

**Молекулярно-лучевая эпитаксия сильно
рассогласованной по постоянной решетке гетеросистемы
AlN/Si(111) в приборах поверхностных акустических
ВОЛН.**

*Г.Д.Кипшидзе^{a,b}, H.P.D.Schenk^b, A.Fisse^b, U.Kaiser^b, M.Weihnacht^c, R.Kunze^c,
J.Kräusslich^d, J.Schulze^b, Wo.Richter^b*

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

^bInstitut für Festkörperphysik, Friedrich-Schiller-Universität Jena, 07743 Jena, Germany

^cInstitut für Festkörper- und Werkstofforschung Dresden e. V., 01171 Dresden,
Germany

^dInstitut für Optik und Quantenelektronik, Friedrich-Schiller-Universität Jena, 07743
Jena, Germany

Представлены результаты применения молекулярно-лучевой эпитаксии для роста пьезоэлектрических пленок AlN на подложках Si(111), пригодных для приборного применения. Определены стехиометрические условия роста AlN путем управления реконструкцией поверхности, возникающей в различных термодинамических условиях на ростовой поверхности. Полученные пленки AlN гексагонального политипа имели высокое кристаллическое совершенство и атомарно-гладкую эпитаксиальную поверхность. Обнаружен механизм релаксации кристаллической решетки AlN на характерном расстоянии одного монослоя от гетерограницы. Продемонстрированы пьезоэлектрические свойства пленки AlN. Исследования временных характеристик поверхностной акустической волны свидетельствуют о низком уровне рассеивания волны во время её распространения. Коэффициент электромеханической связи измерен в геометрии встречно-ребенчатого преобразователя как 0.07% и находится в хорошем согласии с теоретическим значением.

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 радио-телекоммуникационной 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 радио-частотного 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 до 0.5 мкм, что является существенным достижением в практике применения приборов ПАВ [5,7]. В некоторых случаях для улучшения пьезоэлектрических свойств пленок AlN необходимой оказывается 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 совершенство слоев AlN, на качество поверхности, а также транспортные свойства.

AlN - менее изученный материал, чем GaN. Многие проблемы, связанные термодинамическими условиями эпитаксии, необходимыми для инициации и роста кристаллосовершенных слоев AlN на сильно рассогласованных по постоянной решетки 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 методики 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) [19,20,21]. Также существует немного информации о поверхностной реконструкции AlN: в работах [20,22] и [23,24] были отмечены (2×2) и (3×3) реконструкции поверхности эпитаксиальных слоев AlN, выращенных на Si(111). 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] отсутствует физическая картина зародышеобразования и эпитаксии, а также появление вышеуказанных реконструкций в зависимости от соотношения потоков элементов V-ой и III-ей групп.

В данной работе внимание будет уделено 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

Плёнки AlN выращивались в трёхкамерной 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 (sccm). Чистота обоих элементов 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 kΩcm. Процедура подготовки подложек происходила модифицированным методом Shiraki [21]. Термическая очистка подложек проходила в ростовой камере при температуре 920°C. Уход пассивирующего слоя с поверхности сопровождался появлением поверхностной реконструкций 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 рентгено-структурного 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 алюминиевая структура с конфигурацией встречно-гребенчатого преобразователя, толщиной 100 нм, имеющей форму двадцати пар штырей периодом 8 мкм. Длина линии задержки соответствовала 2986 мкм.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Благодаря развитию современной нитридной техники 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-ей 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 Al на ростовую поверхность и от температуры подложки. Величина потока N_2 ($0.75 \cdot 10^{-5}$ мбар) и

мощность плазменного разряда (500Вт) выдерживались постоянными во всех экспериментах данной серий.

Инициация роста пленок AlN начиналась при температуре подложки 700°C путем осаждения 1/3 монослоя Al на (7×7)-реконструированной поверхности 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 Mönch [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 аморфного нитрида 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 сопровождалась 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 ниже.

На рис.1 приведена фазовая диаграмма, где поверхностные реконструкции AlN прослеживаются в зависимости от потоков Al, требуемых для стабилизации реконструкций, и от обратной температуры 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 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 вызывал снижение интенсивности картины дифракции быстрых электронов из-за формирования алюминиевых капель на поверхности. Штриховая линия на диаграмме описывает граничные условия, после которых начинается формирование алюминиевых капель на поверхности эпитаксиального слоя. Существование переходных линий 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 в условиях переизбытка Al ограничивается количеством атомарного азота.

Слои, выращенные в температурном диапазоне от 850°C до 900°C и в условиях, соответствующих области между сплошной и штриховой линиями, обладали наилучшими кристаллическими свойствами. Эти слои имели атомарно гладкую поверхность и шероховатость на уровне измерений атомно-силовой микроскопии, $RMS \approx 0.2 \div 0.5$ нм (рис.2,*a*). Однако, слои, выращенные в технологических условиях, соответствующих на рис.1 штриховой линии, имели трещины вдоль направлении $\langle \bar{2}110 \rangle$ 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 решётки нитрида алюминия на характерном расстоянии одного монослоя от гетерограницы, несмотря на рассогласование 23.4% между постоянными решёток. В литературе уже

существует некоторые данные о соответствии между элементарными кристаллографическими ячейками решёток AlN и Si [16,24]. В условиях нашего эксперимента, доказательством соответствия кристаллических решеток обоих материалов служат результаты Фурье-анализа микрофотографий ПЭМ высокого разрешения (рис.3,*b*), где большое рассогласование на 23.4% между эпитаксиальным слоем (d_e) и подложкой (d_s), равной 0.19 снижается до $\delta = (md_s - nd_e) / md_s = 0.013$ (1.2%), принимая во внимание условие $m:n=4:5$. Аналогичное совпадение кристаллических решёток 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 пониженная энергия напряжения эпитаксиального слоя в результате соответствия 4:5 для плоскостей кристаллической решетки Si($\bar{1}10$) и AlN($\bar{2}110$).

Результаты исследований рентгено-структурного 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 решёток $c=(4.977\pm 0.001)$ 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 параметры кристаллических решеток $c=(4.981\pm 0.001)$ Å. Мы полагаем, что

сжатие элементарной ячейки кристаллической решетки по направлению оси a в результате соответствия решёток 4:5, является причиной расширения элементарной ячейки 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 группы 2, толщиной 415 нм, равняются 0.06° (сканирование $\omega/2\theta$) и 0.32° в случае сканирование 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 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 электромеханической 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, равная двойному значению периода гребенки $p=16$ мкм. Эта величина соответствует средней частоте 286 МГц и фазовой скорости ПАВ 4569 мс^{-1} , распространяющейся вдоль направлений $[2110]$. Полученное значение

коэффициента электромеханической связи 0.07% находится в хорошем согласии с предсказанным теоретическим значением, если принять во внимание $c_{11}=345$, $c_{12}=125$, $c_{13}=120$, $c_{33}=395$, $c_{44}=118$ ГПа, $e_{31}=-0.58$, $e_{33}=1.55$ и $e_{24}=-0.48$ Асм⁻² [1,2], что свидетельствует о превосходных пьезоэлектрических свойствах кристалла AlN с толщиной $h=1040$ нм, подходящих для применения в приборах ПАВ. Идеальное сопоставление с коэффициентом электромеханической связи 0.19% предполагается при $h/\lambda=0.2$, соответствующий $\lambda=5.2$ мкм, $v=4630$ м/с, и $f=890$ 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 причиной толщенной флуктуации пленки, которая может вызывать искажения волнового фронта ПАВ вдоль её пути распространения, что составляет приблизительно 3мм. 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].

Заключение

Таким образом, мы продемонстрировали, что слои AlN гексагонального поли типа могут быть иницированы на (7×7)-реконструированной поверхности Si(111), методом МЛЭ оснащенной источником плазма-активированного азота.

Определены основные ростовые реконструкции AlN. В режиме переизбытка азота двумерный рост AlN осуществляется в условиях реконструкции поверхности $(\sqrt{3}\times\sqrt{3})R30^\circ$, в режиме переизбытка алюминия - реконструкции (2×6) . Рост в условиях реконструкции поверхности (1×1) AlN представляется 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 системы AlN/Si(111) продемонстрировали соответствие 4:5 между элементарными кристаллографическими ячейками решеток AlN и Si в направлении 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 было продемонстрировано распространение ПАВ типа Релея. Эпитаксиальный слой AlN обладал прекрасными пьезоэлектрическими свойствами, подходящими для приборного применения, о чем свидетельствуют результаты исследования временной характеристики ПАВ показывающий низкий уровень рассеивания во время её распространения.

В заключение авторы выражают свою благодарность экспериментальной группе Institut für Festkörper- und Werkstofforschung Dresden за помощь в создании встречно-гребенчатого преобразователя, P.D.Brown (University of Cambridge) и А. Чувилину (Институт катализа, Новосибирск) за проведение исследований просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения.

Авторы признательны Проф. Т.А. Полянской за содействие и помощь в подготовке работы для публикации. Работа выполнялась благодаря финансовой поддержке: 1) Российского фонда фундаментальных исследований, проект №99-02-17985, 2) Программы Мин. Науки и техники РФ “Перспективные технологии и устройства микро- и наноэлектроники”, проект №10, и 3) Межотраслевой научно-технической программе России “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, Aug.
7-10, 1994*, p. 543 (1995).
- [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.*, p.
381 (1981).
- [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. Crystal Growth 182, 1 (1997).
- [19] A. Osinsky, S. Gangopadhyay, J.W. Yang, R. Gaska, D. Kuksenkov, 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. Muñoz, R. Beresford, J. Crystal 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, 59:1-3, 84-87 (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, p. 257 (1993).
- [27] U. Kaiser, P.D. Brown, I. Khodos, C.J. Humphreys, H.P.D. Schenk, Wo. Richter, *J. Mater. Res.*, in print.
- [28] A. Trampert, O. Brandt, H. Yang, K.H. Ploog, *Appl. Phys. Lett.* 70, 583 (1997).

Подписи к рисункам

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.

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

Рис. 3. Гетерограница AlN/Si(111): *a* - изображение, полученное методом ПЭМ высокого разрешения вдоль направления Si $[11\bar{2}]$; *b* - фурье-анализ микрофотографий ПЭМ высокого разрешения, демонстрирующий соответствие 4:5 между элементарными ячейками решёток AlN и Si в направлении AlN $(\bar{2}110)$ и Si $(\bar{1}10)$.

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 выращены в условиях переизбытка Al. Они имеют монокристаллическую структуру и треугольные трещины на поверхности. Монокристаллические слои AlN группы 2, выращены в режиме, близком к стехиометрическому соотношению элементов V-ой и III-ей групп в газовой фазе. Группа слоев 3 обладает компактной структурой в виде колон и выращена в условиях переизбытка азота.

Рис. 5. Характеристики поверхностно-акустической волны (по оси ординат - 10 дБ/дел.):

a - временная, зарегистрированная в диапазоне от $t=0$ до $t=2$ мкс (200 нс/дел., отметка при $t=653.5$ нс); Сигнал при $t=0$ является результатом электромагнитного перекрестного действия.

б - частотная, зарегистрированная в диапазоне от $f=50$ МГц до $f=500$ МГц (45 МГц/дел., отметка при $f=285.7$ МГц).

Рис. 6. Экспериментальные значения фазовой скорости ПАВ v (*a*) и коэффициента электромеханической связи (σ) в AlN[2110]/Si(111)[110]:

a - зависимость фазовой скорости поверхностно-акустической волны от отношения толщины слоя AlN (h) к длине волны (λ).

б - зависимость коэффициента электромеханической связи от отношения h/λ .

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

*G.D.Kipshidze^{a,b}, H.P.D.Schenk^b, A.Fissel^b, U.Kaiser^b, M.Weihnacht^c, R.Kunze^e,
J.Kräusslich^d, J.Schulze^b, Wo.Richter^b*

^aA.F.Ioffe Physico-Technical Institute, Russian Academy of Science, 194021 St.
Petersburg, Russia

^bInstitut für Festkörperphysik, Friedrich-Schiller-Universität Jena, 07743 Jena, Germany

^cInstitut für Festkörper- und Werkstofforschung Dresden e. V., 01171 Dresden,
Germany

^dInstitut für Optik und Quantenelektronik, Friedrich-Schiller-Universität Jena, 07743
Jena, Germany

Epitaxial wurtzite aluminum nitride films have been grown on (111) oriented silicon substrates by plasma-assisted solid source molecular beam epitaxy. The growth has been performed in the two-dimensional growth mode. The films exhibit atomically smooth surfaces, are single-crystalline and void of oriented domains. High-resolution transmission electron micrographs taken at the heterointerface show a coincidence between both materials with a ratio of $5 \cdot d_{\text{AlN}(2\bar{1}10)}$ to $4 \cdot d_{\text{Si}(\bar{1}10)}$.

Surface acoustic wave properties of AlN(0001)/Si(111) have been studied for the first time. The AlN film exhibits very good piezoelectricity. The SAW time response indicates low scattering of the waves during their propagation. An electromechanical coupling coefficient (EMC) of 0.07% has been measured for the present interdigital transducer (IDT) geometry.

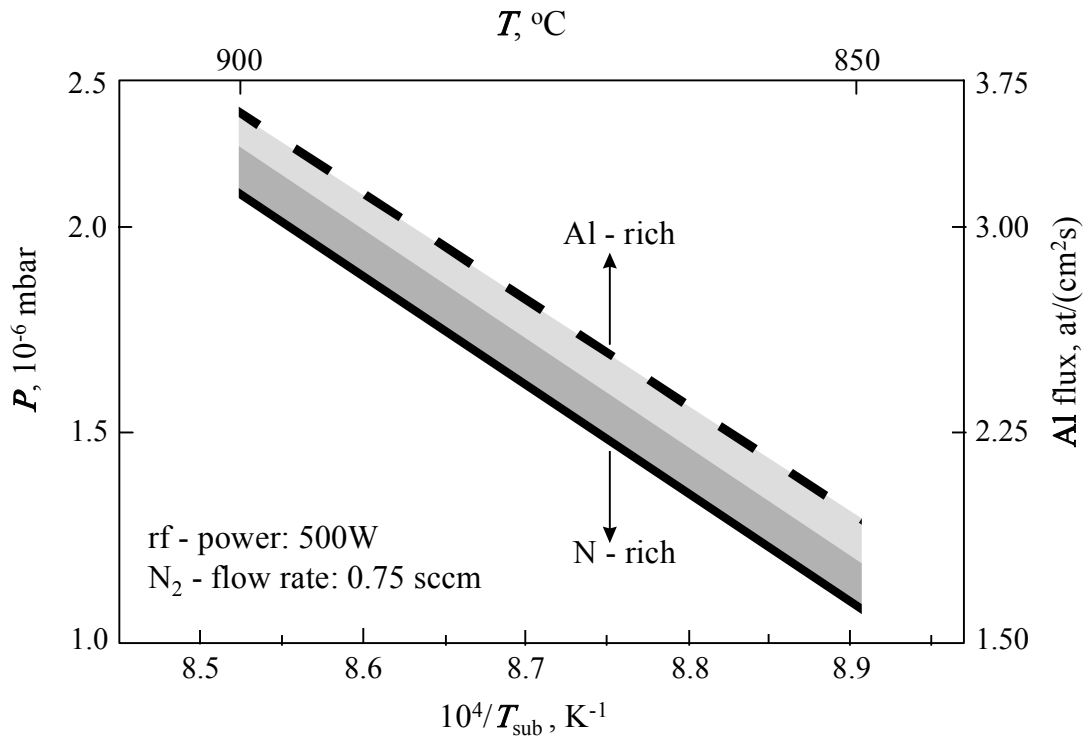


Рис. 1. Фазовая диаграмма поверхностных реконструкций AlN на подложке Si(111) в зависимости от потока Al, задаваемого эквивалентным давлением P , и от обратной температуры подложки T_{sub} . Сплошная линия соответствует реконструкции поверхности $(\sqrt{3} \times \sqrt{3})R30^\circ$, темно-серая область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

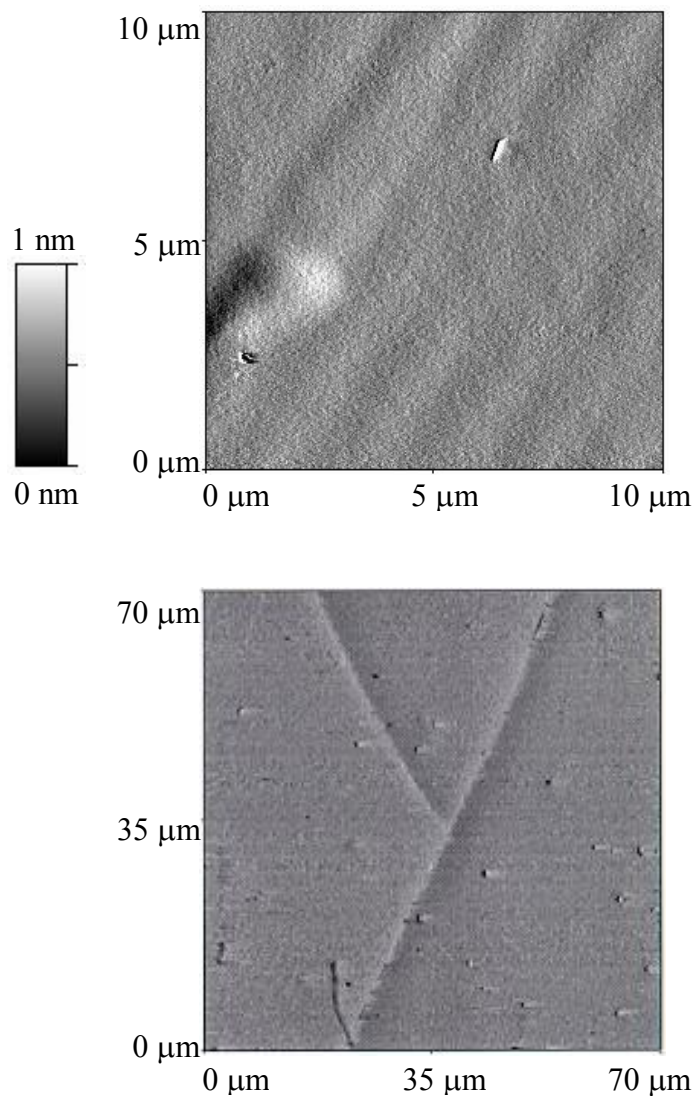


Рис. 2. Морфология поверхностей монокристаллических слоев AlN: *a* - топометрическое изображение атомарно-гладкой эпитаксиальной поверхности с шероховатостью на уровне измерений атомно-силовой микроскопии, $RMS \approx 0.5$ нм; *b* - дифференциальное изображение по методу атомно-силовой микроскопии пленки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

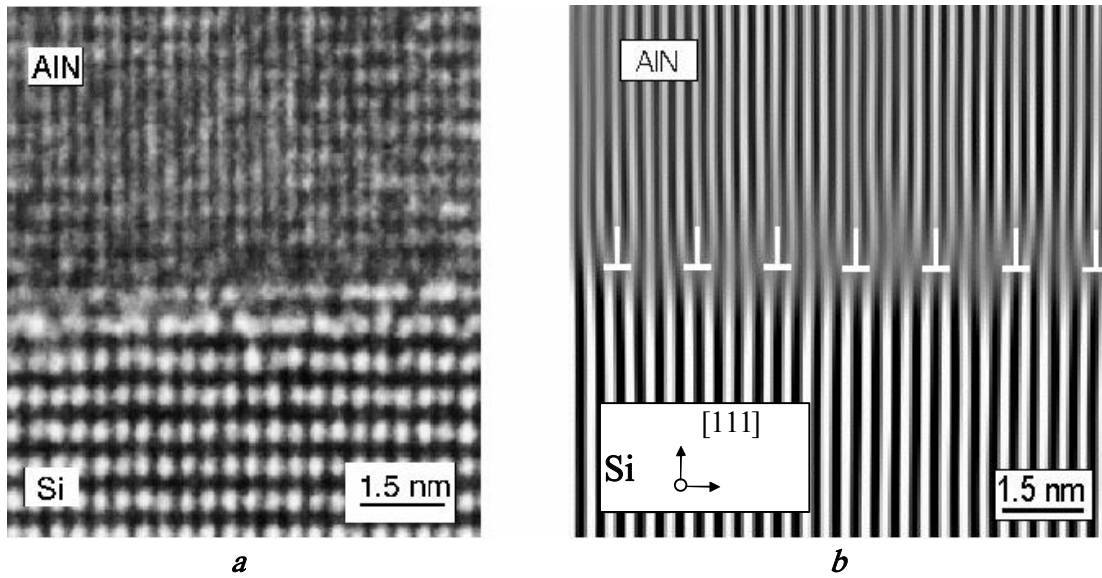


Рис. 3. Гетерограница AlN/Si(111): *a* - изображение, полученное методом ПЭМ высокого разрешения вдоль направления Si $[11\bar{2}]$; *b* - фурье-анализ микрофотографий ПЭМ высокого разрешения, демонстрирующий соответствие 4:5 между элементарными ячейками решёток AlN и Si в направлении AlN $(\bar{2}110)$ и Si $(\bar{1}10)$.

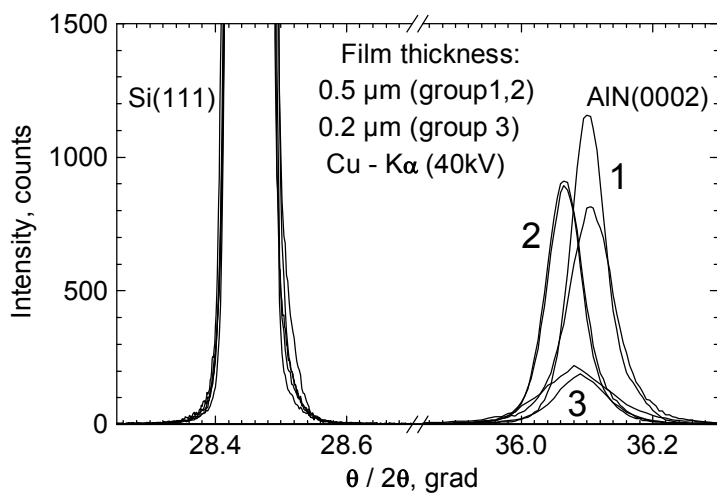


Рис. 4. Рентгеновские кривые качания для слоев AlN, выращенных на Si(111). Измерения проводились с использованием апертуры детектора с щелью 0.22 мм. Слои AlN группы 1 выращены в условиях переизбытка Al. Они имеют монокристаллическую структуру и треугольные трещины на поверхности. Монокристаллические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

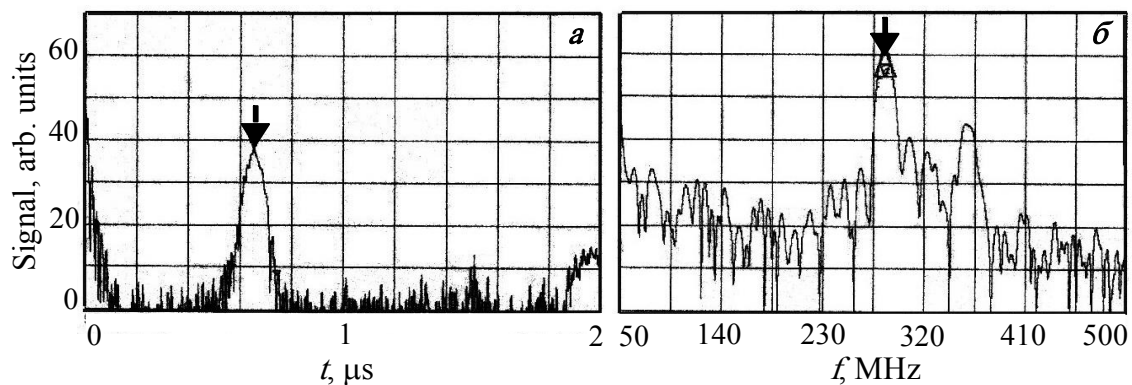


Рис. 5. Характеристики поверхностно-акустической волны (по оси ординат - 10 дБ/дел.):

a - временная, зарегистрированная в диапазоне от $t=0$ до $t=2$ мкс (200 нс/дел., отметка при $t=653.5$ нс); Сигнал при $t=0$ является результатом электромагнитного перекрестного действия.

б - частотная, зарегистрированная в диапазоне от $f=50$ МГц до $f=500$ МГц (45 МГц/дел., отметка при $f=285.7$ МГц).

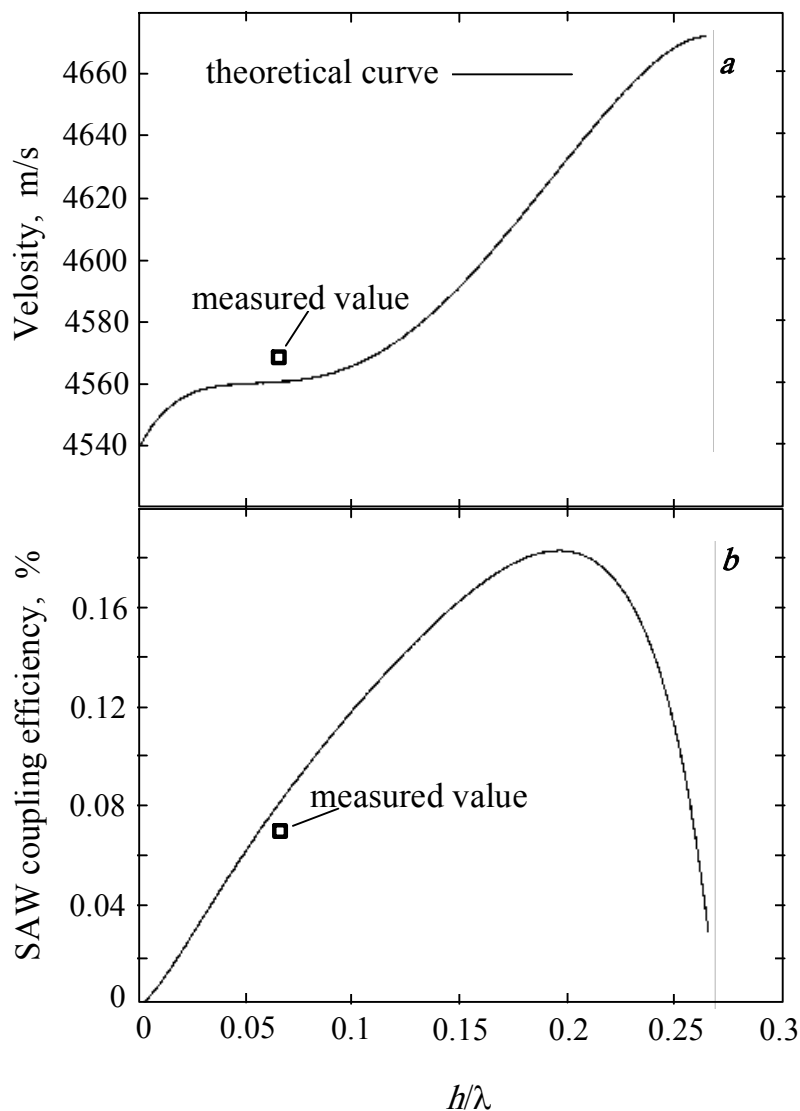


Рис. 6. Экспериментальные значения фазовой скорости ПАВ v (a) и коэффициента электромеханической связи ($\bar{\delta}$) в AlN[2110]/Si(111)[110]:
a - зависимость фазовой скорости поверхностно-акустической волны от отношения толщины слоя AlN (h) к длине волны (λ).
б - зависимость коэффициента электромеханической связи от отношения h/λ .