

Молекулярно-лучевая эпитаксия сильно рассогласованной по постоянной решетке гетеросистемы AlN/Si(111) для применения в приборах поверхностных акустических волн

© Д.Г. Кипшидзе[¶], Х.П. Шенк*, А. Фиссел*, У. Кайзер*, М. Вайнахт**, Р. Кунце**, И. Кройслих[†], И. Шульце*, Во. Рихтер*

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

* Институт физики твердого тела, Университет Фридриха Шиллера, 07743 Иена, Германия

** Научно-исследовательский институт твердого тела, 01171 Дрезден, Германия

[†] Институт оптики и квантовой электроники, Университет Фридриха Шиллера 07743 Иена, Германия

(Получена 16 июня 1999 г. Принята к печати 17 июня 1999 г.)

Представлены результаты применения молекулярно-лучевой эпитаксии для выращивания пьезоэлектрических пленок AlN на подложках Si(111), пригодных для приборного применения. Определены технологические условия роста стехиометрического AlN путем управления реконструкцией поверхности, возникающей в различных термодинамических условиях на ростовой поверхности. Полученные пленки AlN гексагонального поли типа имели высокое кристаллическое совершенство и атомарно-гладкую эпитаксиальную поверхность. Обнаружен механизм релаксации кристаллической решетки AlN на расстоянии одного моно слоя от гетерограницы. Продемонстрированы пьезоэлектрические свойства пленки AlN. Исследования временных характеристик поверхностной акустической волны свидетельствуют о низком уровне рассеяния волны в процессе распространения. Коэффициент электромеханической связи измерен в геометрии встречно-гребенчатого преобразователя ($\lambda = 16$ мм) и составил 0.07% при частоте $f = 286$ МГц, что находится в хорошем согласии с теоретическим значением для пленки AlN толщиной 1.04 мкм.

Введение

Одним из перспективных направлений использования нитрида алюминия является разработка новых приборов поверхностной акустической волны (ПАВ) [1,2], а также его применение в качестве буферного слоя для последующего осаждения гетероструктур на основе твердых растворов AlN–GaN и InN–GaN. Высокая скорость поверхностной волны [3,4], прекрасные диэлектрические свойства, химическая и термическая стабильность делают AlN перспективным материалом для создания преобразователей, работающих при частотах более 1 ГГц [5–10]. Сегодня в данной области применения, а именно в радиотелекоммуникационной технике, широко используются кварц и LiNbO₃. К настоящему времени в большинстве опубликованных работ в основном изучались акустические свойства системы AlN/Al₂O₃, полученной методами реактивного распыления [5], газофазной эпитаксии [6], газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (MOCVD) [7] и молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [8].

Интересным представляется использование кремниевых подложек для выращивания пьезоэлектрических слоев AlN, что является перспективным для интеграции технологии нитридов металлов III группы с дешевой и хорошо отработанной кремниевой технологией. Только

небольшое количество работ посвящено применению пьезоэлектрических слоев AlN, выращенных на подложках кремния, для приборов поверхностных волновых фильтров: высокая температура роста, требуемая при методе MOCVD ($\approx 1200^\circ\text{C}$), снижает перспективность этого метода для применения его в традиционной технологии структур [1]. Положительные результаты в этом направлении были получены методом реактивного радиочастотного распыления, где температура роста AlN была понижена до 500°C [9–11]. Тем не менее в эпитаксиальных слоях AlN основной причиной снижения скорости распространения ПАВ является шероховатость поверхности и дефектность слоев AlN [1,5]. Хотя структуры в геометрии встречно-гребенчатого преобразователя с периодом в несколько мкм могут быть получены на слоях AlN с шероховатой поверхностью, слои с атомарно-гладкой поверхностью позволяют снижать период преобразователя до 0.5 мкм, что является существенным достижением в практике применения приборов ПАВ [5,7]. В некоторых случаях для улучшения пьезоэлектрических свойств пленок AlN необходима полировка их поверхности [1,4,6].

Таким образом, использование слоев AlN в качестве основы для приборов ПАВ, а также как буферный слой для последующего осаждения рабочих элементов оптоэлектроники на основе гетероструктур AlGaN и InGaN накладывает высокие требования на кристаллическое

[¶] E-mail: gela@nano.ioffe.rssi.ru

совершенство слоев AlN, на качество его поверхности, а также транспортные свойства.

AlN — менее изученный материал, чем GaN. Многие проблемы, связанные с термодинамическими условиями эпитаксии, необходимыми для инициации и роста кристаллосовершенных слоев AlN на сильно рассогласованных по постоянной решетке подложках, все еще остаются открытыми. Ранние исследования эпитаксиального роста AlN методами МЛЭ, МOCVD и методом реактивного распыления на подложках Si свидетельствуют о колонной структуре этих слоев [12–17].

Относительно низкие температуры эпитаксии и скорости роста, а также лучшая контролируемость процесса эпитаксии делают многообещающим использование для роста пьезоэлектрических слоев AlN метода модифицированной молекулярно-лучевой эпитаксии с источником плазма-активированного азота. В недавних работах сообщается об успешном применении данной методики для выращивания слоев AlN в двумерной моде роста на GaN [18] и Si(111) [19–21]. Также существует немного информации о поверхностной реконструкции AlN: в работах [20,22] и [23,24] были отмечены реконструкции поверхности эпитаксиальных слоев AlN, выращенных на Si(111), типа (2×2) и (3×3) . В работе [25] сообщалось о реконструкции поверхности AlN, выращенного на SiC методом МЛЭ, типа $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$. Однако в работах [18–24] не рассматривалась физическая картина зародышеобразования и эпитаксии, а также появление вышеуказанных реконструкций в зависимости от соотношения потоков элементов V и III групп.

В данной работе будет уделено внимание изучению термодинамических условий инициации и эпитаксиального роста AlN на подложках Si(111). Также будут показаны структурные свойства и морфология поверхности выращенных эпитаксиальных слоев AlN, позволяющих использовать данную гетеросистему AlN/Si(111) в качестве композиционных подложек для роста других нитридных соединений и твердых растворов на их основе. Описывается механизм релаксации кристаллической решетки сильно рассогласованной системы AlN/Si(111). Представлены также результаты исследования характеристик ПАВ для одного из полученных эпитаксиальных слоев нитрида алюминия.

Методика эксперимента

Пленки AlN выращивались в трехкамерной системе молекулярно-лучевой эпитаксии. Камера роста была оснащена стандартной эффузионной ячейкой алюминия и турбо-молекулярным насосом с эффективностью откачки 1500 л/с. Фоновое давление в ростовой камере составляло 10^{-10} мбар. Для активации азота применялся высокочастотный (13.56 МГц) источник плазма-активированного азота MPD21 (Oxford Applied Research). При рабочем давлении 10^{-5} мбар поступление молекулярного азота N_2 в камеру роста составляло 1 стандартный кубический сантиметр в минуту (scm);

чистота Al и N_2 соответствовала 6N. Мода роста, структура слоев и поверхностные реконструкции контролировались с помощью дифракции отраженных быстрых электронов (ДОБЭ).

Эпитаксиальные слои AlN выращивались на подложках Si(111) *p*-типа проводимости с сопротивлением более 5 кОм·см. Процедура подготовки подложек происходила модифицированным методом Шираки [21]. Термическая очистка подложек проходила в ростовой камере при температуре 920°C. Уход пассивирующего слоя с поверхности сопровождался появлением поверхностной реконструкции Si(111) типа (7×7) при температуре порядка 780°C, которая сменялась объемной — типа (1×1) — с четкими линиями Кикучи при температуре порядка 830°C. Понижение температуры подложки восстанавливало прежнюю картину ДОБЭ.

Шероховатость поверхности эпитаксиальных слоев измерялась с помощью топометрического атомно-силового микроскопа TMX-2010. Методы рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) применялись для оценки степени кристаллического совершенства эпитаксиальных слоев. Исследования по методам ПЭМ и ПЭМ высокого разрешения проводились на микроскопах JEM-1200 и JEM-4000.

Для определения пьезоэлектрических параметров AlN на одну из эпитаксиальных пленок AlN была нанесена структура из алюминия с конфигурацией встречно-гребенчатого преобразователя толщиной 100 нм, имеющая форму 20 пар штырей с периодом 8 мкм. Длина линии задержки соответствовала 2986 мкм.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Благодаря развитию современной нитридной технологии МЛЭ на протяжении последних лет в литературе появилось значительное количество работ, где основное внимание уделяется изучению реконструкции поверхности эпитаксиальных пленок GaN с помощью дифракции отраженных быстрых электронов. Наличие поверхностной реконструкции свидетельствует об атомарно-гладкой поверхности растущего слоя и может являться решающим фактором для определения стехиометрического баланса между разновидностями активированного азота и атомами металла III группы в различных термодинамических условиях на ростовой поверхности. Поэтому с целью определения стехиометрических условий роста путем управления реконструкцией поверхности мы исследовали сверхструктуры, возникающие во время эпитаксиального роста AlN в зависимости от давления потока Al на ростовую поверхность и от температуры подложки. Величина потока N_2 ($0.75 \cdot 10^{-5}$ мбар) и мощность плазменного разряда (500 Вт) выдерживались постоянными во всех экспериментах данной серии.

Инициация роста пленок AlN начиналась при температуре подложки 700°C путем осаждения 1/3 монослоя Al на (7×7) -реконструированной поверхности

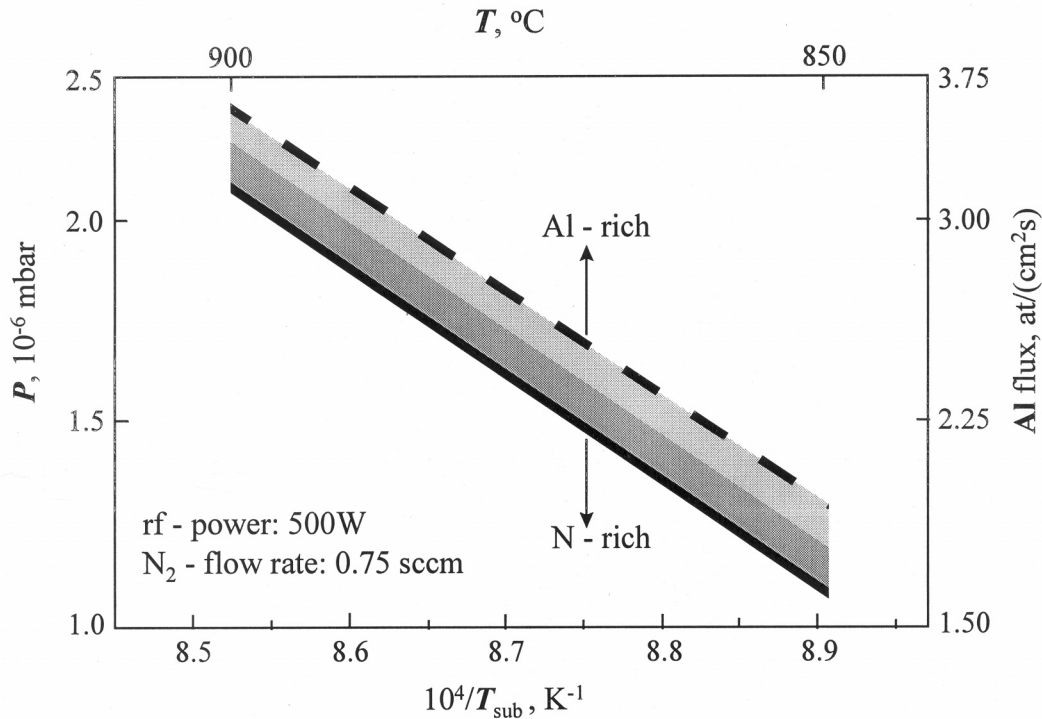


Рис. 1. Фазовая диаграмма поверхностных реконструкций AlN на подложке Si(111) в зависимости от потока Al, задаваемого эквивалентным давлением P , и от обратной температуры подложки T_{sub} . Сплошная линия соответствует реконструкции поверхности $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$, темно-серая область — (1×1) , светло-серая область и выше — (2×6) . Слои, выращенные в условиях, соответствующих штриховой линии, имели треугольные трещины.

подложки Si(111). В результате этого процесса поверхностная реконструкция (7×7) сменялась реконструкцией $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$. Обширный анализ поверхностной реконструкции (7×7) на поверхности Si(111) (Si(111)- (7×7)) и влияние осаждения 1/3 монослоя Al на энергетику поверхности Si(111)- (7×7) описывается в работе Мёнха [26]. После включения источника плазма-активированного азота производилась нитридизация 1/3 монослоя Al. Рост AlN начинался сразу после осуществления перехода картины дифракции быстрых электронов от $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$ к реконструкции типа (1×1) с линейными рефлексами. Затем температура подложки постепенно повышалась до конечного значения температуры эпитаксии.

Другой метод инициации роста AlN начинался кратковременной (2–3 с) нитридизацией поверхности Si(111)- (7×7) . В результате поверхностная реконструкция (7×7) сменялась реконструкцией (3×3) . Более длительная нитридизация поверхности приводила к исчезновению сверхструктуры и образованию слоя поликристаллического кремния. Поэтому после нитридизации поверхности Si(111)- (7×7) в течение 2–3 с рост пленок AlN начинался открытием заслонки эффузионной ячейки Al. Однако эпитаксиальные процессы, инициированные данным методом, не сопровождались поверхностными ростовыми реконструкциями, кроме объемной типа (1×1) , и поэтому данный метод инициации роста не использовался в экспериментах, направленных на

построение фазовой диаграммы поверхностных реконструкций AlN, которая будет рассмотрена нами.

На рис. 1 приведена фазовая диаграмма, где поверхностные реконструкции AlN прослеживаются в зависимости от потоков Al, требуемых для стабилизации реконструкций, и от обратной температуры T_{sub} подложки при постоянном потоке атомарного азота. В условиях переизбытка азота мы наблюдали только трехмерную картину дифракции быстрых электронов кристаллической решетки вюрцитного типа. Пленки, выращенные в этих условиях, имеют компактную структуру в виде колонн [14]. Переход на двумерную моду роста наблюдался при уменьшении переизбытка азота и сопровождался появлением сверхструктуры $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$. На рис. 1 сплошная линия соответствует технологическим условиям, при которых рост AlN происходит в режиме реконструкции поверхности $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$. Постепенное увеличение потока Al обеспечивало последовательное появление линейных рефлексов, соответствующих реконструкциям поверхности (1×1) и (2×6) , которые обозначаются на диаграмме темно- и светло-серыми областями соответственно. Дальнейшее увеличение потока Al вызывало снижение интенсивности картины дифракции быстрых электронов из-за формирования алюминиевых капель на поверхности. Штриховая линия на диаграмме соответствует граничным условиям, после которых начинается формирование алюминиевых капель на поверхности эпитаксиального слоя. Существование переходных линий

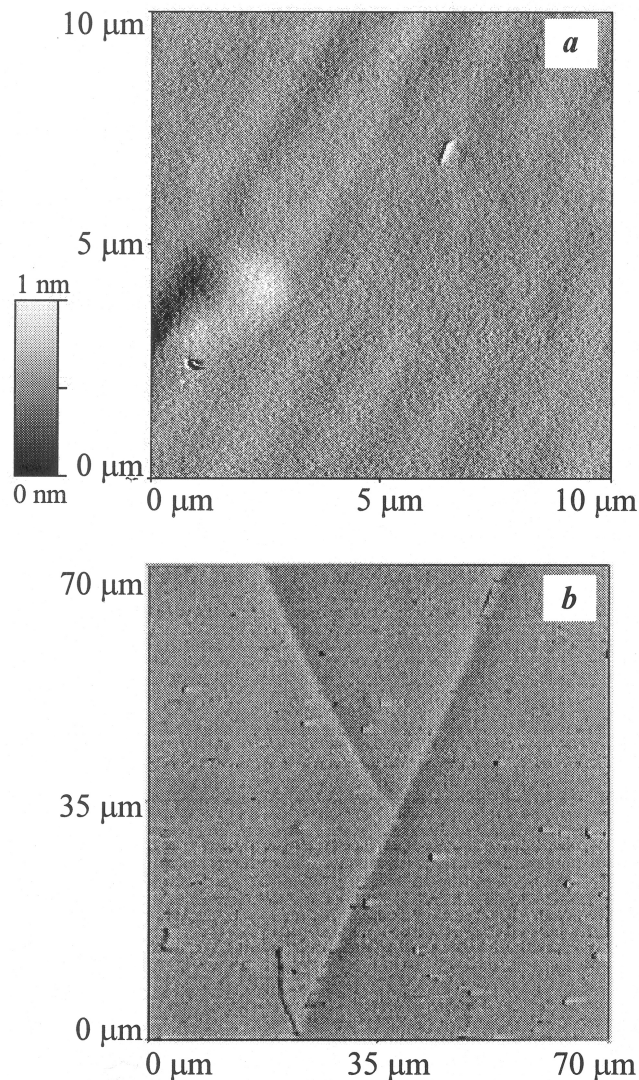


Рис. 2. Морфология поверхностей монокристаллических слоев AlN, определенная по методу атомно-силовой микроскопии: *a* — топографическое изображение атомарно-гладкой эпитаксиальной поверхности с шероховатостью на уровне измерений $RMS \approx 0.5$ нм; *b* — дифференциальное изображение пленки AlN с треугольными трещинами, выращенной в условиях переизбытка Al (амплитуда шероховатости соответствует глубине 1 нм).

между разными областями реконструкций может быть объяснено, если принять во внимание испарение алюминия с ростовой поверхности. Данный факт в свою очередь показывает, что в указанных термодинамических условиях коэффициент прилипания алюминия отличается от единицы.

Данная диаграмма позволила нам рассчитать энергию активации, требуемую для десорбции Al, равную 1.3 эВ. В исследуемом температурном диапазоне десорбция азота не наблюдалась. Мы полагаем, что скорость роста AlN в условиях переизбытка Al ограничивается количеством атомарного азота.

Слои, выращенные в температурном диапазоне от 850 до 900°C и в условиях, соответствующих области между сплошной и штриховой линиями на рис. 1, обладали наилучшими кристаллическими свойствами. Эти слои имели атомарно-гладкую поверхность и шероховатость на уровне измерений атомно-силовой микроскопии, $RMS \approx 0.2-0.5$ нм (рис. 2, *a*). Однако слои, выращенные в технологических условиях, соответствующих на рис. 1 штриховой линии, имели трещины вдоль направлений $\langle \bar{2}110 \rangle$ и $\langle 0\bar{1}10 \rangle$ (рис. 2, *b*).

Результаты исследований методом ПЭМ показали, что слои, выращенные в двумерной моде роста (в условиях, обозначенных областью между сплошной и пунктирной линиями на рис. 1), имеют монокристаллическую структуру, свободную от ориентированных доменов. Характерными дефектами кристаллической решетки данных слоев являются нитевидные дислокации [27]. Исследования гетерограницы AlN/Si(111) методом ПЭМ высокого разрешения показывают резкую границу между эпитаксиальным слоем и подложкой (рис. 3, *a*). Здесь же наблюдается релаксация кристаллической решетки нитрида алюминия на характерном расстоянии одного монослоя от гетерограницы, несмотря на рассогласование 23.4% между постоянными решеток. В литературе уже существуют некоторые данные о соответствии между элементарными ячейками решеток AlN и Si [16,24]. В условиях нашего эксперимента доказательством соответствия кристаллических решеток этих материалов служат результаты фурье-анализа микрофотографий ПЭМ высокого разрешения (рис. 3, *b*), где большое рассогласование $d_e/d_s - 1$ на 23.4% между эпитаксиальным слоем с постоянной решеткой d_e и подложкой (d_s) снижается до $f = (nd_e - md_s)/md_s = -0.013$ (1.3%), принимая во внимание условие $m : n = 4 : 5$. Аналогичное совпадение кристаллических решеток эпитаксиального слоя и подложки наблюдалось авторами [28] на примере гетерограницы системы GaN(001)/GaAs(001). Основываясь на приведенных вычислениях, мы предполагаем, что ответственным за двумерную моду роста AlN на Si(111) является понижение энергии напряжения эпитаксиального слоя в результате соответствия 4:5 для плоскостей кристаллической решетки Si($\bar{1}10$) и AlN($\bar{2}110$).

Результаты исследований рентгеноструктурного анализа показаны на рис. 4. Эпитаксиальные слои, имеющие компактную структуру в виде колонн (группа 3) и монокристаллические слои с трещинами (группа 1) имеют параметры кристаллических решеток $c = (4.977 \pm 0.001)$ Å и $c = (4.976 \pm 0.001)$ Å соответственно. Данные кристаллические параметры близки по величине к параметрам релаксированных слоев AlN, что скорее всего является следствием колонной структуры этих слоев или образования трещин. Слои AlN, выращенные в условиях двумерной моды роста (группа 2), т. е. в технологических условиях, соответствующих области между сплошной и штриховой линиями на рис. 1, имеют параметр кристаллической решетки $c = (4.981 \pm 0.001)$ Å. Мы полагаем, что сжатие элементарной ячейки кристаллической решетки по направлению оси *a* в результате соответствия

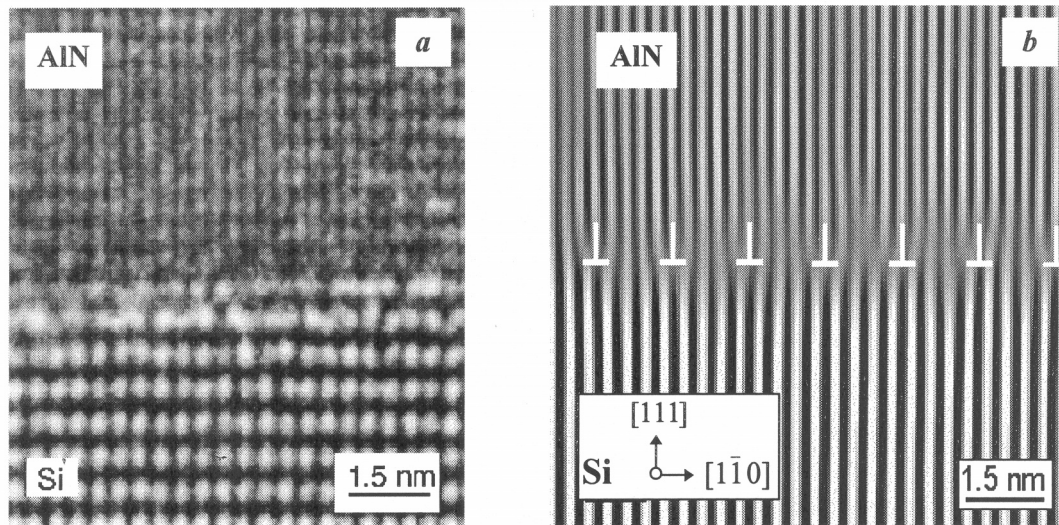


Рис. 3. Гетерограница AlN/Si(111): *a* — изображение, полученное методом ПЭМ высокого разрешения вдоль направления Si[112]; *b* — фурье-анализ микрофотографий ПЭМ высокого разрешения, демонстрирующий соответствие 4:5 между элементарными ячейками решеток AlN и Si в направлении AlN($\bar{2}110$) и Si($\bar{1}10$).

решеток 4:5 (см. рис. 3, *b*) является причиной расширения элементарной ячейки AlN вдоль оси *c*.

Монокристаллические слои группы 1 и 2 обладают наиболее интенсивными пиками рефлексов рентгеновских кривых качания (рис. 4). Характерные ширины рентгеновских кривых качания слоев AlN группа 2 (толщиной 415 нм) равняются 0.06° (сканирование $\omega/2\theta$) и 0.32° в случае сканирования по ω . Эти результаты по сравнению с опубликованными в литературе данными [12,14,20] свидетельствуют о значительном улучшении качества слоев в условиях эпитаксиального роста, использованных в данной работе.

Для определения пьезоэлектрических свойств нитрида алюминия была выбрана монокристаллическая пленка толщиной $h = 1040$ нм, которая была выращена при температуре 900°C и соответственно фазовой диаграмме (рис. 1), в условиях, стабилизирующих реконструкцию поверхности типа (1×1) . Исследовалось распространение волны Релея вдоль поверхности AlN. Проводились измерения временной и частотной характеристик (рис. 5, *a, b*), а также сравнение коэффициента электро-механической связи и фазовой скорости ПАВ с теоретически предсказанными значениями этих параметров (рис. 6, *a, b*). Для изучения пьезоэлектрических характеристик использовалась определенная геометрией встречно-гребенчатого преобразователя длина акустической волны $\lambda = 16$ мкм, равная двойному значению периода гребенки. Эта величина соответствует средней частоте 286 МГц (рис. 5, *b*) и фазовой скорости ПАВ 4569 м/с (рис. 6, *a*), распространяющейся в AlN вдоль направления $[2110]$. Полученное значение коэффициента электро-механической связи 0.07% (рис. 6, *b*) находится в хорошем согласии с предсказанным теоретическим значением, если принять во внимание величины констант упругости $c_{11} = 345$, $c_{12} = 125$, $c_{13} = 120$,

$c_{33} = 395$, $c_{44} = 118$ ГПа и пьезоэлектрических модулей $e_{31} = -0.58$, $e_{33} = 1.55$ и $e_{24} = -0.48$ Кл/м² [1,2]. Такое согласие свидетельствует об очень хороших пьезоэлектрических свойствах изготовленного кристалла AlN (толщиной $h = 1040$ нм), пригодных для применения в приборах ПАВ. Максимальная величина коэффициента электро-механической связи 0.19% соответствует отношению $h/\lambda = 0.2$ (рис. 6, *b*). При той же толщине слоя AlN это соответствует длине волны $\lambda = 5.2$ мкм, фазовой скорости $v = 4630$ м/с и частоте $f = 890$ МГц.

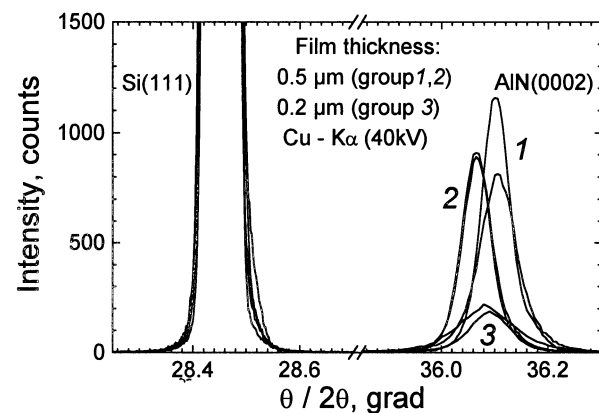


Рис. 4. Рентгеновские кривые качания для слоев AlN, выращенных на Si(111). Измерения проводились с использованием апертуры детектора с щелью 0.22 мм. Слои AlN группы 1 (кривая 1) выращены в условиях переизбытка Al. Они имеют монокристаллическую структуру и треугольные трещины на поверхности. Монокристаллические слои AlN группы 2 (кривые 2) выращены в режиме, близком к стехиометрическому соотношению элементов V и III групп в газовой фазе. Группа слоев 3 (кривые 3) обладает компактной структурой в виде колонн и выращена в условиях переизбытка азота.

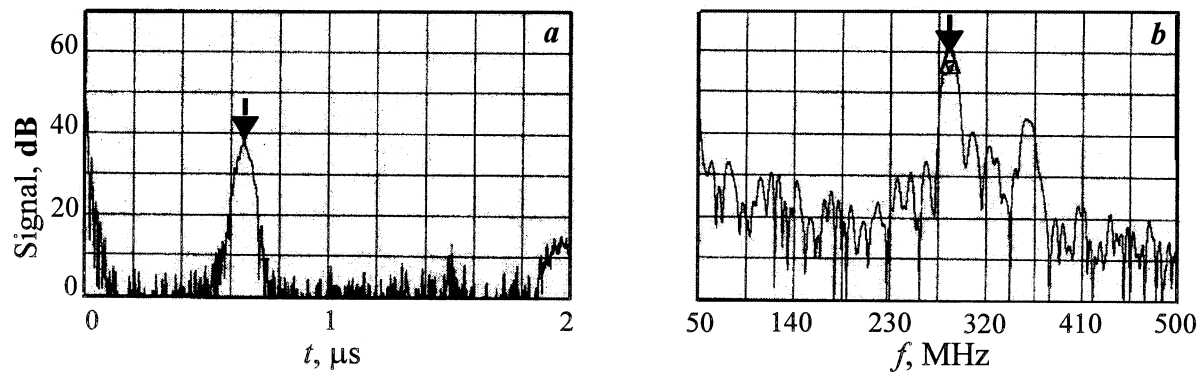


Рис. 5. Характеристики поверхностно-акустической волны преобразователя, изготовленного на базе гетероструктуры AlN/Si(111), распространяющейся в AlN в направлении $(\bar{2}110)$, соответствующем направлению $(\bar{1}10)$ в Si-подложке (см. рис. 3, b): *a* — временная (отметка при $t = 653.5$ нс), *b* — частотная (отметка при $f = 285.7$ МГц).

О слабом уровне рассеяния ПАВ свидетельствует существенная разница между фоном и сигналом, приблизительно 40 дБ (рис. 5, *a*). Относительно высокий уровень паразитных частот, наблюдаемый на частотной характеристике (рис. 5, *b*), может быть связан с неоднородностью пленки по толщине, которая вызывает

искажения волнового фронта ПАВ вдоль ее пути распространения, который составляет приблизительно 3 мм. Частотные характеристики данной пленки несколько уступают недавно полученным результатам [7,8] в системе AlN/Al₂O₃, однако свидетельствуют о значительном улучшении пьезоэлектрических свойств AlN, полученных на Si(111) [10].

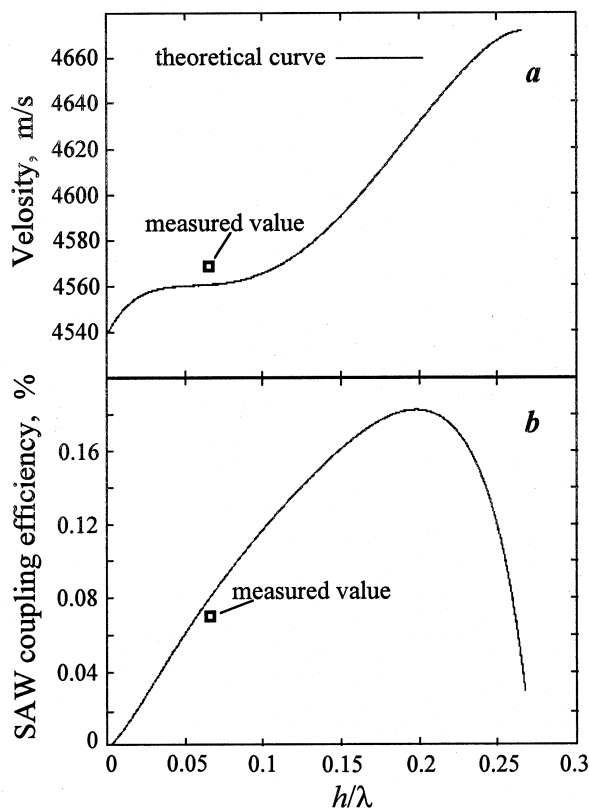


Рис. 6. Зависимости параметров поверхностно-акустической волны от отношения толщины слоя AlN (h) к длине волны (λ) в преобразователе, изготовленном на базе гетероструктуры AlN/Si(111), распространяющейся в AlN в направлении $(\bar{2}110)$, соответствующем направлению $(\bar{1}10)$ в Si-подложке: *a* — фазовая скорость, *b* — коэффициент электромеханической связи. Сплошные линии — расчетные кривые, экспериментальные данные отмечены значками.

Заключение

Таким образом, мы продемонстрировали, что рост слоев AlN гексагонального политипа может быть инициирован на (7×7) -реконструированной поверхности Si(111) методом МЛЭ, оснащенной источником плазма-активированного азота. Определены основные типы реконструкции поверхности AlN в процессе роста. В режиме переизбытка азота двумерный рост AlN осуществляется в условиях реконструкции поверхности $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$, в режиме переизбытка алюминия — в условиях реконструкции (2×6) . Рост AlN в условиях реконструкции поверхности (1×1) является стехиометрическим, так как условия переизбытка азота могут привести к трехмерной моде роста, а условия переизбытка алюминия — к образованию трещин или алюминиевых капель на поверхности.

Исследования гетерограницы AlN/Si(111) продемонстрировали соответствие 4:5 между элементарными ячейками решеток AlN и Si в направлениях AlN $(\bar{2}110)$ и Si $(\bar{1}10)$. Эпитаксиальные слои обладают атомарно-гладкой поверхностью и имеют свободную от ориентированных доменов монокристаллическую структуру.

На пленке AlN, выращенной в двумерной моде роста на Si(111), успешно продемонстрировано распространение поверхностно-акустической волны (ПАВ) типа Релея. Эпитаксиальный слой обладает очень хорошими пьезоэлектрическими свойствами, пригодными для приборного применения, о чем, в частности, свидетельствуют результаты исследования временной характеристики ПАВ, показывающие низкий уровень рассеяния в процессе распространения волны.

В заключение авторы выражают свою благодарность экспериментальной группе из Institut für Festkörper- und Werkstofforschung (Dresden) за помощь в создании встречно-ребенчатого преобразователя, P.D. Brown (University of Cambridge) и А. Чувилину (Институт катализа, Новосибирск) за проведение исследований просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения. Один из авторов (Г.Д. Кипшидзе) благодарен за частичную финансовую поддержку Российскому фонду фундаментальных исследований (проект № 99-02-17985), программе Министерства науки РФ "Перспективные технологии и устройства микро- и нанoeлектроники" (проект № 10) и Межотраслевой научно-технической программе РФ "Физика твердотельных наноструктур".

Список литературы

- [1] K. Tsubouchi, N. Mikoshiba. IEEE Trans. Sonics Ultrason., SU-32, 634 (1985).
- [2] K. Shimada, T. Sota, K. Suzuki. J. Appl. Phys., 84, 4951 (1998).
- [3] G.D. O'Clock, Jr., M.T. Duffy. Appl. Phys. Lett., 23, 55 (1973).
- [4] J.K. Liu, K.M. Lakin, K.L. Wang. J. Appl. Phys., 46, 3703 (1975).
- [5] H. Okano, N. Tanaka, K. Shibata, S. Nakano. Jpn. J. Appl. Phys., 32, 4052 (1993); H. Okano, N. Tanaka, Y. Takahashi, T. Tanaka, K. Shibata, S. Nakano. Appl. Phys. Lett., 64, 166 (1994).
- [6] K. Kaya, H. Takahashi, Y. Shibata, Y. Kanno, T. Hirai. Jpn. J. Appl. Phys., 36, 2837 (1997).
- [7] T. Suetsugu, T. Yamazaki, S. Tomabechi, K. Wada, K. Masu, K. Tsubouchi. Appl. Surf. Sci., 117/118, 540 (1997).
- [8] C. Deger, E. Born, H. Angerer, O. Ambacher, M. Stutzmann, J. Hornsteiner, E. Riha, G. Fischerauer. Appl. Phys. Lett., 72, 2400 (1998).
- [9] F.S. Hickernell, H.M. Liaw. In: Proc. IEEE 9th Int. Symp. Appl. Ferroelectrics, (1995) p. 543.
- [10] Y.-J. Yong, J.-Y. Lee. J. Vac. Sci. Technol. A, 15, 390 (1997).
- [11] L.G. Pearce, R.L. Gunshor, R.F. Pierret. In: Proc. 1981 IEEE Ultrason. Symp. (1981) p. 381.
- [12] K.S. Stevens, M. Kinniburgh, A.F. Schwartzman, A. Ohtani, R. Beresford. Appl. Phys. Lett., 66, 3179 (1995).
- [13] K.S. Stevens, M. Kinniburgh, R. Beresford. Appl. Phys. Lett., 66, 3518 (1995).
- [14] S. Karmann, H.P.D. Schenk, U. Kaiser, A. Fissel, Wo. Richter. Mater. Sci. Eng. B, 50, 228 (1997).
- [15] K. Dovidenko, S. Oktyabrsky, J. Narayan, M. Razeghi. J. Appl. Phys., 79, 2439 (1996).
- [16] W.J. Meng, J.A. Sell, T.A. Perry, L.E. Rehn, P.M. Baldo. J. Appl. Phys., 75, 3446 (1994).
- [17] I. Ivanov, L. Hultman, K. Järrendahl, P. Martensson, J.-E. Sundgren, B. Hjörvarsson, J.E. Greene. J. Appl. Phys., 78, 5721 (1995).
- [18] B. Daudin, F. Widmann. J. Cryst. Growth, 182, 1 (1997).
- [19] A. Osinsky, S. Gangopadhyay, J.W. Yang, R. Gaska, D. Kuskonkov, H. Temkin, I.K. Shmagin, Y.C. Chang, J.F. Muth, R.M. Kolbas. Appl. Phys. Lett., 72, 551 (1998).
- [20] M.A. Sánchez-García, E. Calleja, E. Monroy, F.J. Sánchez, F. Calle, E. Munoz, R. Beresford. J. Cryst. Growth, 183, 23 (1998).
- [21] H.P.D. Schenk, U. Kaiser, G.D. Kipshidze, A. Fissel, J. Kräusslich, H. Hobert, J. Schulze, Wo. Richter. Mater. Sci. Eng. B, 59, 84 (1999).
- [22] M.A.L. Johnson, S. Fujita, W.H. Rowland, Jr, K.A. Bowers, W.C. Hughes, Y.W. He, N.A. El-Masry, J.W. Cook, Jr, J.F. Schetzina, J. Ren, J.A. Edmond. J. Vac. Sci. Eng. B, 14, 2349 (1996).
- [23] U. Rössner. Thesis, CEA, Grenoble, 1995.
- [24] A. Bourret, A. Barski, J.L. Rouvière, G. Renaud, A. Barbier. J. Appl. Phys., 83 (1998) 2003.
- [25] K. Järrendahl, S.A. Smith, T. Zheleva, R.S. Kern, R.F. Davis. Mater. Sci. Forum, 264/268, 1181 (1998).
- [26] W. Mönch. *Semiconductor Surfaces and Interfaces* (Springer, Berlin, 1993) p. 257.
- [27] U. Kaiser, P.D. Brown, I. Khodos, C.J. Humphreys, H.P.D. Schenk, Wo. Richter. J. Mater. Res. (in press).
- [28] A. Trampert, O. Brandt, H. Yang, K.H. Ploog. Appl. Phys. Lett., 70, 583 (1997).

Редактор Т.А. Полянская

Molecular beam epitaxy of highly lattice mismatched AlN/Si(111) heterostructures for surface acoustic wave device applications

G.D. Kipshidze, H.P.D. Schenk*, A. Fissel*, U. Kaiser*, M. Weihnacht**, R. Kunze**, J. Kräusslich†, J. Schulze*, Wo. Richter*

A.F. Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Science,
194021 St.Petersburg, Russia

* Institut für Festkörperphysik,
Friedrich-Schiller-Universität Jena,
07743 Jena, Deutschland

** Institut für Festkörper-
und Werkstofforschung Dresden e. V.,
01171 Dresden, Deutschland

† Institut für Optik und Quantenelektronik,
Friedrich-Schiller-Universität Jena,
07743 Jena, Deutschland

Abstract The results of molecular beam epitaxy have been presented as applied to growing of piezoelectric AlN films on Si(111) substrates which is adequate to use in devices. The technological conditions for growing of stoichiometric AlN by the control of surface reconstruction are presented. The single-crystalline films have a hexagonal polytype and exhibit atomically smooth surface. It has been found the mechanism of AlN crystal lattice relaxation at 1 monolayer distance from heterointerface. The AlN films piezoelectric characteristics are demonstrated. The time characteristics of surface acoustic wave exhibit the low level of wave scattering during propagation. An electromechanical coupling coefficient of 0.07% has been measured for the interdigital transducer geometry ($\lambda = 16 \mu\text{m}$) at frequency $f = 286 \text{ MHz}$. It is found in agreement with theoretical value for AlN films thick $1.04 \mu\text{m}$.