

УДК 621.315.592

Особенности кинетики молекулярно-пучковой эпитаксии соединений в системе GaN–AlN

© А.Н. Алексеев, А.Э. Бырназ, Д.М. Красовицкий, М.В. Павленко, С.И. Петров[¶], Ю.В. Погорельский, И.А. Соколов, М.А. Соколов, М.В. Степанов, А.П. Шкурко, В.П. Чалый

ЗАО «Светлана-РОСТ»,
194156 Санкт-Петербург, а/я 29

(Получена 28 декабря 2006 г. Принята к печати 15 января 2007 г.)

Обсуждается влияние условий роста (отношение V/III, температура подложки) на свойства материалов в системе AlN–GaN. Предложена и реализована концепция выращивания многослойной гетероструктуры AlN/AlGaN/GaN, позволяющая улучшить кристаллическое совершенство и морфологию поверхности слоев. Улучшение свойств GaN в многослойной гетероструктуре AlN/AlGaN/GaN/AlGaN подтверждается значительным увеличением подвижности электронов в двумерном электронном газе, образованном на верхней гетерогранице GaN/Al_{0,3}Ga_{0,7}N.

PACS: 71.55.Eq, 74.78.Fk, 81.15.-z, 81.16.-c

1. Введение

Благодаря своим уникальным свойствам нитриды металлов третьей группы (III–N) весьма перспективны для создания различных полупроводниковых приборов. Ширина запрещенной зоны этих прямозонных полупроводников перекрывает весь видимый и значительную часть ультрафиолетового диапазона, что представляет базу для создания оптоэлектронных приборов в указанных областях спектра [1]. Высокая термическая и радиационная стойкость, большие пробивные поля, ярко выраженные поляризационные эффекты делают эти материалы привлекательными в высокотемпературной силовой электронике [2]. Однако технологические трудности получения нитридов металлов третьей группы долгое время препятствовали практической реализации всех преимуществ этих материалов, и лишь в последнее десятилетие наблюдается стремительный прогресс в технологии выращивания нитридов и изготовлении приборов на их основе.

Одной из самых острых технологических проблем является отсутствие достаточно дешевых подложек для гомоэпитаксиального наращивания. Гетероэпитаксия нитридов на подложках из материалов, в той или иной мере рассогласованных по параметрам кристаллической решетки и коэффициентам термического расширения, несмотря на применение специальных процедур на начальных стадиях роста, приводит к достаточно высокой плотности дислокаций, что усложняет задачу получения приборных гетероструктур. Основными методами выращивания приборных гетероструктур из нитридов металлов третьей группы являются газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений (МОГФЭ) и молекулярно-пучковая эпитаксия (МПЭ). В слоях, выращиваемых при помощи МОГФЭ, плотность дислокаций в среднем на порядок–полтора меньше, чем в слоях, получаемых при помощи МПЭ. Уменьшение плотности дислокаций, скорее всего, связано с характерными для

МОГФЭ более высокими температурами подложки, что выражается в лучшей по сравнению с МПЭ коалесценцией зародышевых блоков на начальном этапе роста. В методе МПЭ условие сохранения высокого вакуума для обеспечения пролета частиц без столкновений (режима баллистического пролета) не позволяет увеличить отношение V/III до значений, сравнимых с МОГФЭ, и увеличение температуры роста ограничено термическим разложением материала.

На данный момент основной технологией для массового производства светодиодов является МОГФЭ, что связано с меньшей плотностью дислокаций в получаемых слоях. При этом на низкодислокационных „квазиподложках“ GaN методом МПЭ были получены опытные образцы конкурентоспособных светодиодов и лазеров, что делает данный подход привлекательным для получения более сложных гетероструктур [3,4]. В то же время, результаты по получению гетероструктур GaN/AlGaN для мощных и малошумящих полевых СВЧ-транзисторов, выращиваемых как методом МОГФЭ, так и при помощи МПЭ, на сегодняшний день сопоставимы [5,6].

Несмотря на постоянно возрастающий интерес к прикладным приложениям нитридов, публикации на тему оптимизации условий выращивания слоев III–N методом МПЭ с использованием аммиака немногочисленны. В данной работе было исследовано влияние основных ростовых параметров — температуры подложки и отношения V/III, а также конструкции гетероструктур на свойства слоев в системе AlN–GaN. В результате оптимизации указанных параметров получены многослойные гетероструктуры высокого качества, что подтверждается улучшением характеристик приборов на их основе.

2. Экспериментальная часть

Эпитаксиальные слои и гетероструктуры выращивались на сапфировых подложках ориентации (0001) методом МПЭ с использованием аммиака в качестве

[¶] E-mail: support@semiteq.ru

источника азота на установке STE3N2 (SemiTEq). Уникальной особенностью данной установки является расширенный диапазон температур подложки и отношений V/III. В частности, благодаря криопанелям увеличенной площади и усиленной системе откачки в ростовой камере обеспечивается вакуум не хуже $5 \cdot 10^{-3}$ Па при увеличении температуры подложки до 970°C при потоке аммиака $400 \text{ см}^3/\text{мин}$. Далее будет показано, что это весьма критично при эпитаксии GaN. В результате дополнительной модернизации узла нагрева образца диапазон достижимых температур подложки был увеличен до 1200°C , что позволило заметно улучшить свойства слоев AlN и многослойных гетероструктур AlN/AlGaIn/GaN/AlGaIn.

В качестве основного инструмента для *in situ* контроля скорости роста и состояния ростовой поверхности использовалась лазерная интерферометрия. Кроме того, на начальных стадиях роста активно использовалась отражательная дифракция быстрых электронов ОДБЭ (RHEED).

Свойства выращенных образцов исследовались при помощи атомно-силовой микроскопии (AFM), рентгеновской дифрактометрии (XRD), вольт-емкостных (300 K) и температурно-зависимых холловских измерений.

3. Результаты и обсуждение

Поскольку базовым материалом для получения различных приборов в системе III–N является GaN, при поиске оптимальных условий для выращивания приборных гетероструктур необходимо в первую очередь ориентироваться на его свойства. Для определения оптимальных условий роста слоев GaN необходимо вначале определить технологический диапазон температур подложки и отношений V/III при аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии нитрида галлия, а затем исследовать влияние условий роста внутри технологического диапазона на свойства GaN. Наиболее важной и характерной точкой в диапазоне отношений V/III при росте соединений $A^{III}B^V$ является переход из режима обогащения ростовой поверхности компонентой V группы в режим обогащения компонентой III группы. Данный переход из Ga-обогащенного в N-обогащенный режим роста определен путем измерения скорости роста при температуре 800°C (ниже начала заметного испарения GaN в вакууме, характерном для МПЭ при выключенном потоке аммиака — 10^{-6} Па [7]) для предотвращения влияния температуры на скорость роста вследствие термического разложения. При потоке галлия, соответствующем скорости роста $1 \text{ мкм}/\text{ч}$ в N-обогащенном режиме, переход из Ga-обогащенного в N-обогащенный режим роста происходит при потоке аммиака $\sim 10 \text{ см}^3/\text{мин}$. Увеличение потока аммиака от $10 \text{ см}^3/\text{мин}$ до $400 \text{ см}^3/\text{мин}$ не приводит к изменению скорости роста, указывая на то, что рост происходит в N-обогащенных условиях.

Далее исследовано влияние температуры подложки на скорость роста GaN в N-обогащенном режиме при

температурах, при которых может происходить заметное термическое разложение. Поскольку азот является более летучей компонентой по сравнению с галлием, начало термического разложения GaN определяется потоком аммиака над поверхностью растущего слоя. Определено, что при увеличении потока аммиака от 10 до $400 \text{ см}^3/\text{мин}$ температура начала заметного уменьшения скорости роста GaN, связанного с термическим разложением, увеличивается от 900 до 970°C (рис. 1). По сути уменьшение скорости роста GaN при уменьшении потока аммиака при заданной температуре роста означает переход в N-обедненные условия. При этом аналогичное уменьшение скорости роста при повышении температуры роста выше границы заметного термического разложения при заданном потоке аммиака также означает переход в N-обедненные условия. Обнаружено, что при увеличении температуры подложки от 900 до 960°C точка перехода из N-обедненного в N-обогащенный режим роста сдвигается с 15 до $400 \text{ см}^3/\text{мин}$ (при потоке Ga, соответствующем скорости роста $1 \text{ мкм}/\text{ч}$).

Исследовано влияние условий роста GaN, соответствующих наиболее характерным точкам технологического диапазона температур подложки и отношений V/III на структурное совершенство и морфологию поверхности. Слои GaN толщиной 1 мкм были выращены при различных температурах и потоках аммиака на сапфировых подложках, на которых перед этим были проведены следующие предварительные операции: нитридизация при потоке аммиака $30 \text{ см}^3/\text{мин}$ в течение 15 мин, выращивание тонкого зародышевого слоя AlN толщиной $10\text{--}20 \text{ нм}$ при температуре 900°C и потоке аммиака $60 \text{ см}^3/\text{мин}$, а также его отжиг при 1000°C в течение 15 мин.

Исследовано влияние отношения элементов V/III в потоке при температуре подложки 900°C на свойства нитрида галлия. Установлено, что для выращивания слоев GaN с гладкой морфологией поверхности методом молекулярно-пучковой эпитаксии с использованием аммиака в качестве источника азота необходимо осуществлять рост в N-обогащенных условиях ($V/III > 1$). Однако дальнейшее повышение эффективного отношения элементов V/III в потоке внутри N-обогащенного диапазона (изменение потока аммиака от $30 \text{ см}^3/\text{мин}$ (точка 1 на рис. 1) до $400 \text{ см}^3/\text{мин}$ (точка 2) при скорости роста $1 \text{ мкм}/\text{ч}$, определяемой потоком Ga) не приводит к заметному изменению морфологии поверхности. При этом происходит увеличение латеральных размеров микрорельефа (латерального размера холмов или размера зерен) на поверхности от $0.3\text{--}0.5$ до $0.5\text{--}0.7 \text{ мкм}$, при сохранении значений среднеквадратичного отклонения поверхности (rms) на уровне 5 нм (рис. 1, см. таблицу). Структурное совершенство по данным рентгеновской дифракции не изменяется (полуширина кривой качания (0002) при ω -сканировании (XRD FWHM (0002) ω -scan) остается на уровне $700\text{--}800$ угл.с). Также установлено, что выращивание слоев GaN в условиях нарушения режима баллистического пролета частиц в

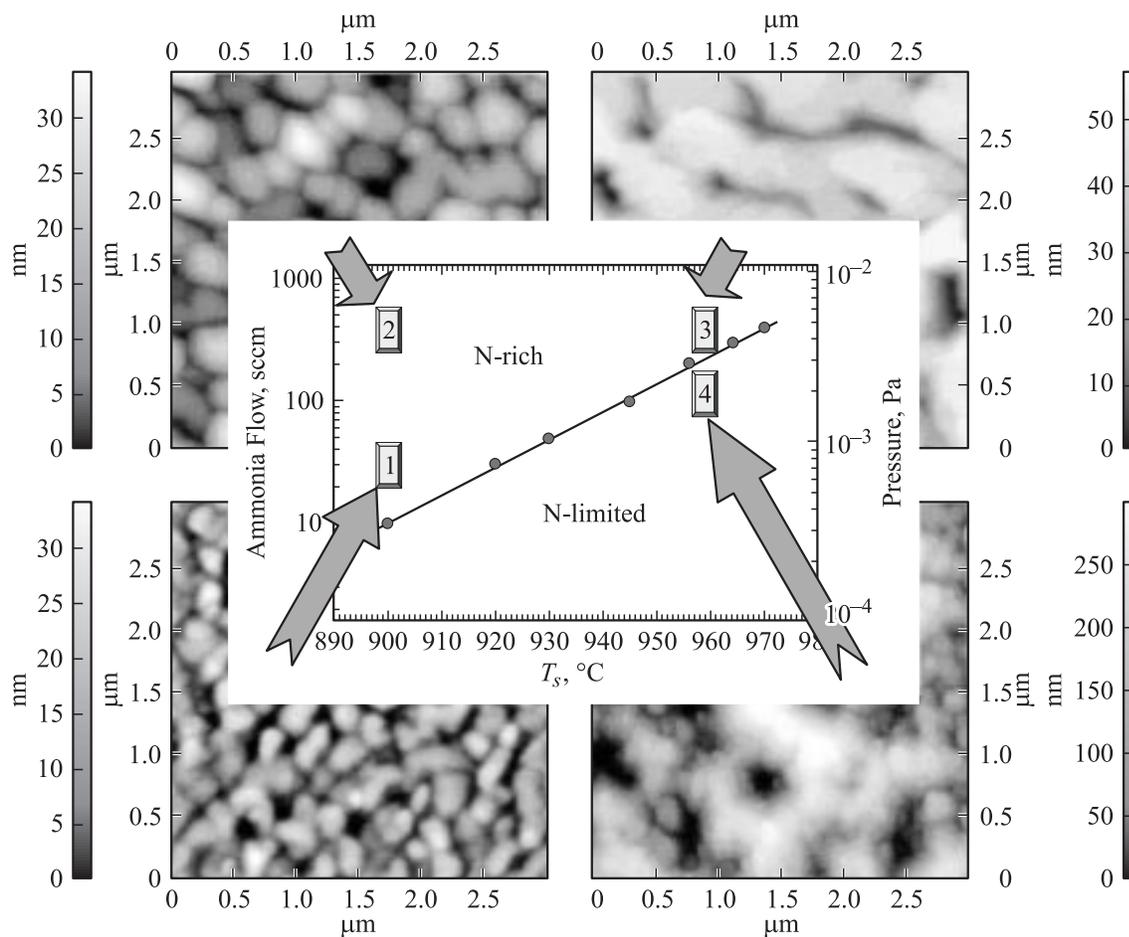


Рис. 1. Изображения поверхности слоев GaN толщиной 1 мкм, выращенных при различных температурах и потоках аммиака, полученные при помощи атомно-силовой микроскопии. На вставке — зависимость температуры начала заметного разложения GaN во время роста от потока аммиака и характерные режимы роста.

камере роста (при повышенных потоках аммиака и использовании меньшей мощности откачки) приводит к заметному развитию шероховатости поверхности.

Далее было исследовано влияние температуры роста на свойства нитрида галлия. Установлено, что увеличение температуры роста до значений, близких к началу заметного термического разложения растущего слоя, приводит к улучшению структурного совершенства GaN, при этом происходит увеличение латеральных размеров микрорельефа поверхности при одновременном незначительном увеличении его вертикальных размеров.

В частности, увеличение температуры роста слоя GaN от 900 (точка 2) до 960°C (точка 3) при потоке аммиака 400 см³/мин приводит к уменьшению значения полуширины кривой качания (0002) при ω -сканировании от 700–800 до 500–600 угл.с. Одновременно с этим происходит увеличение латеральных размеров микрорельефа от 0.5–0.7 до 0.8–1 мкм, а вершины холмов становятся плоскими, значения rms при этом увеличиваются от 4–6 до 6–8 нм. При уменьшении потока аммиака при заданной температуре роста либо повышении температуры роста выше границы заметного термического

Характеристики слоев GaN толщиной 1 мкм, а также подвижность μ и концентрация n электронов в двумерном электронном газе в гетероструктурах GaN/AlGaIn, полученных в различных режимах роста

№	Температура подложки T_s , °C	Поток аммиака, см ³ /мин	rms, нм	XRD FWHM (0002) ω -scan, arcsec	μ , см ² /В·с	n , 10 ¹³ см ⁻²
1	900	30	4.6	700–800	800–900	1.0–1.2
2	900	400	4.8	700–800	800–900	1.0–1.2
3	960	400	6.7	500–600	1000–1100	1.0–1.2
4	960	150	50.1	500–700	600–800	1.6–1.8

разложения нитрида галлия при заданном потоке аммиака происходит переход в N-обедненные условия роста (точка 4), сопровождающийся развитием шероховатости поверхности. Было исследовано влияние условий роста GaN на электрофизические параметры гетероструктуры GaN/AlGaIn, состоящей из слоя GaN толщиной 1 мкм, на котором выращен тонкий слой $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ толщиной около 25 нм (типичная конструкция гетероструктуры для мощного полевого СВЧ-транзистора). Установлено, что изменение условий роста внутри N-обогащенного диапазона при температуре подложки 900°C (увеличение потока аммиака от 30 (точка 1 на рис. 1) до 400 (точка 2) $\text{см}^3/\text{мин}$ при скорости роста $1\text{ мкм}/\text{ч}$, определяемой потоком Ga) не приводит к заметному изменению электрофизических свойств гетероструктур GaN/AlGaIn. Подвижность электронов в двумерном электронном газе, образованном на гетерогранице GaN/AlGaIn, находится на уровне $800\text{--}900\text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ при концентрации $1.0\text{--}1.2 \cdot 10^{13}\text{ см}^{-2}$ при комнатной температуре. При переходе в N-обедненные условия роста происходит развитие шероховатости поверхности, сопровождающееся уменьшением подвижности электронов в ДЭГ. Увеличение температуры роста слоя GaN от 900 (точка 2) до 960°C (точка 3) при одновременном повышении потока аммиака до $400\text{ см}^3/\text{мин}$ приводит к увеличению подвижности электронов в ДЭГ от $800\text{--}900$ до $1000\text{--}1100\text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ при сохранении концентрации на том же уровне. Таким образом, установлено, что для выращивания структурно совершенных слоев GaN и гетероструктур GaN/AlGaIn с высокой подвижностью электронов наиболее благоприятным является N-обогащенный режим роста при максимально возможной температуре, не приводящей к заметному термическому разложению GaN, что требует максимально возможных для данной установки потоков аммиака. Так, для используемой в работе установки STE3N2 такими условиями являются температура подложки 960°C при потоке аммиака $400\text{ см}^3/\text{мин}$.

Одним из возможных действий, направленных на дальнейшее улучшение структурного совершенства слоя, является увеличение поверхностной подвижности атомов за счет увеличения температуры роста. При этом, как было установлено, увеличение температуры выше температуры заметного термического разложения GaN приводит к ухудшению морфологии поверхности и уменьшению подвижности электронов. Вместе с тем термическое разложение AlN начинает происходить при гораздо больших температурах по сравнению с GaN, что позволяет увеличить температуру роста до достаточно высоких значений, при которых, однако, термического разложения AlN еще не происходит. В связи с этим было предложено выращивать на начальном этапе роста относительно „толстый“ слой AlN при экстремально высокой для МПЭ температуре. Как будет показано далее, выращивание перед слоем GaN слоя AlN толщиной более 100 нм позволяет повысить качество всей многослойной гетероструктуры (МГС) и слоя GaN в частности. При этом необходимо выращивать слой AlN

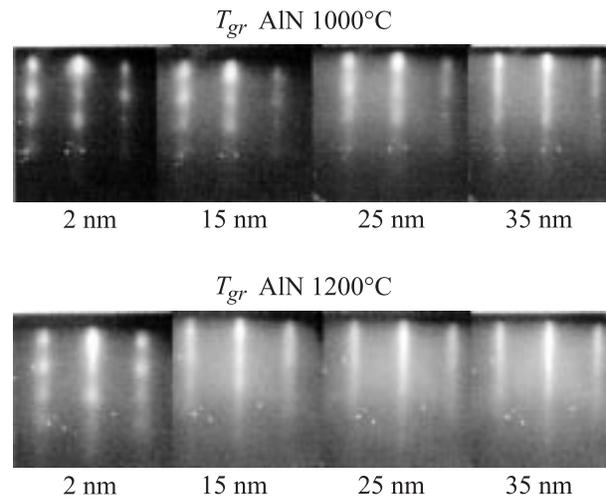


Рис. 2. Картина отражательной дифракции электронов высоких энергий в течение роста AlN при различных температурах.

и переходную область между слоями AlN и GaN при оптимальных условиях.

При оптимизации условий выращивания начальных слоев AlN использовались слои толщиной 200 нм. Структурное совершенство этого слоя чрезвычайно важно для совершенства всей последующей структуры. Поэтому для выращивания слоя AlN использовалась температура нагревателя образца, которая, с одной стороны, не приводит к его значительному износу, а с другой — обеспечивает экстремально высокую температуру подложки — 1200°C . Важно отметить, что данная температура подложки является необычно высокой для МПЭ технологии и была достигнута благодаря специальной модернизации узла нагрева и конструкции держателя подложки. Улучшение кристаллического совершенства многослойной гетероструктуры подтверждается данными рентгеновской дифракции: значения полуширин пиков (0002) слоев AlN и GaN уменьшаются в 1.5–2 раза при увеличении температуры роста слоя AlN. При исследовании ОДБЭ в течение начального этапа роста установлено, что увеличение температуры подложки приводит к более быстрому переходу из трехмерного в двумерный режим роста (переход из точек в тяжи при наблюдении ОДБЭ). Кроме того, при использовании меньшей температуры роста даже после перехода в тяжи на них остаются утолщения, что свидетельствует о более грубой поверхности по сравнению с выращиванием AlN при повышенной температуре (рис. 2).

Кроме того, было исследовано влияние потока аммиака на рост слоя AlN при температуре 1200°C . Установлено, что увеличение потока аммиака от 15 до $60\text{ см}^3/\text{мин}$ при выращивании слоя AlN со скоростью роста $0.2\text{ мкм}/\text{ч}$ приводит к планаризации поверхности, о чем свидетельствуют незатухающие осцилляции сигнала лазерного интерферометра при выращивании при потоке аммиака $60\text{ см}^3/\text{мин}$. Недостаток атомов азота на поверхности растущего слоя может приводить к

сильному отклонению от стехиометрии и ухудшению свойств. По всей видимости, огрубление поверхности при потоке аммиака менее $60 \text{ см}^3/\text{мин}$ связано с тем, что рост происходит в сильном Al-обогащенном режиме. Дальнейшее увеличение потока аммиака до значений, которые являются оптимальными для выращивания слоев GaN, приводит к огрублению поверхности, хоть и менее существенному, чем при низких потоках аммиака. Увеличение потока аммиака, необходимое для подавления термического разложения при росте слоев GaN при повышенных температурах роста, при выращивании слоев AlN, по-видимому, приводит к ухудшению поверхностной подвижности атомов Al и соответственно к ухудшению морфологии поверхности растущего слоя. На поверхности слоев AlN толщиной 0.2 мкм , выращенных при оптимальных условиях роста (поток аммиака $60 \text{ см}^3/\text{мин}$, температура роста 1200°C), по данным АСМ, наблюдаются ступени роста, а шероховатость находится на уровне исходной сапфировой подложки. Кроме того, при наблюдении ОДБЭ при росте слоев AlN видна поверхностная реконструкция (2×2), характерная для „металлической“ полярности.

При выращивании на „толстых“ слоях AlN слоев AlGaN или GaN необходимо использовать специальные технологические приемы для снижения влияния напряжений, вызванных различием в параметрах решетки. Для этой цели между слоями AlN, AlGaN и GaN можно использовать слои градиентного состава, либо многопериодные комбинации тонких слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ (сверхрешеточных структур — CP). Установлено, что использование второго варианта, CP $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$, позволяет получить слои AlGaN и GaN с более высоким структурным совершенством. Выращивание слоев $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0.3 < x < 0.5$) на „толстых“ слоях AlN с использованием CP AlN/AlGaN приводит к улучшению морфологии их поверхности и структурных свойств по сравнению с выращиванием на „тонких“ зародышевых слоях. Латеральные размеры микрорельефа увеличиваются от $0.5\text{--}0.8$ до $1\text{--}1.5 \text{ мкм}$ при сохранении значений его вертикальных размеров (rms $2\text{--}4 \text{ нм}$). Одновременно с этим происходит уменьшение значений полуширины кривой качания (0002) при ω -сканировании слоя AlGaN.

В результате исследования температуры начала термического разложения слоев AlGaN обнаружено, что начало термического разложения слоев $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ происходит при температуре на $\sim 10^\circ\text{C}$ выше, чем для слоев GaN, а начало термического разложения слоев $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$ происходит при температуре на $\sim 10^\circ\text{C}$ выше, чем для слоев $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ при потоке аммиака $60 \text{ см}^3/\text{мин}$. При этом значения температур начала термического разложения одинаковы для слоев AlGaN, выращенных как на „тонких“ зародышевых слоях, так и на „толстых“ слоях AlN с использованием CP AlN/AlGaN, что косвенно указывает на практически полную релаксацию напряжений в CP-переходном слое. Увеличение потока аммиака до $400 \text{ см}^3/\text{мин}$ приводит к увеличению температур начала термического разложения слоев

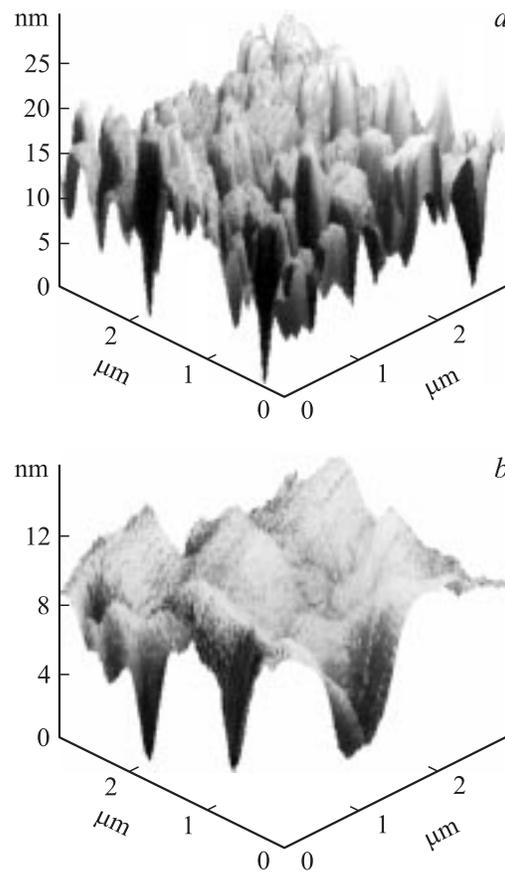


Рис. 3. Изображения поверхности слоев GaN толщиной 1 мкм , выращенных на тонком зародышевом слое AlN (a) и на комбинации слоев AlN/CP/AlGaN (b), полученных при помощи атомно-силовой микроскопии.

GaN, $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ и $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$ на $\sim 40^\circ\text{C}$ по сравнению с потоком аммиака $60 \text{ см}^3/\text{мин}$. Кроме того, было обнаружено, что увеличение температуры роста на 30°C выше начала заметного термического разложения при выращивании слоев $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ приводит к увеличению содержания Al в слое до 50%. Важно отметить, что данная температура на 20°C выше температуры начала термического разложения при росте слоев $\text{Al}_{0.5}\text{Ga}_{0.5}\text{N}$. Было исследовано влияние указанных режимов роста на свойства слоев AlGaN. Увеличение состава Al в тройном растворе $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ от $x = 0.3$ до $x = 0.5$ при помощи выравнивания потоков галлия и алюминия приводит к уменьшению шероховатости поверхности и улучшению структурных свойств. При этом увеличение состава Al при помощи увеличения температуры роста в течение роста $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ выше температуры заметного термического разложения приводит к увеличению шероховатости поверхности и снижению структурных свойств.

Морфология поверхности и структурные свойства GaN в многослойной гетероструктуре AlN/CP AlN–AlGaN/AlGaN/CP AlGaN–GaN/GaN также улучшаются по сравнению со свойствами GaN при тех же условиях (температура роста 900°C при потоке

аммиака $60 \text{ см}^3/\text{мин}$), но с использованием тонких зародышевых слоев AlN. По данным атомно-силовой микроскопии установлено, что значения среднеквадратичного отклонения поверхности (rms) слоев GaN толщиной 1 мкм уменьшаются от $2\text{--}4 \text{ нм}$ при одновременном увеличении латеральных размеров микрорельефа до $1\text{--}1.5 \text{ мкм}$ (рис. 3). Кроме того, по данным рентгеновской дифракции, происходит значительное улучшение структурных свойств: значения полуширины кривой качания (0002) при ω -сканировании слоя GaN толщиной 1 мкм уменьшаются до $300\text{--}400 \text{ угл.с}$.

Улучшение свойств GaN при выращивании многослойной гетероструктуры AlN/AlGaN/GaN/AlGaN приводит к увеличению подвижности в двумерном электронном газе, образованном на верхней гетерогранице GaN/AlGaN. В результате оптимизации конструкции и условий выращивания многослойной нелегированной гетероструктуры AlN/AlGaN/GaN/Al_{0.3}Ga_{0.7}N с толщиной слоя GaN 150 нм была достигнута подвижность электронов в ДЭГ $1550 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ при концентрации электронов $1.0\text{--}1.2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$.

4. Заключение

Исследовано и описано влияние условий выращивания и конструкции структур на свойства слоев и гетероструктур в системе GaN–AlN. В результате найдены оптимальные условия роста и конструкции слоев и многослойных гетероструктур. Улучшение морфологии поверхности и структурного совершенства GaN в многослойной гетероструктуре AlN/AlGaN/GaN/Al_{0.3}Ga_{0.7}N подтверждается значительным увеличением подвижности электронов в ДЭГ, образованном на верхней гетерогранице GaN/Al_{0.3}Ga_{0.7}N.

Список литературы

- [1] O. Ambacher. J. Phys. D: Appl. Phys., **31**, 2653 (1998).
- [2] M.S. Shur. Sol. St. Electron., **42** (12), 2131 (1998).
- [3] P. Waltereit, H. Sato, C. Poblenz, D.S. Green, J.S. Brown, M. McLaurin, T. Katona, S.P. DenBaars, J.S. Speck, J.-H. Liang, M. Kato, H. Tamura, S. Omori, C. Funaoka. Appl. Phys. Lett., **84**, 2748 (2004).
- [4] S.E. Hooper, M. Kauer, V. Bousquet. Electron. Lett., **40** (1), 33 (2004).
- [5] Y.K. Su, S.J. Chang, T.M. Kuan, C.H. Ko, J.B. Webb, W.H. Lan, Y.T. Cherng, S.C. Chen. Mater. Sci. Engin. B, **110**, 172 (2004).
- [6] J.B. Webb, H. Tang, J.A. Bardwell, Y. Liu, J. Lapointe, T. MacElwee. Phys. Status Solidi A, **194** (2), 439 (2002).
- [7] N. Grandjean, J. Massies, F. Semond, S.Yu. Karpov, R.A. Talalaev. Appl. Phys. Lett., **74**, 1854 (1999).

Редактор Л.В. Беляков

Peculiarities of AlN–GaN growth kinetics by ammonia–based molecular beam epitaxy

A.N. Alexeev, A.E. Byrnaz, D.M. Krasovitsky, M.V. Pavlenko, S.I. Petrov, Yu.V. Pogorelsky, I.A. Sokolov, M.A. Sokolov, M.V. Stepanov, A.P. Shkurko, V.P. Chaly

JSC «Svetlana-Rost»,
194156 p/o box 29, St. Petersburg, Russia

Abstract The properties of materials in AlN-GaN system depending on growth conditions (V/III ratio, substrate temperature) are discussed. The conception of multilayer heterostructure AlN/AlGaN/GaN that allows to improve structural quality and surface morphology is proposed and realized. The GaN properties improvement in multilayer heterostructure AlN/AlGaN/GaN/AlGaN confirmed by significant increase of electron mobility in two dimension electron gas formed on upper interface GaN/Al_{0.3}Ga_{0.7}N.