

Просвечивающая электронная микроскопия колончатых наноструктур GaN, полученных методом молекулярно-пучковой эпитаксии

© В.В. Мамутин, Н.А. Черкашин, В.А. Векшин, В.Н. Жмерик, С.В. Иванов

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

E-mail: mam@beam.ioffe.rssi.ru

(Поступила в Редакцию 26 мая 2000 г.)

Показана возможность выращивания методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) с ВЧ-плазменным возбуждением азотного разряда колончатых кристаллов GaN нанометровых размеров и исследованы просвечивающей электронной микроскопией (ПЭМ) типы и распределение дефектов в таких наноструктурах на подложках сапфира (0001). С помощью ПЭМ выяснено, что независимо от наличия начального низкотемпературного буферного слоя происходит развитие инверсных доменов практически от интерфейса, определен критический диаметр колонн, свободных от дислокаций, их плотность и средние размеры. Показана зависимость плотности дислокаций, их пространственного распределения и средних размеров колонн от наличия низкотемпературного буферного слоя. Нанометровые размеры выращенных кристаллов позволяют надеяться на дальнейшее использование их и самого метода роста для получения МПЭ квантоворазмерных объектов (квантовых точек и проволок) в перспективной системе AlGaInN.

Работа проводилась в рамках проекта РФФИ № 99-02-17103 и Программ Министерства науки "Физика твердотельных наноструктур".

Широкозонные материалы в системе AlGaInN в последние годы находятся среди наиболее исследуемых и перспективных для создания излучателей видимого диапазона длин волн (от зеленого до ультрафиолетового), а также мощных и высокотемпературных электронных приборов [1–3]. Низкоразмерные эффекты квантового ограничения в квантовых нитях, дисках, точках рассматриваются как наиболее перспективные для улучшения качества оптических приборов (светодиодов, лазеров, фотоприемников) и наноструктур [4]. Многие типы низкоразмерных структур изготавливаются такими методами, как травление, рост на профилированно вытравленных подложках, зарастивание литографически сформированных наноструктур, рост на разориентированных под малыми углами подложках. Все эти методы достаточно сложны и требуют многостадийных технологических операций. Кроме того, нитриды (GaN) имеют высокую химическую стойкость к жидким травителям, а сухое (плазменное) травление имеет тенденцию к внесению дефектов и нарушениям поверхности. С другой стороны, селективная эпитаксия сталкивается с трудностями получения наноструктур с высокой плотностью. Однако существует возможность выращивания низкоразмерных структур без доростовой и послеростовой обработки с использованием эффектов самоорганизации при росте [5,6]. Много работ было посвящено процессам самоорганизации в системе AlGaInN для получения кванторазмерных объектов и, в частности, были получены нанокolonны GaN со средним диаметром ~ 53 nm на подложке (0001) Al₂O₃ [7].

Если процессы самоорганизации изучались во многих работах последнего времени [5–7], то направленный рост низкоразмерных кристаллов (например, нитевидных) после открытия его механизма [8] несколько отошел в

тень, хотя характерные размеры объектов (нанометры) были близки к получаемым в последние годы (например, квантовые точки) такими методами, как молекулярно-пучковая эпитаксия (МПЭ). До настоящего времени было мало сообщений (например, [9,10]) о росте таких кристаллов в условиях МПЭ. Для описания их роста был предложен и экспериментально подтвержден механизм, названный "пар-жидкость-кристалл" (ПЖК) (Vapor-Liquid-Solid — VLS) [8]. Такой процесс надо вести в области температур и пересыщений, где термодинамически возможная реакция заторможена из-за кинетических ограничений. Практически это означает, что температура может быть на 100–200°C ниже обычной температуры эпитаксии [9], что открывает дополнительные возможности для роста соединений с высокой летучестью компонентов (таких, например, как индий) и формирования содержащих их твердых растворов (GaInN, AlInN). В ранних работах по росту соединений A³B⁵ из пара нитевидные и дендритные кристаллы образовывались случайно и рассматривались как курьез или нежелательный продукт кристаллизации. После открытия ПЖК-механизма был опубликован ряд работ по преднамеренному росту нитевидных кристаллов соединений A³B⁵ [11,12]. Имеется мало информации об ориентированном росте таких кристаллов, в то время как именно он способствует пониманию самого механизма и открывает путь к практическому использованию нитевидных структур. Кроме того, в литературе по самоорганизующимся процессам практически отсутствуют сообщения о росте квантоворазмерных объектов по ПЖК-механизму.

Основными дефектами в GaN являются прорастающие дислокации и дефекты упаковки и в меньшей степени дислокационные петли. Большинство прорастающих дис-

локаций начинаются от интерфейса между подложкой и растущим слоем и продолжают расти в направлении оси c . Прорастающие дислокации с противоположными векторами Бюргера не встречаются друг друга и не могут аннигилировать. Поэтому задача уменьшения плотности дефектов должна решаться начиная с начальных стадий роста. Уменьшая плотность дефектов в буферных слоях GaN, можно избежать многих трудностей применения так называемого ELOG-метода (Epitaxial Lateral Over-Growth) [13] с перезаращиванием предварительно сформированной на подложке полосчатой структуры для уменьшения плотности дислокаций. Поэтому представляет интерес изучение и понимание механизмов образования дефектов на самых ранних стадиях роста на гетерогранице с подложкой и их снижение с использованием низкотемпературных буферных слоев или другими методами.

В настоящей работе показана возможность получения *in situ* на подложках Al_2O_3 (0001) самоорганизующихся наноразмерных объектов — колонн GaN, ориентированных вдоль оси c , с использованием метода МПЭ с радиочастотным возбуждением плазменного азотного разряда [14] без послеростовой обработки и исследованы их структурные свойства. Показана возможность использования для такого роста компактного магнетронного коаксиального источника с ВЧ-емкостным возбуждением разряда. В данной работе впервые проведено исследование с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) структуры колончатых (нитевидных) нанокристаллов GaN, образования дефектов в переходных слоях под ними на гетерогранице GaN с подложкой сапфира (0001), а также прослежено развитие дефектов и дислокаций от интерфейса в колонны GaN.

1. Эксперимент

Выращивание GaN проводилось на сапфировых подложках (0001) на отечественной установке молекулярной эпитаксии ЭП-1203 (производства НИИ аналитического приборостроения, Черноголовка) с базовым вакуумом $\sim 10^{-10}$ Торр. Камера была снабжена турбомолекулярным насосом Turbovac-560 (Leybold-Heraeus) с эффективной скоростью откачки ~ 350 л/с. Используемый коаксиальный магнетронный источник активированного азота оригинальной конструкции с ВЧ-емкостным возбуждением разряда (13.56 МГц) позволял достигать скоростей роста до $2 \mu\text{m/h}$ с ВЧ-мощностью ~ 150 Вт [9,14]. В известной нам литературе до недавнего времени (кроме [14]) отсутствовали сведения об использовании источников активированного азота с подобным разрядом в процессах МПЭ с плазменной активацией. Металлический галлий подавался из стандартной эффузионной ячейки с температурой в диапазоне 1100 – 1300°C , а поток азота находился в пределах

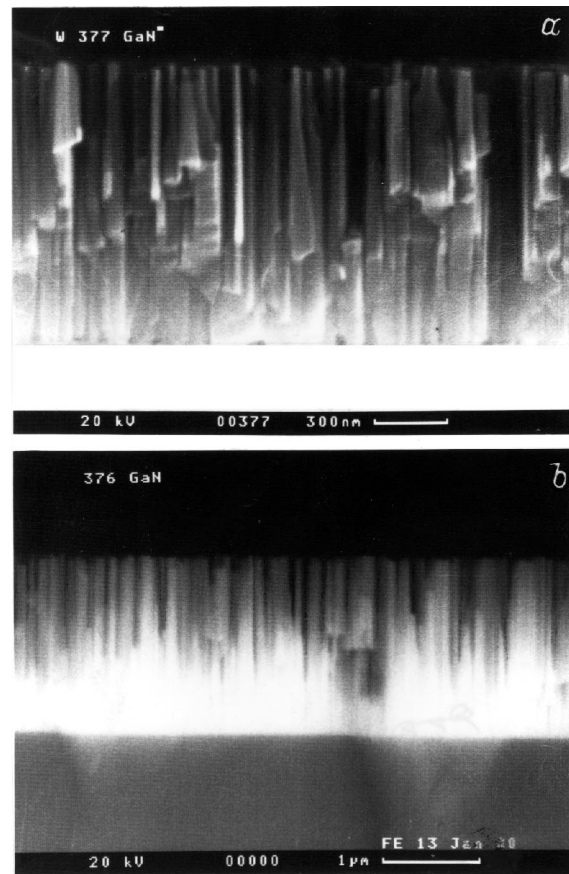


Рис. 1. Фотографии сколов колончатых структур, полученные на сканирующем электронном микроскопе: *a* — образец первого типа, выращенный с низкотемпературным буфером; *b* — образец второго типа, без низкотемпературного буфера.

1 – 5 сссм/мин (ст. куб. см в мин) в серии экспериментов. Подложки покрывались с обратной стороны титаном и крепились на молибденовом прижимном держателе с окном для прямого радиационного нагрева с задней стороны. Поверхность растущего слоя контролировалась системой дифракции быстрых электронов (ДБЭ) во время роста. Температура подложки калибровалась по известным точкам плавления металлов (индий, олово, алюминий, серебро) и InSb и контролировалась по зависимости температуры от мощности нагревателя. Точность определения температуры составляла $\sim 10^\circ\text{C}$. Обычные температуры роста нитрида галлия находились в диапазоне: $T_s = 750$ – 800°C . Подложки сапфира химически не травилась, только обезжиривались перед ростом и затем отжигались в вакууме при 1000°C в течение 30 минут до появления характерной картины ДБЭ (полосы), соответствующей чистой атомно-гладкой поверхности. Затем проводилась нитридизация при температуре подложки $T_s = 900$ – 1000°C в течение 20–30 мин.

Выращиваемые образцы были двух типов: I) с низкотемпературным буферным слоем GaN толщиной ~ 20 – 30 нм, выращенным при температуре $\sim 300^\circ\text{C}$,

Результаты анализа электронно-микроскопических изображений двух типов образцов GaN/Al₂O₃ (0001)

Образец	Плотность дислокаций, 10 ⁹ см ⁻²			Плотность колонн, 10 ⁹ см ⁻²	Среднее расстояние между колоннами, nm	Среднее значение ширины колонн, nm
	винтовых	краевых	смешанного типа			
377 (I)	5.7 ± 0.5	6.4 ± 0.6	6.4 ± 0.6	12 ± 3	14 ± 3	50 ± 18
376 (II)	14 ± 3	6 ± 2	6 ± 2	10 ± 1		60 ± 4

и II) без низкотемпературного буферного слоя. Рост основного GaN проводился с течением 1.5–2 часов при температуре $T_s \sim 770^\circ\text{C}$ со скоростями $0.8 \mu\text{m/h}$ на образцах первого типа (с низкотемпературным буфером) и $1.0 \mu\text{m/h}$ на втором типе образцов (без низкотемпературного буфера), определенными по высоте колонн на изображениях, полученных с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) CamScan S4–90 FE (Field Emission Scanning Electron Microscope). Высота колонн составляла $1\text{--}2 \mu\text{m}$ (рис. 1, *a, b*). Диаметры колонн варьировались в пределах $20\text{--}70 \text{ nm}$ на структуре с буфером и $40\text{--}80 \text{ nm}$ — без буферного слоя, определенные по СЭМ-фотографиям. Рост проходил в Ga-обогащенных условиях, что определялось по появлению капель галлия при значительно меньших температурах ячейки галлия и более низких температурах подложки при таких же потоках азота и ВЧ-мощности, а также по характерной картине ДБЭ, соответствующей такому режиму (узкие, тонкие линии без штрихов и утолщений, которые соответствуют росту в азотообогащенных условиях). Капель галлия при росте колончатых структур не наблюдалось из-за больших ростовых температур, когда начинается (выше $\sim 700^\circ\text{C}$) эффективное переиспарение избыточного галлия с поверхности подложки [15]. В таких условиях наиболее вероятен рост по ПЖК-механизму, так как отсутствие капель еще не доказывает отсутствие самого механизма [9], а рост проходил в Ga-обогащенных условиях. Наши предыдущие эксперименты с ВЧ-разрядом на подложках сапфира и GaAs давали регулярно расположенные наноконны GaN и InN с несколько большими средними диаметрами в диапазоне $100\text{--}300 \text{ nm}$ [10]. Был исследован механизм роста, проведено сравнение с теорией [16] и показано, что рост проходил по ПЖК-механизму [9].

Помимо контроля геометрических размеров нанобъектов метод ПЭМ использовался для визуализации таких типичных для GaN дефектов, как дислокации, границы протяженных доменов, дефекты упаковки [17–20]. В данной работе исследования образцов проводились с помощью электронного микроскопа Philips EM-420, работающего при ускоряющем напряжении 100 kV . Использовалась стандартная методика приготовления образцов, включающая в себя механическую обработку (шлифование и полирование) и распыление материала ионами Ag^+ с энергией 4 keV под углом 14° к поверхности образца. Образцы приготавливались в геометрии поперечного сечения ($2\bar{1}\bar{1}0$).

2. Обсуждение результатов

Анализ электронно-микроскопических изображений позволил определить, что в первом (с буфером) и во втором (без низкотемпературного буфера) типе образцов в результате роста GaN образовывалась колончатая структура (рис. 1, *a* и *b*). Причем в данных структурах присутствуют такие основные типы дефектов, как прорастающие дислокации, дефекты упаковки в базовой плоскости (0001), инверсионные домены. Оказалось, что в нашем случае рост основного GaN на низкотемпературном тонком буфере GaN и без буфера (только с нитридизацией подложки) приводил практически к одинаковому интерфейсу — формированию на гетерогранице с подложкой тонкого дефектного промежуточного слоя толщиной $20\text{--}30 \text{ nm}$, наблюдаемого в ПЭМ-изображении. Эти данные согласуются с результатами работы [17], где предполагалось получение тонкого аморфного буферного слоя непосредственно в результате плазменной обработки сапфира, что сходно с нашими условиями нитридизации подложки под азотной плазмой перед ростом. Средняя толщина переходного слоя в наших структурах для первого и второго типов образцов была оценена как 28 и 23 nm при длине колонн 1 и $2 \mu\text{m}$ соответственно.

Как видно из электронно-микроскопических изображений двух типов образцов, колончатая структура GaN еще не подразумевает однозначного роста колонн, начиная с

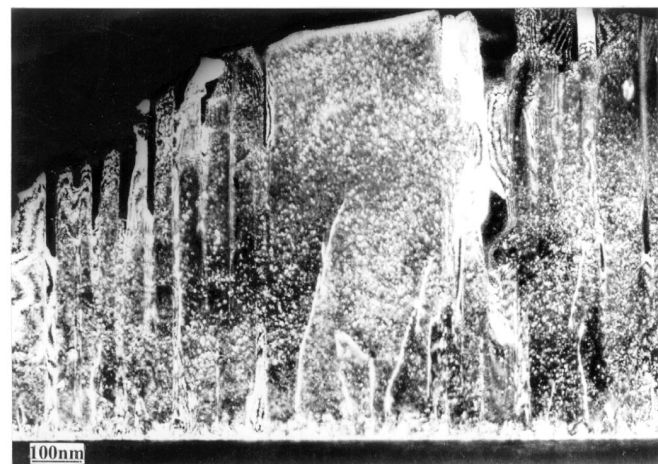


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение образца первого типа с буферным слоем 28 nm , полученное в режиме слабого пучка ($g, 3g$) при действующем рефлексе (0002) в геометрии поперечного сечения ($2\bar{1}\bar{1}0$).

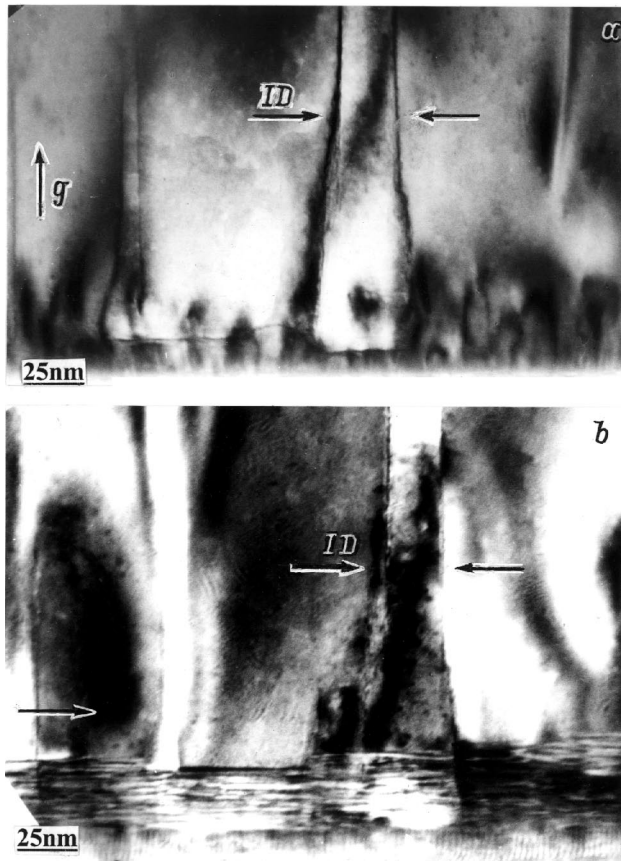


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение образца первого типа с буферным слоем 28 нм, полученное в геометрии поперечного сечения ($2\bar{1}\bar{1}0$) в темном поле при действующем рефлексе: *a* — (0002); *b* — ($01\bar{1}0$).

буферного слоя (рис. 2, 4). Наряду с колоннами, берущими начало на интерфейсе, существуют инверсионные домены, с ними граничащие, которые представляют вместе единое образование. Также в процессе роста GaN происходит разделение широких колонн с диаметрами порядка 100–300 нм на более узкие колонны. Это разделение зарождается на поверхности данной широкой колонны, начиная примерно с 200 нм высоты. Данные о среднем значении диаметров колонн, измеряемых на поверхности, а также о среднем расстоянии между колоннами представлены в таблице. Стоит отметить, что для образцов второго типа с меньшей толщиной переходного слоя в силу локальности метода ПЭМ не удавалось четко визуализировать расстояние между колоннами. Замечателен тот факт, что для образца первого типа с низкотемпературным буфером и с переходным слоем 28 нм существует значительный разброс по диаметрам колонн, тогда как распределение расстояния между колоннами остается однородным по всей пленке (см. таблицу).

Для определения причин образования инверсионных доменов проводилось исследование интерфейса между подложкой Al_2O_3 , промежуточным слоем GaN и основ-

ным GaN. Как видно на изображениях, полученных в поперечном сечении ($2\bar{1}\bar{1}0$) в темном поле с действующими рефлексами (0002) и ($01\bar{1}0$) для первого и второго типов образцов (рис. 3, *a, b* и 5, *a, b* соответственно), промежуточный слой не представляет собой однородно кристаллизованного и распределенного по толщине слоя. Существуют области переходного слоя шириной порядка 50 нм, смещенные друг относительно друга в направлении $[01\bar{1}1]$, которые и образуют начало границы инверсионного домена. Причем источником таких смещений является ступенчатая поверхность подложки (рис. 3, 5). Следует отметить, что весь переходной слой представляет собой набор дефектов упаковки типа (0001), что подтверждается наличием параллельных интерфейсу чередующихся темных и светлых линий на изображении, полученном в рефлексе ($01\bar{1}0$) (рис. 3, *b* и 5, *b*). Как известно [18], по тому какой контраст (светлый или темный) имеет последняя линия, ограничивающая дефект упаковки, можно понять, какую полярность имеет эта плоскость. Как видно, эта линия для областей буфера, соответствующих колоннам и инверсионным доменам, имеет противоположный контраст, что и подтверждает различную природу полярности колонн матрицы и инверсионных доменов (рис. 3, 5). Как показано в работе [19], наличие перпендикулярного интерфейсу контурного контраста на границе инверсионных доменов в зависимости от действующего рефлекса (0002) или ($01\bar{1}0$) позволяет определить тип границы инверсионного домена.

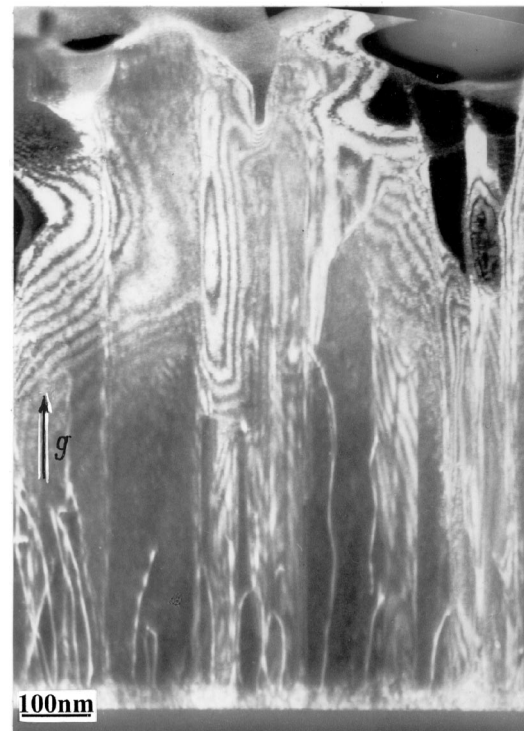


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение образца второго типа с буферным слоем 23 нм, полученное в режиме слабого пучка ($g, 3g$) при действующем рефлексе (0002) в геометрии поперечного сечения ($2\bar{1}\bar{1}0$).

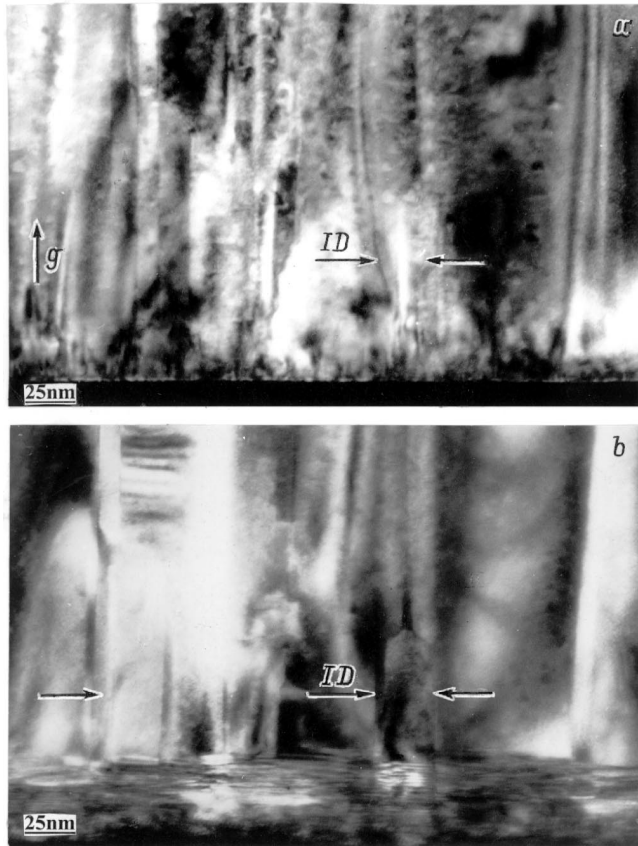


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение образца второго типа с буферным слоем 23 нм, полученное в геометрии поперечного сечения ($2\bar{1}\bar{1}0$) в темном поле при действующем рефлексе: *a* — (0002); *b* — ($01\bar{1}0$).

С применением данной методики было показано, что инверсионные домены имеют границы типа ($01\bar{1}0$) и ($11\bar{2}0$) (рис. 3 и 5).

Исследование типов прорастающих дислокаций проводилось с использованием метода погасания контраста от дислокации с случае, если направление действующего отражения перпендикулярно вектору Бюргерса (**b**). При этом для получения изображений использовался режим слабого пучка ($g, 3g$), в котором подавляется сильный контраст от полей деформаций, вызванных дислокациями. Наличие четкого контраста от прорастающих дислокаций в режиме слабого пучка ($g, 3g$) при действующем отражении ($01\bar{1}0$), а также его погасание при действующем отражении (0002) позволило заключить, что это краевые дислокации с $\mathbf{b} = \langle hk10 \rangle$. Как было показано в работе [20], такого рода дислокации представляют собой частичные краевые дислокации с $\mathbf{b} = 1/3\langle 11\bar{2}0 \rangle$ и $\mathbf{b} = 1/3\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$.

Винтовые дислокации с $\mathbf{b} = \langle 0002 \rangle$ определялись по наличию от них контраста в поперечном сечении ($2\bar{1}\bar{1}0$) при действующем отражении (0002) и погасании контраста при отражении ($01\bar{1}0$). Дислокации, контраст от которых (или его частичное погасание) присутствует

во всех приведенных выше условиях, имеют $\mathbf{b} = \langle hk1m \rangle$. Как показано в работе [20], дислокации с таким поведением контраста являются дислокациями смешанного типа с $\mathbf{b} = 1/3[11\bar{2}\bar{3}]$. Результаты анализа изображений ПЭМ двух типов образцов по подсчету плотности винтовых, краевых и смешанного типа прорастающих дислокаций представлены в таблице. В силу локальности метода ПЭМ данные по средним размерам колонн несколько отличаются от данных СЭМ.

Замечателен тот факт, что в образце первого типа с переходным слоем 28 нм (рост с низкотемпературным буфером GaN) существует пространственное распределение дислокаций в пленке. Так, наибольшая плотность дислокаций наблюдается либо в области инверсионных доменов, либо в колоннах GaN с шириной, превышающей некий критический размер, равный 50 нм. Следует отметить, что данный критический размер совпадает со средним значением ширины колонн GaN (см. таблицу). По мере удаления от интерфейса происходит сужение диаметра инверсионного домена до 13 нм и его прорастание с границами $\{01\bar{1}0\}$ и $\{11\bar{2}0\}$ до поверхности. В образце второго типа с переходным слоем 23 нм (рост без буферного слоя) наблюдается увеличение среднего размера колонн и значительное уменьшение расстояния между колоннами. Для этого образца какой-либо зависимости плотности дислокаций от пространственного распределения и размеров колонн не обнаружено.

Изложенное позволяет сделать следующие выводы. Наноконны GaN со средним диаметром 50 нм были получены на подложках сапфира (0001) с использованием процессов самоорганизации при росте МПЭ с ВЧ-плазменной активацией без послеростовой обработки (например, плазменного травления). Минимальный диаметр колонн составлял ~ 20 нм в образце с низкотемпературным буфером при средней плотности $\sim 10^{10} \text{ см}^{-3}$. По-видимому, из-за большей плотности ступеней на низкотемпературном буфере и/или большей длине диффузии атомов по поверхности при меньших скоростях роста (меньших потоках галлия) на образце с низкотемпературным буфером получается большая плотность колонн с меньшим средним диаметром. При этом плотность дислокаций составляла в среднем $\sim 2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, причем в колоннах с диаметром меньше 50 нм дислокации отсутствовали. В GaN без низкотемпературного буфера минимальный размер колонн составлял ~ 50 нм. Можно заключить, что наиболее вероятным механизмом роста представляется механизм ПЖК из-за реализации Ga-обогащенных условий выращивания и на основании предыдущих исследований механизма роста в сходных условиях [9], но для детального выяснения требуются дальнейшие исследования.

Суммируя полученные результаты по наблюдению ПЭМ, можно отметить следующее. При описанных выше условиях роста образуется колончатая структура GaN. Наряду с отдельно стоящими колоннами существуют образования, включающие в себя как колонну GaN, так

и инверсионные домены, с ней граничащие. Формирование колонн может начинаться как на интерфейсе, так и на некоторой высоте на поверхности изначально широких колонн. Исследование интерфейса позволило определить, что ступенчатый рельеф подложки является причиной смещения областей буфера вдоль $(01\bar{1}1)$, что является зародышем образования границ инверсионных доменов. При дальнейшем осаждении материала происходит сужение диаметра инверсионного домена до 13 nm и его прораствание с границами $\{01\bar{1}0\}$ и $\{11\bar{2}0\}$ до поверхности. В образце первого типа с переходным слоем 28 nm замечено, что хотя общая плотность дислокаций достаточно высока ($1.9 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$), существуют колонны диаметром меньше 50 nm (что совпадает со средним значением диаметра колонн в этом образце) свободные от дислокаций. Для образца второго типа с переходным слоем 23 nm средний диаметр колонн увеличивается, а расстояние между колоннами значительно уменьшается. При этом плотность дислокаций увеличивается до $2.6 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. Таким образом, можно сделать вывод, что наличие различных начальных стадий роста (с низкотемпературным буфером и без) существенным образом определяет дальнейший рост колончатых структур GaN, по-видимому, из-за возрастания плотности ступеней на поверхности буфера, несмотря на образование при росте практически одинакового по толщине дефектного переходного слоя в том и другом случае.

Дальнейшие исследования требуются для более детального понимания механизма роста колончатых наноструктур, роли низкотемпературного буфера для улучшения кристаллического качества нитридов, которая до сих пор проблематична [21], и для контролируемого получения бездислокационных нитевидных кристаллов со средним диаметром менее критического ($\sim 50 \text{ nm}$) и для их использования в приборных структурах.

Список литературы

- [1] S. Strite, H. Morkos. *J. Vac. Sci. Technol.* **B10**, 1237 (1992).
- [2] S. Nakamura, M. Senoh, S. Nagahama. *Jpn. J. Appl. Phys.* **35**, L74 (1996).
- [3] I. Akasaki, S. Sota, H. Sakai. *Electr. Lett.* **32**, 1105 (1996).
- [4] Y. Arakawa, H. Sakai. *Appl. Phys. Lett.* **40**, 939 (1982).
- [5] R. Notzel, J. Temmyo, T. Tamamura. *Nature* **369**, 131 (1994).
- [6] K.Y. Cheng, K.C. Hsieh, J.N. Baillargen. *Appl. Phys. Lett.* **60**, 2892 (1992).
- [7] M. Yoshizawa, A. Kikuchi, M. Mori, N. Fujita, K. Kishino. *Jpn. J. Appl. Phys.* **36**, 43, L459 (1997).
- [8] R.S. Wagner, W.C. Ellis. *Appl. Phys. Lett.* **5**, 4, 89 (1964).
- [9] В.В. Мамутин. *Письма в ЖТФ* **25**, 18, 55 (1999).
- [10] G. Pozina, J.P. Bergman, B. Monemar, V.V. Mamutin, V.A. Vekshin, T.V. Shubina, A.A. Toropov, S.V. Ivanov. *Phys. Stat. Sol. (b)* **216**, 445 (1999).
- [11] С.М. Поляков, Е.Н. Лаверко, В.М. Марахонов. *Кристаллография* **15**, 3, 598 (1970).
- [12] M. Koguchi, H. Kakibiyashi, M. Yazawa. *Jpn. J. Appl. Phys.* **31**, 7, 2061 (1992).
- [13] A. Sakai, H. Sunakawa, A. Usui. *Appl. Phys. Lett.* **71**, 2259 (1997).
- [14] В.В. Мамутин, В.Н. Жмерик, Т.В. Шубина, А.А. Торопов, А.В. Лебедев, В.А. Векшин, С.В. Иванов, П.С. Копьев. *Письма в ЖТФ* **24**, 12, 30 (1998).
- [15] A.R. Smith, V. Ramachandran, R.M. Feenstra, D.W. Greve, A. Ptak, T. Myers, W. Samey, L. Salamanca-Riba, M. Shin, M. Skowronski. *MRS Internet J. Nitride Semicond. Res.* **3**, 12 (1998).
- [16] Е.И. Гиваргизов, А.А. Чернов. *Кристаллография* **18**, 1, 147 (1973).
- [17] D. Byun, H.-J. Kim, C.H. Hong, C.H. Hong, C.-S. Park, G. Kim, S.-K. Koh, W.-K. Choi, D.-W. Kum. *Phys. Stat. Sol. (a)* **176**, 643 (1999).
- [18] В.М. Косевич, Л.С. Палатник. "Электронно-микроскопическое изображение дислокаций и дефектов упаковки". *Справочное руководство*. Наука, М. (1976). 223 с.
- [19] Y. Xin, P.D. Brown, T.S. Cheng, C.T. Foxon, C.J. Humphreys. *Semicond. Mater. Conf. Oxford* (1997). P. 217.
- [20] X.H. Wu, L.M. Brown, D. Kapolnek, S. Keller, B. Keller, S.P. DenBaars, J.S. Speck. *J. Appl. Phys.* **80**, 6, 3228 (1996).
- [21] S.-H. Cho, X.-Q. Shen, H. Okumura. *Phys. Stat. Sol. (a)* (2000), to be published.