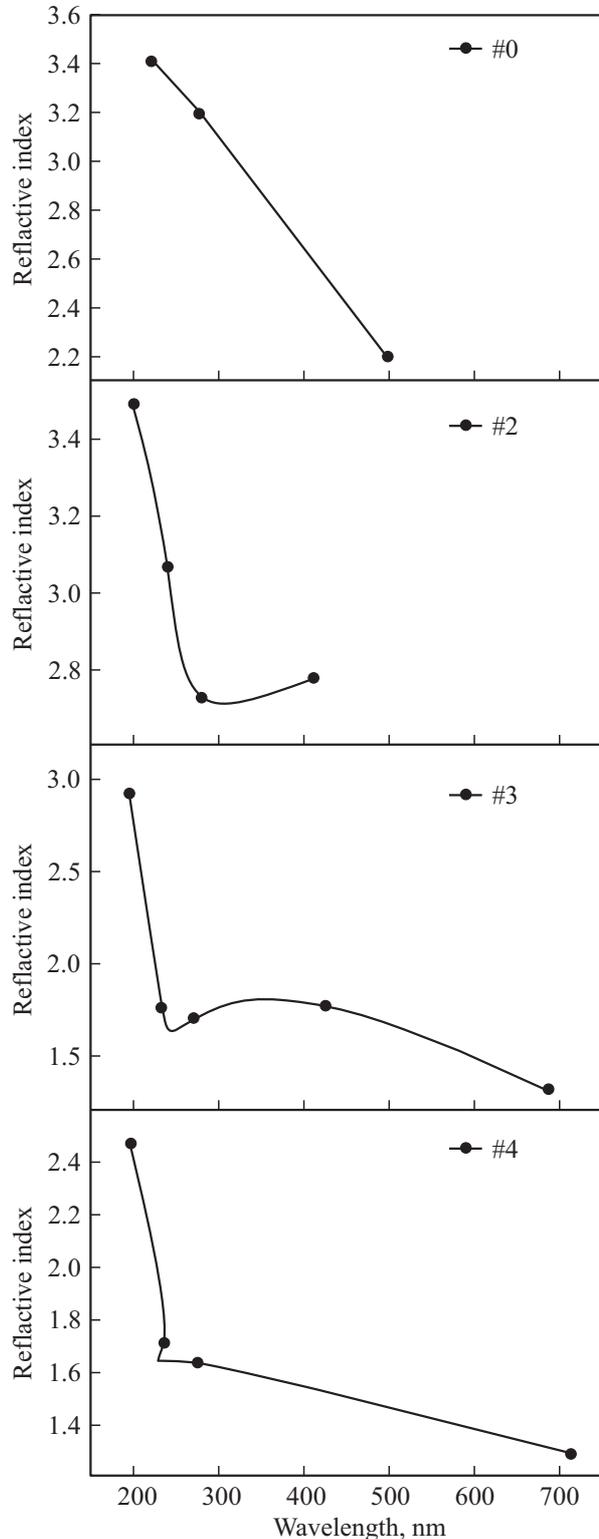


Рис. 5. Дисперсия показателя преломления образцов AlN/GaAs в области 190–900 нм.

4. Заключение

Методом реактивного ионно-плазменного осаждения могут быть получены тонкие наноразмерные пленки нитрида алюминия на подложках GaAs(100) с различной степенью разориентации относительно направления $\langle 100 \rangle$.

С применением комплекса структурно-спектроскопических методов анализа показано, что рост пленок на подложках GaAs с малой величиной разориентации приводит к формированию пленки AlN в поликристаллическом состоянии. При этом на точно ориентированной подложке GaAs образуется пленка с кубической сингонией, а на подложке с рассогласованием 2° пленка содержит смесь фаз AlN с кубической и гексагональной симметрией.

В то же время рост на подложках с большой степенью рассогласования ведет к исчезновению дальнего порядка в кристаллической структуре пленок AlN, т.е. происходит образование фазы AlN в аморфном состоянии.

Увеличение степени разориентации подложки GaAs отражается как на структурном качестве наноразмерных пленок AlN, так и на их электронном строении, морфологии поверхности и оптических свойствах. Таким образом, управление морфологией, составом поверхности и оптическими функциональными характеристиками гетерофазных систем AlN/GaAs может быть достигнуто за счет использования подложек GaAs с заданной степенью разориентации от направления $\langle 100 \rangle$.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ МД-42.2019.2 и постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006.

Работа в части исследований управления морфологией и составом монокристаллической и пористой подложек выполнена при финансовой поддержке ФТИ им. А.Ф. Иоффе.

В части диагностики интегрированных структур работа поддержана грантом № 11.4718.2017/8.9 Министерства образования и науки России в рамках государственного задания вузам в сфере научной деятельности на 2017–2019 гг.

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

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] S. Lin, X. Li, P. Wang, Z. Xu, S. Zhang, H. Zhong, Z. Wu, W. Xu, H. Chen. *Sci. Rep.*, **5**, 15103 (2015).
- [2] X. Lu, N. Kumagai, Y. Minami, T. Kitada. *Appl. Phys. Express*, **11**, 015501 (2017).
- [3] P.V. Seregin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Phys. B*, **405**, 2694 (2010).
- [4] E.P. Domashevskaya, P.V. Seregin, A.N. Lukin, L.A. Bityutskaya, M.V. Grechkina, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Surf. Interface Anal.*, **38**, 828 (2006).
- [5] S. Fujieda, M. Mizuta, Y. Matsumoto. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **27**, L296 (1988).
- [6] P.V. Seregin, D.L. Goloschapov, A.S. Lenshin, V.E. Ternovaya, I.N. Arsenyev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.*, **81**, 1119 (2017).
- [7] P.V. Seregin, V.M. Kashkarov, I.N. Arsenyev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. *Physica B*, **495**, 54 (2016).
- [8] P.K. Ghosh, M. Sarollahi, C. Li, T. White, D.T. Debu, Q. Yan, A. Kuchuk, R. Kumar, S. Shetty, G.J. Salamo, M.E. Ware. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **36**, 041202 (2018).
- [9] X. Li, Y.L. Tansley, K.S.A. Butcher, D. Alexiev. *Solid-State Electron.*, **36**, 381 (1993).
- [10] C. Ozgit, I. Donmez, M. Alevli, N. Biyikli. *Thin Sol. Films*, **520**, 2750 (2012).
- [11] J. Ross, M. Rubin, T.K. Gustafson. *J. Mater. Res.*, **8**, 2613 (1993).
- [12] T. Aoki, N. Fukuhara, T. Osada, H. Sazawa, M. Hata, T. Inoue. *AIP Adv.*, **5**, 087149 (2015).
- [13] H. Dong, J. Sun, S. Ma, J. Liang, T. Lu, X. Liu, B. Xu. *Nanoscale*, **8**, 6043 (2016).
- [14] R. Boussaha, H. Fitouri, A. Rebey, B.E. Jani. *Appl. Surf. Sci.*, **291**, 40 (2014).
- [15] P.V. Seregin, A.S. Lenshin, A.V. Fedyukin, I.N. Arsenyev, A.V. Zhabotinsky, D.N. Nikolaev, H. Leiste, M. Rinke. *Semiconductors*, **52**, 112 (2018).
- [16] P.V. Seregin, D.L. Goloschapov, A.S. Lenshin, A.M. Mizerov, D.S. Zolotukhin. *Physica E*, **104**, 101 (2018).
- [17] P.V. Seregin, D.L. Goloschapov, D.S. Zolotukhin, A.S. Lenshin, A.N. Lukin, Y.Y. Khudyakov, I.N. Arsenyev, A.V. Zhabotinsky, D.N. Nikolaev, N.A. Pikhtin. *Semiconductors*, **52**, 1012 (2018).
- [18] P.V. Seregin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, I.N. Arsenyev, A.V. Zhabotinsky, D.N. Nikolaev. *Physica E*, **97**, 218 (2018).
- [19] P.V. Seregin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, I.N. Arsenyev, D.N. Nikolaev, A.V. Zhabotinsky. *Physica B*, **530**, 30 (2018).
- [20] P.V. Seregin, A.S. Lenshin, V.M. Kashkarov, A.N. Lukin, I.N. Arsenyev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. *Mater. Sci. Semicond. Process.*, **39**, 551 (2015).
- [21] P.V. Seregin, A.S. Lenshin, I.N. Arsenyev, I.S. Tarasov, T. Prutskij, H. Leiste, M. Rinke. *Physica B*, **498**, 65 (2016).
- [22] Я.В. Лубянский, А.Д. Бондарев, И.П. Сошников, В.В. Золотарев, Д.А. Кириленко, К.П. Котляр, Н.А. Пихтин, И.С. Тарасов. *ФТП*, **52**, 196 (2018).
- [23] Т.М. Зимкина, В.А. Фомичев. *Ультрамягкая рентгеновская спектроскопия* (Л., Изд-во Ленингр. ун-та, 1971).
- [24] E.P. Domashevskaya, Y.A. Peshkov, V.A. Terekhov, Y.A. Yurakov, K.A. Barkov. *Surf. Interface Anal.*, **50**, 1265 (2018).
- [25] A.V. Ankudinov, V.P. Evtikhiev, V.E. Tokranov, V.P. Ulin, A.N. Titkov. *Semiconductors*, **33**, 555 (1999).
- [26] В.А. Фомичев. *ФТТ*, **10**, 763 (1968).
- [27] M. Magnuson, M. Mattesini, C. Höglund, J. Birch, L. Hultman. *Phys. Rev. B*, **80** 155105 (2009).
- [28] P. Jonnard, N. Capron, F. Semond, J. Massies, E. Martinez-Guerrero, H. Mariette. *Eur. Phys. J. B*, **42**, 351 (2004).

- [29] G. Wiech, E. Zöpf. J. Phys. Colloq., **32**, C4-200 (1971).
- [30] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, D.L. Goloshchapov, A.N. Lukin, I.N. Arsentyev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. Semiconductors, **49**, 915 (2015).
- [31] V. Lucarini, J.J. Saarinen, K.E. Peiponen, E.M. Vartiainen. *Kramers-Kronig Relations in Optical Materials Research* (Springer Verlag, Berlin–Heidelberg, 2005).

Редактор А.Н. Смирнов

Phase composition, morphology, optical and electron characteristics of nanosized AlN films grown on GaAs(100) substrates with misorientation

P.V. Seredin^{1,2}, A.V. Fedyukin¹, V.A. Terekhov¹,
K.A. Barkov¹, I.N. Arsentev³, A.D. Bondarev³,
E.V. Fomin^{3,4}, N.A. Pikhtin^{3,4}

¹ Voronezh State University,
394006 Voronezh, Russia

² Ural Federal University,
620002 Ekaterinburg, Russia

³ Ioffe institute,
194021 St. Petersburg, Russia

⁴ Saint-Petersburg Electrotechnical University „LETI“,
197022 St. Petersburg, Russia

Abstract Thin nano-sized aluminum nitride films on GaAs(100) substrates with varying degrees of misorientation with respect to the $\langle 100 \rangle$ direction can be obtained by reactive ion-plasma deposition. It is shown that growth on substrates with different degrees of mismatch from the $\langle 100 \rangle$ direction leads to the growth of an AlN film with different phase composition and crystalline state. An increase in the degree of misorientation in the GaAs substrate used for growth is reflected both in the structural quality of nanoscale AlN films and in their electron structure, surface morphology, and optical properties. Thus, the management of the morphology, surface composition and optical functional characteristics of AlN / GaAs heterophase systems can be achieved by using the degree of misorientation of the GaAs substrates.