

Особенности молекулярно-пучковой эпитаксии слоев GaN (0001) и GaN (000 $\bar{1}$) при использовании различных способов активации азота

© А.М. Мизеров[¶], В.Н. Жмерик, В.К. Кайбышев, Т.А. Комиссарова, С.А. Масалов, С.В. Иванов

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

(Получена 10 декабря 2008 г. Принята к печати 17 декабря 2008 г.)

Приведены результаты сравнительных исследований кинетики роста слоев GaN с различной полярностью при аммиачной молекулярно-пучковой эпитаксии и молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота с использованием сапфировых подложек и GaN (0001)/*c*-Al₂O₃-темплейтов, выращенных методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений. Показана возможность получения слоев GaN (000 $\bar{1}$) с атомарно-гладкой поверхностью при молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота. Для этого предложено проводить рост в металлобогатых условиях, вблизи режима образования капель Ga при температуре, близкой к температуре разложения GaN ($T_S \approx 760^\circ\text{C}$). Сделан вывод о положительном влиянии увеличения температуры роста на структурные, оптические и электрические свойства слоев GaN (000 $\bar{1}$). Продемонстрировано высокое качество пленок GaN (0001), выращенных методом МПЭ ПА при низкой температуре $\sim 700^\circ\text{C}$ на GaN/*c*-Al₂O₃-темплейтах.

PACS: 81.15.Hi, 81.05.Ea, 68.43.Nr, 68.37.-d

1. Введение

Уникальные свойства нитридов третьей группы (A³N), позволяющие достигать высокой эффективности излучательной рекомбинации в квантово-размерных гетероструктурах InGaN/GaN, а также формировать слои двумерного электронного газа с высокой подвижностью и скоростью насыщения электронов в гетероструктурах AlGaIn/GaN, обусловили в последнее десятилетие беспрецедентный по срокам и масштабам прорыв в научных исследованиях свойств этих материалов и коммерческом производстве светоизлучающих диодов и СВЧ-транзисторов на их основе [1]. Наряду с технологиями на основе газофазной эпитаксии из металлорганических соединений (ГФЭМОС), используемыми для массового производства приборов, интенсивно развивается и молекулярно-пучковая эпитаксия (МПЭ). В этой технологии для получения химически активного азота используется либо термический крекинг аммиака (NH₃-МПЭ), либо активация молекулярного азота в газоразрядной плазме, возбуждаемой в специальных плазменных активаторах (МПЭ ПА). Последняя технология характеризуется не только уникальными возможностями управления процессом роста на атомарном уровне, но и позволяет проводить рост в безводородной атмосфере при относительно низких температурах подложки (T_S). Это, во-первых, позволяет эффективно легировать слои A³N примесью Mg без постростовой активации. А во-вторых, возможность снижения T_S до $\sim 500^\circ\text{C}$ важна для роста слоев In_xGa_{1-x}N с высоким содержанием In (вплоть до $x = 1$), и лучшие результаты по росту этих соединений получены с помощью МПЭ ПА.

Одной из важных особенностей МПЭ ПА при росте слоев A³N является возможность задания любой полярности в зависимости от типа используемой подложки и параметров начальных стадий роста [2]. Наибольшее внимание исследователей привлекает рост GaN с Ga-полярной поверхностью, т.е. с ориентацией связи Ga–N вдоль направления (0001), которая реализуется при использовании для роста так называемых „темплейтов“ — подложек *c*-Al₂O₃ со слоями GaN толщиной в несколько микрон, предварительно выращенных газофазными технологиями и поэтому изначально имеющих Ga-полярность. При использовании в МПЭ ПА слегка Ga-обогащенных условий были получены слои GaN (0001) с атомарно-гладкой поверхностью (АПП) и основными оптическими и электрофизическими параметрами, значения которых близки к параметрам слоев, выращенных газофазными технологиями [3,4].

В технологии МПЭ ПА N-полярная поверхность GaN (000 $\bar{1}$) реализуется при росте на плазменно-нитридированных подложках *c*-Al₂O₃ без использования каких-либо зародышевых слоев. Исследование роста слоев GaN (000 $\bar{1}$) интересно с точки зрения их использования в качестве буферных слоев для получения N-полярного нитрида индия, поскольку в этом случае рост может проводиться при более высоких T_S по сравнению с ростом InN (0001), что приводит к их более высокому структурному совершенству [5]. Кроме того, направление поля внутренней поляризации в N-полярных гетероструктурах GaN/AlGaIn, используемых для создания СВЧ транзисторов, приводит к образованию 2D электронного газа на нижнем интерфейсе GaN/AlGaIn, что имеет потенциальные преимущества по сравнению с положением у верхнего интерфейса над слоем AlGaIn при Ga-полярности [6,7].

[¶] E-mail: mizerov@beam.ioffe.ru

Вместе с тем слои GaN(000 $\bar{1}$) обычно характеризуются существенно более шероховатой морфологией поверхности и худшими оптическими и электрофизическими свойствами по сравнению со слоями GaN(0001)[8,9]. Эти различия обусловлены меньшей подвижностью атомов на поверхности растущего слоя GaN(000 $\bar{1}$) и повышенной концентрацией в этих слоях остаточных примесей (не ниже 10^{17} см $^{-3}$) из-за ее более высокой химической активности по сравнению с поверхностью GaN(0001), что приводит к активному встраиванию кислорода, являющегося в GaN мелким донором [10].

В немногих работах по исследованию кинетики роста GaN(000 $\bar{1}$) главным образом рассматривались процессы формирования адсорбционных слоев Ga на поверхности роста [8,9]. Однако параметры роста слоев с различной полярностью, полученных на разных установках МПЭ, трудно сопоставлять между собой. Кроме того, в опубликованных на данный момент работах, на наш взгляд, недостаточное внимание уделялось исследованию возможностей улучшения параметров слоев GaN(000 $\bar{1}$).

В данной работе проводятся сравнительные исследования кинетики роста слоев GaN обеих полярностей при использовании NH $_3$ -МПЭ и МПЭ ПА на одной технологической установке. Основное внимание уделяется поиску условий МПЭ ПА, необходимых для повышения планарности слоев GaN(000 $\bar{1}$) за счет варьирования как потока Ga, так и температуры подложки.

2. Эксперимент

Рост слоев GaN проводился на установке МПЭ Compact 21T (Riber), позволяющей реализовывать как NH $_3$ -МПЭ с помощью инжектора аммиака, так и МПЭ ПА с использованием плазменного активатора азота HD-25 (Oxford Appl. Res.).

В случае NH $_3$ -МПЭ нитридизация подложки проводилась при $T_S = 500^\circ\text{C}$ в потоке аммиака $q_{\text{NH}_3} = 200$ нсм 3 мин $^{-1}$ в течение 10 мин. После этого выращивался низкотемпературный ($T_S = 500^\circ\text{C}$) зародышевый слой GaN толщиной ~ 130 нм, который затем отжигался при $T_S = 850^\circ\text{C}$ в потоке аммиака в течение 10 мин [11]. Для роста основного слоя GaN с максимальной скоростью до 1 мкм \cdot ч $^{-1}$ использовались $q_{\text{NH}_3} = 5\text{--}200$ нсм 3 \cdot мин $^{-1}$ и $T_S = 500\text{--}890^\circ\text{C}$.

При МПЭ ПА слоев GaN использовались подложки $c\text{-Al}_2\text{O}_3$, предварительно отожженные при $T_S = 800^\circ\text{C}$ в течение 60 мин, а затем нитридизованные при $T_S = 700^\circ\text{C}$ в течение 10 мин в потоке активированного азота, обеспечиваемом плазменным активатором при мощности разряда $Q = 115$ Вт и расходе азота $q_N = 5$ нсм 3 \cdot мин $^{-1}$. Несколько слоев GaN выращивались на Ga-полярных 3 мкм GaN-темплейтах, предварительно выращенных ГФЭМОС. Варьирование Q в диапазоне от 100 до 180 Вт при постоянном

$q_N = 5$ нсм 3 \cdot мин $^{-1}$ позволяло линейно регулировать поток активированного азота F_{N^*} , что обеспечивало изменение максимальной скорости роста A 3 N-соединений в пределах от 0.2 до 0.7 мкм \cdot ч $^{-1}$ соответственно [4].

В процессе роста температура подложки контролировалась с помощью ИК-пирометра, а для определения скорости роста слоев GaN использовалась лазерная интерферометрия на длине волны 660 нм. Морфология поверхности растущих слоев контролировалась с помощью дифракции отраженных быстрых электронов (ДОБЭ). Слои GaN характеризовались растровой электронной (РЭМ), просвечивающей электронной (ПЭМ), атомно-силовой (АСМ) и сканирующей туннельной (СТМ) микроскопией, а также измерениями спектров фотолюминесценции (ФЛ), холловских значений концентрации и подвижности носителей заряда. Полярности поверхности слоев GaN(000 $\bar{1}$) и GaN(0001) различались по более сильной степени изменения морфологии поверхности в первом случае при их травлении в растворе 2M NaOH при комнатной температуре в течение 5–10 мин [12].

3. Результаты и обсуждение

В случае роста слоев GaN непосредственно на $c\text{-Al}_2\text{O}_3$ наблюдались Ga- и N-полярности при использовании аммиачной МПЭ и МПЭ ПА соответственно. Однако в последнем случае при росте на GaN(0001)-темплейтах полярность выращенного слоя наследовала полярность подложки, т.е. была Ga-полярной. Эти результаты соответствуют модели Йошикава и Ксу, согласно которой при росте GaN полярность растущего слоя GaN определяется начальным слоем, с которого начинается рост GaN [13]. Образование на сапфировой подложке поверхностного слоя атомов азота при плазменной нитридизации подложки в случае МПЭ ПА приводит к росту N-полярного слоя GaN. Напротив, начальный слой, состоящий из атомов III группы, что характерно для нитридизованной сапфировой подложки в случаях NH $_3$ -МПЭ и поверхности ГФЭМОС темплейта, обуславливает рост GaN(0001).

При исследовании кинетики роста GaN в первую очередь были определены параметры МПЭ роста, обеспечивающие единичное отношение потоков F_{Ga}/F_{N^*} в условиях несущественной десорбции атомов Ga и активированных молекул азота, а также при отсутствии разложения GaN. В случае NH $_3$ -МПЭ с этой целью был выращен слой GaN при уменьшающемся потоке аммиака и постоянных других параметрах роста (T_S , F_{Ga}). Единичное отношение F_{Ga}/F_{N^*} определялось из демонстрируемого на рис. 1, а эффекта остановки роста GaN при $q_{\text{NH}_3} = 6$ нсм 3 \cdot мин $^{-1}$ вследствие образования на поверхности блокирующего слоя Ga при переходе от N-к Ga-обогащенным условиям роста ($T_S \approx 800^\circ\text{C}$) [14]. Для решения аналогичной задачи в случае МПЭ ПА выращивался слой GaN при возрастающем потоке Ga

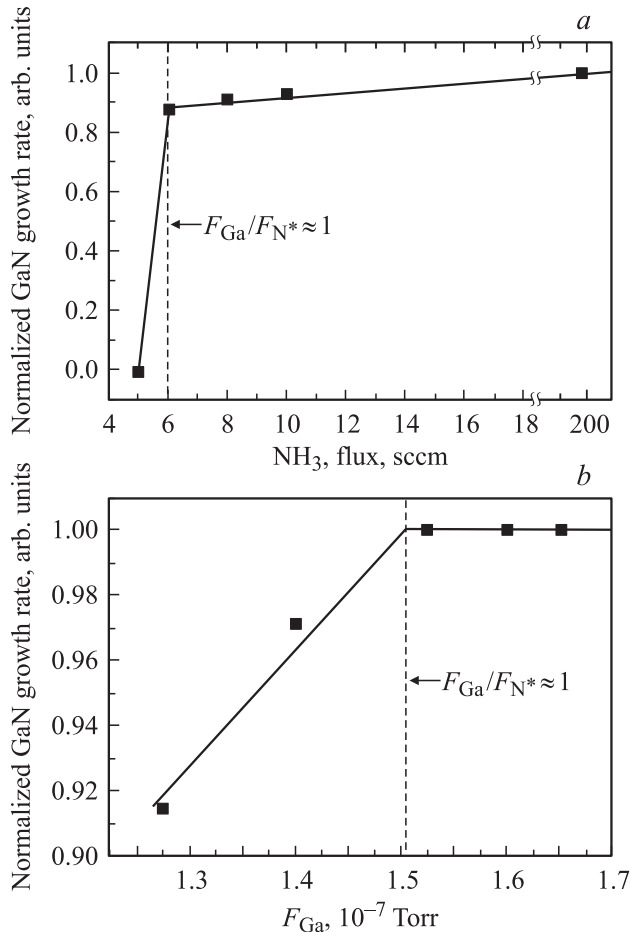


Рис. 1. Определение стехиометрических условий роста GaN: *a* — при NH₃-МПЭ, T_S = 800°C, *b* — при МПЭ ПА, T_S = 700°C. Пунктирной линией обозначена область с F_{Ga}/F_{N*} ≈ 1.

и постоянных значениях T_S и F_{N*}. Достижение условия F_{Ga}/F_{N*} ≈ 1 соответствовало началу участка насыщения скорости роста GaN (T_S ≈ 700°C) (рис. 1, *b*).

Температурные зависимости скорости роста GaN (*v_g*) обнаружили различные предельные значения T_S для технологий МПЭ ПА и NH₃-МПЭ, что демонстрируется на рис. 2, *a, b*. В первом случае *v_g* ≈ 0.5 мкм · ч⁻¹ практически не зависит от T_S вплоть до 750°C, а при более высоких T_S наблюдается ее снижение, связанное с началом термического разложения GaN. Данный эффект может быть описан зависимостью аррениусовского типа ~ E_a/kT_S (*k* — постоянная Больцмана) со значением энергии активации E_a = 3.0 ± 0.3 эВ, что согласуется с результатами других авторов, варьирующимися в диапазоне 2.8–3.6 эВ [3,15]. Для аналогичной зависимости *v_g*(T_S) в случае NH₃-МПЭ снижение скорости роста примерно с тем же значением E_a = 3.4 ± 0.3 эВ наблюдалось при более высоких T_S > 820°C. Разброс значений E_a может быть обусловлен как структурными свойствами слоев, в частности их полярностью, морфологией поверхности, так и условиями роста [15]. Разница

в значениях T_S, соответствующих началу снижения *v_g*, может быть объяснена тем, что в случае МПЭ ПА использовавшийся нами плазменный активатор азота не позволяет существенно повысить поток активного азота, чтобы скомпенсировать это разложение и повысить рабочие T_S. В случае NH₃-МПЭ откачная система позволяла легко достигать q_{NH₃} = 200 нсм³ · мин⁻¹, что соответствовало переходу в сильно азотообогащенные условия с F_{Ga}/F_{N*} ≈ 1/30 и обеспечивало рост слоев GaN с *v_g* ≈ 1 мкм · ч⁻¹ вплоть до T_S = 820°C (рис. 2, *b*).

Описанные выше различия зависимостей *v_g*(T_S) обусловили использование различных ростовых условий для достижения двумерного роста GaN в каждой из разновидностей МПЭ. Было обнаружено, что минимальные значения T_S ≈ 700°C, обеспечивающие планарную поверхность GaN (0001), наблюдаются в случае роста технологией МПЭ ПА на GaN-темплейтах при использовании слегка Ga-обогащенных усло-

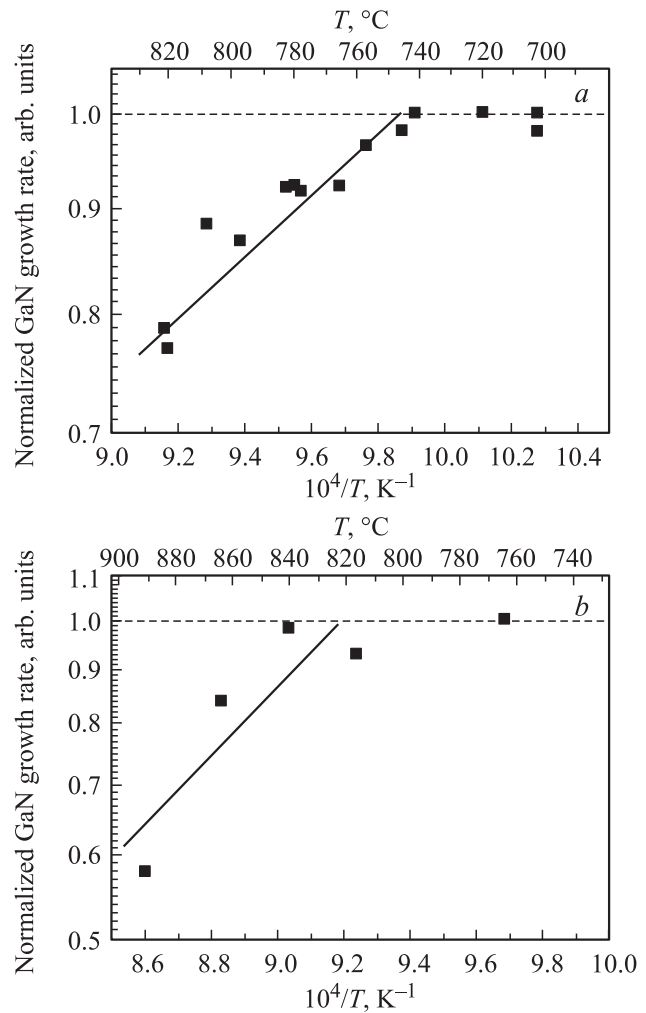


Рис. 2. *In situ* измерения зависимости скорости роста GaN от температуры подложки в случае МПЭ ПА: *a* — при постоянных F_{Ga}/F_{N*} ≈ 1.2, F_{Ga} = 0.6 мкм/ч, q_{N₂} = 5 нсм³ · мин⁻¹, F_{N*} = 0.5 мкм/ч; *b* — NH₃-МПЭ при постоянных F_{Ga}/F_{N*} ≈ 1/30, F_{Ga} = 1 мкм/ч, q_{NH₃} = 200 нсм³ · мин⁻¹.

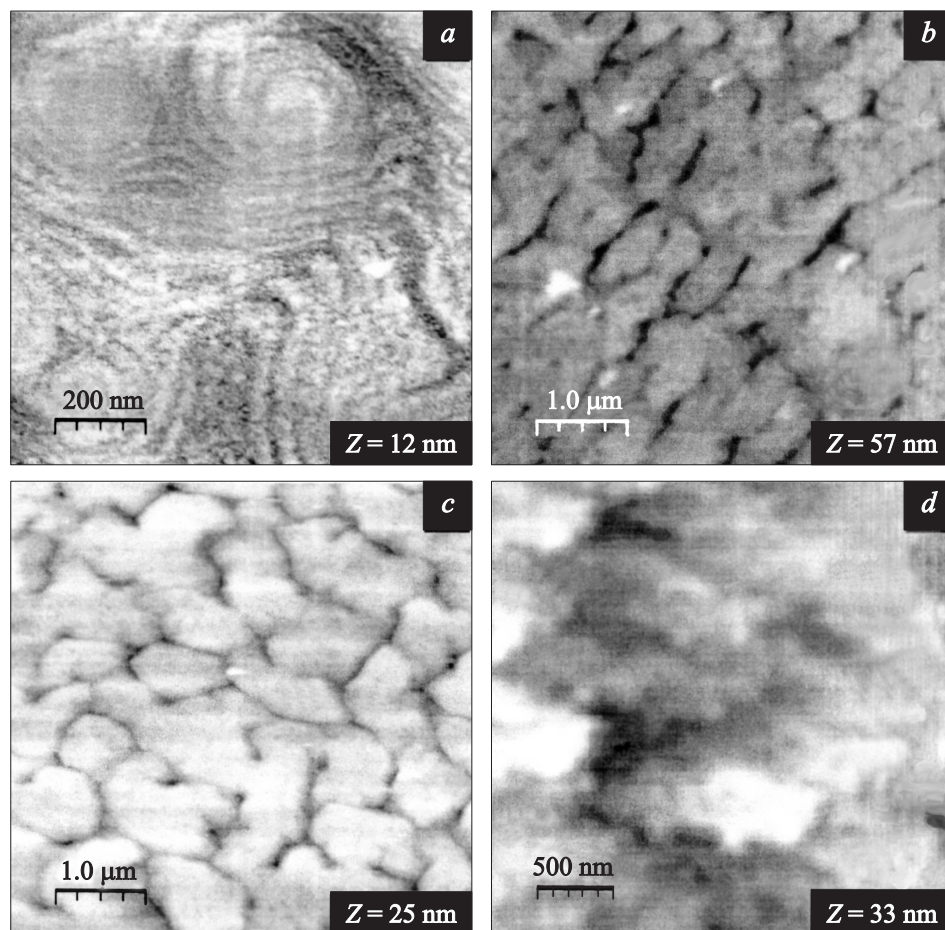


Рис. 3. Изображения поверхности: *a* — СТМ слоя GaN, выращенного МПЭ ПА на 3 мкм GaN-темплейте; *b* — СТМ слоя GaN, выращенного МПЭ ПА на $c\text{-Al}_2\text{O}_3$ -подложке при $T_S = 700^\circ\text{C}$; *c* — СТМ слоя GaN, выращенного МПЭ ПА на $c\text{-Al}_2\text{O}_3$ -подложке при $T_S = 760^\circ\text{C}$; *d* — АФМ слоя GaN, выращенного NH_3 -МВЕ на $c\text{-Al}_2\text{O}_3$ -подложке при $T_S = 820^\circ\text{C}$.

вий $F_{\text{Ga}}/F_{\text{N}^*} = 1.1\text{--}1.2$ [4]. В этом случае поверхность GaN(0001) имела стандартную для ГФЭМОС морфологию терраса–ступень, представленную на рис. 3, *a*, со средним значением шероховатости поверхности $\text{rms} \approx 1.75$ нм на площади 1×1 мкм². Характерной особенностью данной морфологии является наличие спирального роста, связанного с дефектами темплейта (вертикальными винтовыми дислокациями) [16].

При росте на подложках $c\text{-Al}_2\text{O}_3$ в тех же условиях ($T_S = 700^\circ\text{C}$, $F_{\text{Ga}}/F_{\text{N}^*} = 1.3$) слои GaN(0001), как показано на рис. 3, *b*, имели существенно более шероховатую поверхность, состоящую из отдельных зерен с характерным размером $L \approx 1$ мкм и значением $\text{rms} = 6.5$ нм на площади 5×5 мкм². Необходимо также отметить сравнительно высокий уровень шероховатости поверхности в пределах зерна ($\text{rms} \leq 1.5$ нм). Существенное улучшение морфологии наблюдалось при повышении F_{Ga} , но происходящее при этом образование микрокапель Ga затрудняет практическое использование такого режима в приборных структурах. Более перспективным для улучшения морфологии поверхности GaN(0001) оказалось повышение T_S . На рис. 3, *c* демонстрируется

морфология такого слоя, свободного от микрокапель, который был выращен вблизи температуры начала термического разложения ($T_S = 760^\circ\text{C}$). Зерна слоя имеют характерный латеральный размер $L \approx 1.5$ мкм, а значения rms составляют 3.7 и 0.5 нм на площадях 5×5 мкм² и 200×200 нм² соответственно. Необходимость повышения потока Ga до значения $F_{\text{Ga}}/F_{\text{N}^*} = 1.8$ (при том же F_{N^*}) по сравнению с низкотемпературным ростом (при $T_S = 700^\circ\text{C}$) указывает на существенную десорбцию Ga с поверхности растущего слоя.

Наиболее высокие ростовые температуры, необходимые для двумерного роста, использовались при росте слоев GaN(0001) методом NH_3 -МПЭ. В этом случае при низких значениях $T_S < 800^\circ\text{C}$ наблюдался трехмерный рост, и лишь при $T_S \geq 800^\circ\text{C}$ происходил переход к двумерному механизму. При этом необходимо было поддерживать максимально возможные значения $q_{\text{NH}_3} \geq 200$ нсм³·мин⁻¹, соответствующие сильно N-обогащенным условиям роста с $F_{\text{Ga}}/F_{\text{N}^*} \leq 1/30$. На рис. 3, *d* приводится изображение морфологии слоя GaN(0001), выращенного NH_3 -МПЭ вблизи условий, соответствующих началу участка снижения

скорости роста на температурной зависимости $v_g(T_S)$ при $T_S = 820^\circ\text{C}$ и $F_{\text{Ga}}/F_{\text{N}^*} = 1/30$. Данный слой имел атомарно-гладкую поверхность со значениями rms, равными 5 и 0.4 нм на площадях $3 \times 3 \text{ мкм}^2$ и $100 \times 100 \text{ нм}^2$ соответственно.

Полученные результаты свидетельствуют о различных механизмах формирования поверхностных слоев с повышенной подвижностью адатомов в обеих модификациях МПЭ. В случае МПЭ ПА Ga-обогащенные условия приводят к формированию поверхностного слоя адсорбированных атомов Ga с высокой поверхностной подвижностью. Наши результаты по низкотемпературному росту GaN (при $T_S = 700^\circ\text{C}$) свидетельствуют, что в случае роста GaN(0001) на GaN-темплейтах поверхностная подвижность адатомов выше по сравнению с ростом N-полярных слоев на подложках $c\text{-Al}_2\text{O}_3$. В последнем случае лишь повышение T_S до предельного значения ($T_S = 760^\circ\text{C}$) позволяет достигать высоких значений подвижности адатомов и получать слои GaN(000 $\bar{1}$)/ $c\text{-Al}_2\text{O}_3$ с атомарно-гладкой поверхностью в пределах отдельных зерен с характерным размером $\sim 1 \text{ мкм}$.

В случае роста GaN(0001) методом NH_3 -МПЭ возрастание поверхностной подвижности адатомов и связанный с этим двумерный рост, по-видимому, достигаются только за счет повышения T_S . Использование при этом больших потоков NH_3 можно объяснить необходимостью подавления реакции разложения GaN [17]. Таким образом, максимально возможное значение $T_S = 820^\circ\text{C}$ определялось предельным значением $q_{\text{NH}_3} = 200 \text{ нсм}^3 \cdot \text{мин}^{-1}$.

В спектрах ФЛ слоев GaN(000 $\bar{1}$), выращенных при $T_S = 760^\circ\text{C}$, наблюдается относительно узкий пик с энергией максимума 3.48 эВ и полушириной на половине максимума FWHM $\approx 8 \text{ мэВ}$ (при 20 К). Следует отметить, что это значение более чем в 2 раза превышает аналогичный параметр слоев GaN(0001), выращенных нами на темплейтах (в частности, в [4] FWHM = 3 мэВ). Как сообщалось в работе [18], причиной данного различия может быть более высокая концентрация остаточных примесей, в частности кислорода, и точечных дефектов вблизи прорастающих дислокаций, которые уширяют линию связанных экситонов в GaN(000 $\bar{1}$). Так, при МПЭ ПА GaN(0001) образующийся 2 МС адсорбционный слой атомов Ga значительно снижает вероятность встраивания кислорода по сравнению с GaN(000 $\bar{1}$) [19]. Кроме того, согласно измерениям ПЭМ, концентрация прорастающих дислокаций в слоях GaN(000 $\bar{1}$) составляла $1.5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в то время как для слоев GaN(0001), выращенных на темплейте, она была на порядок ниже, $\sim 2 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Исследования электрических свойств слоев GaN(000 $\bar{1}$) показали, что, несмотря на значительное снижение величины собственной концентрации электронов от $n_e = 9.4 \cdot 10^{17}$ до $n_e = 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ с подвижностью $\mu = 200 \text{ см}^2 \cdot \text{В}^{-1} \text{ с}^{-1}$ при увеличении T_S от 700

до 760°C , она тем не менее на порядок превышает значения n_e , характерные для лучших слоев GaN(0001) [6].

4. Заключение

Сравнительные исследования кинетики роста GaN при NH_3 -МПЭ и МПЭ ПА показали, что в первом случае возрастание поверхностной подвижности адатомов достигается за счет повышения $T_S > 820^\circ\text{C}$ при больших потоках $q_{\text{NH}_3} \geq 200 \text{ нсм}^3 \cdot \text{мин}^{-1}$, подавляющих реакцию разложения GaN, а во втором — поверхностная подвижность обеспечивается адсорбированными атомами Ga при росте в Ga-обогащенных условиях, а максимальная $T_S = 760^\circ\text{C}$ ограничена началом разложения GaN. Кроме того, показана потенциальная возможность получения слоев GaN(000 $\bar{1}$) с атомарно-гладкой поверхностью при МПЭ ПА. Для этого необходимо проводить рост в Ga-обогащенном режиме, вблизи начала образования капельной фазы Ga при относительно высоких температурах роста $T_S \approx 760^\circ\text{C}$. При этом из-за повышенной десорбции Ga при $T_S > 700^\circ\text{C}$ для поддержания Ga-обогащенных условий роста необходимо увеличить соотношение $F_{\text{Ga}}/F_{\text{N}^*}$ с 1.3 при $T_S \approx 700^\circ\text{C}$ до 1.8 при $T_S = 760^\circ\text{C}$. Также показано положительное влияние увеличения температуры роста на морфологию поверхности, структурные, оптические и электрические свойства слоев GaN(000 $\bar{1}$).

Авторы благодарят А.А. Ситникову и Р.В. Золотареву за проведение ПЭМ характеристики.

Работа выполнена при поддержке проектов РФФИ (№ 07-02-12233-офи_а, № 07-02-13618-офи_ц) и программой президиума РАН „Квантовые наноструктуры“.

Список литературы

- [1] Y.F. Wu, A. Saxler, M. Moore. IEEE Electron Dev. Lett., **25**, 117 (2004).
- [2] D. Huang, P. Visconti, K.M. Jones, M.A. Reshchikov, F. Yun, A.A. Baski, T. King, H. Morkoç. Appl. Phys. Lett., **78** (26), 4145 (2001).
- [3] B. Heying, R. Averbeck, L.F. Chen, E. Haus, H. Riechert, J.S. Speck. J. Appl. Phys., **88** (4), 1855 (2000).
- [4] В.Н. Жмерик, А.М. Мизеров, Т.В. Шубина, С.Б. Листошин, С.В. Иванов. Письма ЖТФ, **33** (8), 36 (2007).
- [5] K. Xu, A. Yoshikawa. Appl. Phys. Lett., **82** (2), 251 (2003).
- [6] S. Keller, C.S. Suh, Z. Chen, R. Chu, S. Rajan, N.A. Fichtenbaum, M. Furukawa, S.P. DenBaars, J.S. Speck, U.K. Mishra. J. Appl. Phys., **103**, 033 708 (2008).
- [7] M.N. Wong, S. Rajan, R.M. Chu, T. Palacios, C.S. Suh, L.S. McCarthy, S. Keller, J.S. Speck, U.K. Mishra. Phys. Status Solidi A, **204** (6), 2049 (2007).
- [8] X.Q. Shen, T. Ide, S.H. Cho, M. Shimizu, S. Hara, H. Okumura. Appl. Phys. Lett., **77** (24), 4013 (2000).
- [9] E. Monroy, E. Sarigiannidou, F. Fossard, N. Gogneau, E. Bellet-Amalric, J.-L. Rouvière, S. Monnoye, H. Mank, B. Daudin. Appl. Phys. Lett., **84** (18), 3684 (2004).

- [10] C. Adelmann, J. Brault, G. Mula, B. Daudin, L. Lymparakis, J. Neugebauer. Phys. Rev. B, **67**, 165 419 (2003).
- [11] N. Grandjean, M. Leroux, M. Lügt, J. Massies. Appl. Phys. Lett., **71**, 240 (1997).
- [12] A.R. Smith, R.M. Feenstra, D.W. Greve, M.-S. Shin, M. Skowronsky, J. Neugebauer, J.E. Northrup. Appl. Phys. Lett., **72**, 2114 (1998).
- [13] A. Yoshikawa, K. Xu. Thin Sol. Films, **412**, 38 (2002).
- [14] D. Crawford, R. Held, A.M. Johnston, A.M. Dabiran, P.I. Cohen. MRS Internet J. Nitride Semicond. Res., **1**(12) (1996).
- [15] N. Grandjean, J. Massies, F. Semond, S.Yu. Karpov, R.A. Talalaev. Appl. Phys. Lett., **74**(13), 1854 (1999).
- [16] S. Veizian, F. Natali, F. Semond, J. Massies. Phys. Rev. B, **69**, 125 329 (2004).
- [17] S.Yu. Karpov, R.A. Talalaev, Yu.N. Makarov, N. Grandjean, J. Massies, B. Damilano. Surf. Sci., **450**, 191 (2000).
- [18] B. Monemar, P.P. Paskov, J.P. Bergman, A.A. Toropov, T.V. Shubina, T. Malinauskas, A. Usui. Phys. Status Solidi B, **245**(9), 1723 (2008).
- [19] T. Zywiets, J. Neugebauer, M. Scheffler. Appl. Phys. Lett., **74**, 1695 (1999).

Редактор Л.В. Беляков

Peculiarities of molecular-beam epitaxy of GaN(0001) and GaN(000 $\bar{1}$) epilayers at different nitrogen activation techniques

*A.M. Mizerov, V.N. Jmerik, V.K. Kaibyshev,
T.A. Komissarova, S.A. Masalov, S.V. Ivanov*

loffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract The paper reports on a comparative study of growth kinetics of GaN films of a different polarity, deposited by either ammonia-based or plasma-assisted molecular-beam epitaxy on c-sapphire and GaN(0001)/c-Al₂O₃ templates grown by metal-organic chemical vapour deposition. The possibility of growing of GaN(000 $\bar{1}$) layers with atomically smooth surface is demonstrated. This implies usage of metal-rich droplet-free growth regime at growth temperature close to the onset of GaN decomposition ($T_S \sim 760^\circ\text{C}$). It is shown that the growth temperature increase improves structural, optical and electrical properties of the GaN(000 $\bar{1}$) films. Also the low temperature ($\sim 700^\circ\text{C}$) growth of high quality GaN(0001) layers atop of GaN(0001)/c-Al₂O₃ templates is demonstrated.