

Особенности МПЭ ПА синтеза слоев n^+ -GaN на виртуальных подложках GaN/c-Al₂O₃

© А.М. Мизеров¹, С.Н. Тимошнев¹, Е.В. Никитина¹, М.С. Соболев¹, К.Ю. Шубин¹, Т.Н. Березовская¹, Д.В. Мохов¹, В.В. Лундин², А.Е. Николаев², А.Д. Буравлев^{1,2,3}

¹ Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, 194021 Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“, 197376 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: andreymizerov@rambler.ru

Поступила в Редакцию 24 апреля 2019 г.

В окончательной редакции 29 апреля 2019 г.

Принята к публикации 29 апреля 2019 г.

Представлены результаты исследований синтеза слоев n^+ -GaN методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на виртуальных подложках GaN/c-Al₂O₃. В частности, разработан метод предэпитаксиальной очистки GaN поверхностей виртуальных подложек от инородных атомов. Показано, что для формирования слоев GaN относительно высокого качества, в том числе легированных кремнием вплоть до $\sim 4.6 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, сначала следует проводить предэпитаксиальную очистку виртуальных подложек в потоке активированных частиц азота при увеличении температуры подложки от $T_s = 400$ до 600°C , с последующей экспозицией поверхности подложки в потоке активированного азота при фиксированном значении $T_s = 600^\circ\text{C}$ в течение 1 ч. После этого температуру подложки необходимо увеличить до $T_s = 700^\circ\text{C}$ и осуществить окончательную очистку GaN-поверхности с использованием процедуры осаждения/десорбции галлия.

Ключевые слова: GaN, молекулярно-пучковая эпитаксия с плазменной активацией, легирование кремнием.

DOI: 10.21883/FTP.2019.09.48126.09

1. Введение

Гетероструктуры на основе полупроводниковых соединений нитридов третьей группы ($A^{III}N$) находят широкое применение в различных современных приборах [1–4]. В связи с этим все более актуальными становятся исследования, направленные на снижение контактного сопротивления при формировании омических контактов к $A^{III}N$ гетероструктурам. Наряду с традиционной технологией вжигаемых омических контактов (см., например, [5]) в настоящее время проводится широкий спектр исследований по созданию омических контактов без использования процедуры высокотемпературного отжига, так называемых невжигаемых омических контактов [6–11]. В частности, в работах [8–11] показана потенциальная возможность формирования подобных контактов с относительно низким контактным сопротивлением при помощи эпитаксиального дорасширения сильно легированных кремнием контактных слоев n^+ -GaN с концентрацией электронов более $1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (МПЭ ПА).

Однако в работах по формированию контактных слоев n^+ -GaN методом МПЭ ПА, на наш взгляд, недостаточно внимания уделено изучению методов предэпитаксиальной очистки поверхности $A^{III}N$ гетероструктуры. В большинстве работ предварительная очистка поверхности

$A^{III}N$ гетероструктур осуществлялась преимущественно с использованием растворителей и кислот. Вместе с тем из других работ, посвященных изучению влияния технологических параметров МПЭ ПА на свойства поверхности $A^{III}N$ гетероструктур, следует, что для эффективной очистки поверхности GaN от инородных атомов могут быть использованы процедуры, проводимые непосредственно перед началом синтеза эпитаксиальных слоев GaN в ростовой камере установки МПЭ ПА. Среди них: высокотемпературный отжиг, периодическое осаждение металлического галлия или GaN на ростовую поверхность и последующая их термическая десорбция, экспозиция рабочей поверхности в потоке активированного азота при различных температурах и др. [12–14]. Следует отметить, что наиболее эффективная очистка поверхности GaN, так же как и синтез высококачественных слоев GaN, как правило, наблюдается при температурах подложки, превышающих начало разложения GaN, и потоках активированного азота, которые в состоянии подавить разложение GaN [15,16].

Вместе с тем хорошо известно, что в промышленных установках МПЭ ПА вследствие конструктивных особенностей рост нитридных соединений в основном происходит с использованием небольших потоков активированного азота, что значительно ограничивает возможности использования высоких температур подложки как при проведении предэпитаксиальной очистки по-

верхностей нитридных соединений, так и при последующем синтезе высококачественных сильно легированных кремнием контактных слоев n^+ -GaN. Таким образом, для дальнейшего развития технологии формирования эпитаксиально дорастиваемых омических контактов n^+ -GaN необходимо исследовать особенности высокотемпературного синтеза сильно легированных кремнием контактных слоев n^+ -GaN методом МПЭ ПА при использовании небольших потоков активированного азота, типичных для промышленных установок.

Настоящая работа посвящена разработке эффективно-го метода предэпитаксиальной очистки поверхности виртуальных подложек GaN/c-Al₂O₃, от инородных атомов и исследованию особенностей синтеза контактных слоев n^+ -GaN методом МПЭ ПА при использовании малых потоков активированного азота.

2. Эксперимент

В настоящей работе формирование контактных слоев n^+ -GaN производилось с помощью метода МПЭ ПА на установке промышленного типа Veeco Gen 200 [17]. Синтез осуществлялся на виртуальных подложках, которые представляли собой слои GaN, выращенные на сапфировых подложках с ориентацией (0001) методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (ГФЭМОС) с помощью установки AIX 2000HT аналогично структурам, названным буферными слоями первого типа в работе [18].

После ГФЭМОС синтеза виртуальные подложки GaN/c-Al₂O₃ извлекались на атмосферу для проведения стандартных процедур подготовки к МПЭ ПА синтезу слоев n^+ -GaN. В частности, на обратную сторону виртуальных подложек методом электронно-лучевого напыления осаждался слой титана толщиной ~ 500 нм, необходимый для радиационного нагрева виртуальных подложек в условиях сверхвысокого вакуума установки МПЭ ПА. Затем виртуальные подложки проходили процедуру химической очистки от органических загрязнений, включающую кипячение в четыреххлористом углероде и изопропанолe, промывание в деионизованной воде и сушку в центрифуге. Сразу после окончания процедуры химической очистки виртуальные подложки помещались в загрузочную камеру установки МПЭ ПА, где отжигались в течение 2 ч в условиях сверхвысокого вакуума ($\sim 10^{-8}$ Торр) при температуре $\sim 200^\circ\text{C}$ с целью удаления паров воды с поверхности GaN.

После окончания процедуры предварительного отжига подложки перемещались в ростовую камеру установки МПЭ ПА для синтеза слоев GaN, который начинался с процедуры предэпитаксиальной очистки GaN поверхностей виртуальных подложек от оставшихся на поверхности инородных атомов, которые могли адсорбироваться из атмосферы в процессе транспортировки подложек. Для определения оптимальных технологических условий МПЭ ПА, обеспечивающих эффективную

предэпитаксиальной очистку поверхности виртуальных подложек и сохранение их кристаллического качества, использовались следующие подходы: экспозиция поверхности подложки в потоке активированного азота при различных температурах $T_S = 400\text{--}810^\circ\text{C}$, а также импульсная подача потока галлия на GaN поверхность виртуальной подложки, осуществляемая при $T_S = 700^\circ\text{C}$. Непосредственно МПЭ ПА рост слоев GaN с толщиной ~ 300 нм осуществлялся при $T_S = 700^\circ\text{C}$, потоке галлия $F_{\text{Ga}} \sim 0.25$ мкм/ч и потоке активированного азота $F_{\text{N}} \sim 0.05$ мкм/ч.

Для *in situ* наблюдения за зарождением и изменением морфологии поверхности виртуальных подложек GaN/c-Al₂O₃ и синтезируемых слоев GaN использовался метод дифракции отраженных быстрых электронов (ДОБЭ). Для *ex situ* исследований морфологии поверхности выращенных образцов использовался растровый электронный микроскоп (РЭМ) Zeiss Supra 25. Исследования электрических свойств образцов с помощью метода Холла проводились на установке Escoria HMS-3000.

3. Результаты и обсуждение

В первой серии экспериментов по МПЭ ПА синтезу GaN на виртуальных подложках GaN/c-Al₂O₃ для осуществления предэпитаксиальной очистки GaN поверхностей виртуальных подложек была использована процедура кратковременного высокотемпературного отжига, проводимого при $T_S \sim 715\text{--}810^\circ\text{C}$ в потоке активированного азота в течение 3–5 мин. Еще одна цель данных экспериментов заключалась в определении максимальной температуры подложки, позволяющей осуществить синтез сильно легированных кремнием контактных слоев n^+ -GaN. Было обнаружено, что во время отжига, проводимого при $T_S \sim 715^\circ\text{C}$, наблюдалась „линейчатая“ картина ДОБЭ, которая сохранялась и во время последующего МПЭ ПА синтеза слоев GaN, что свидетельствовало об относительно гладкой поверхности как виртуальной подложки, так и верхнего слоя GaN.

Вместе с тем РЭМ-исследования синтезированных образцов продемонстрировали наличие четкой, ярко выраженной границы раздела между поверхностью виртуальной подложки GaN/c-Al₂O₃ и выращенным верхним слоем GaN (рис. 1). Кроме того, в верхнем слое GaN были обнаружены множественные пустоты, формирующиеся на поверхности виртуальной подложки GaN/c-Al₂O₃ и достигающие поверхности образца (см. рис. 1).

Наблюдаемые особенности морфологии синтезированных образцов могли свидетельствовать о недостаточной высокой степени очистки поверхностей виртуальных подложек GaN/c-Al₂O₃, что в свою очередь приводило к увеличению плотности дефектов как на интерфейсе между виртуальной подложкой GaN/c-Al₂O₃ и верхним слоем GaN, так и в самом слое GaN, выращенном методом МПЭ ПА.

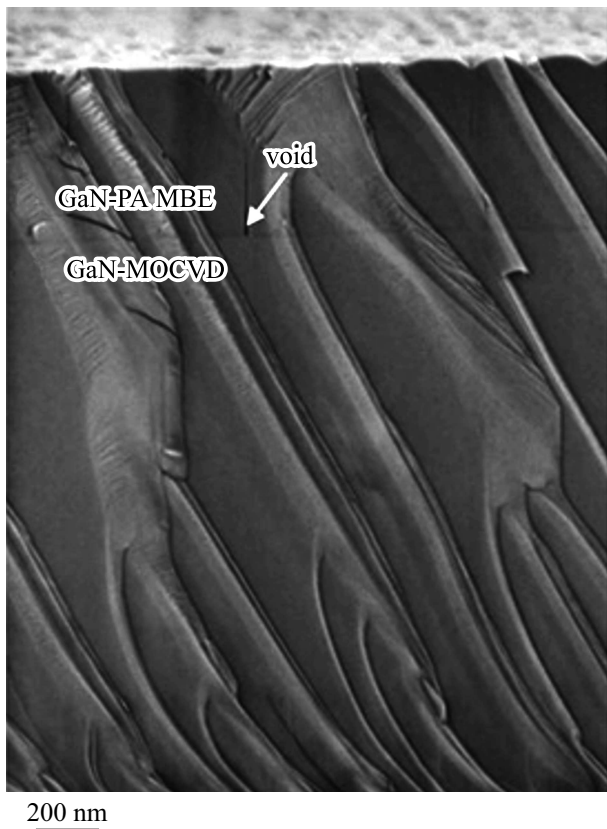


Рис. 1. РЭМ-изображения скола образца, синтезированного с использованием предварительного отжига виртуальной подложки GaN/c-Al₂O₃, проведенного в потоке активированного азота при $T_S \sim 715^\circ\text{C}$. Верхний слой GaN был синтезирован методом МПЭ ПА при $T_S = 700^\circ\text{C}$, $F_{\text{Ga}} \sim 0.25$ мкм/ч и $F_{\text{N}} \sim 0.05$ мкм/ч.

Следует отметить, что использование для очистки поверхностей виртуальных подложек GaN/c-Al₂O₃ более высоких температур отжига, достигающих значения $T_S \sim 810^\circ\text{C}$, приводило к кардинальному изменению картины ДОБЭ с „линейчатой“ на „точечную“, что свидетельствовало о формировании развитой поверхности GaN. В частности, РЭМ-исследования образцов, полученных с использованием отжига виртуальной подложки, проводимого при $T_S \sim 810^\circ\text{C}$, подтвердили, что они имеют значительно более развитую поверхность GaN по сравнению с аналогичными образцами, синтезированными с использованием отжига, проводимого при $T_S \sim 715^\circ\text{C}$. Таким образом, отжиг виртуальной подложки, проводимый при $T_S > 715^\circ\text{C}$, по-видимому, приводил к формированию Ga-стабилизированной поверхности GaN, поскольку величина используемого потока азота $F_{\text{N}} \sim 0.05$ мкм/ч, скорее всего, была недостаточна для компенсации потока десорбированных при разложении GaN атомов азота [15,19]. Вместе с тем, согласно данным работ [15,19], при нагреве GaN до $T_S \sim 810^\circ\text{C}$ равновесное давление азота превышает скорость десорбции Ga из жидкого состояния, т. е. при данной температуре

в результате разложения GaN на поверхности виртуальной подложки мог формироваться слой жидкого Ga, который активно подтравливал поверхность GaN. Таким образом, было экспериментально установлено, что МПЭ ПА синтез GaN на виртуальных подложках GaN/c-Al₂O₃ целесообразно проводить при температурах подложки, не превышающих $T_S \sim 700^\circ\text{C}$.

В связи с этим были проведены эксперименты по МПЭ ПА синтезу GaN на виртуальных подложках GaN/c-Al₂O₃, в которых на начальных стадиях синтеза виртуальные подложки выдерживались в потоке активированного азота в течение часа и более при температурах $T_S \leq 700^\circ\text{C}$. Было обнаружено, что в случае постепенного увеличения температуры подложки от $T_S = 400$ до 600°C и последующей выдержкой при $T_S = 600^\circ\text{C}$ в течение 1 ч на протяжении всего процесса подготовки виртуальной подложки наблюдалась „линейчатая“ картина дифракции отраженных быстрых электронов. Это может быть связано с сохранением исходной относительно гладкой поверхности GaN. В свою очередь увеличение температуры подложки до $T_S \sim 650^\circ\text{C}$ сопровождалось изменением картины дифракции быстрых электронов с „линейчатой“ на „точечную“, что может быть связано с началом подтравливания поверхности GaN высокоэнергетичными частицами азота [14].

Таким образом, полученные результаты свидетельствовали о том, что процесс очистки виртуальных подложек целесообразно проводить в потоке активированных частиц азота при температурах подложки, не превышающих $T_S = 600^\circ\text{C}$.

Данный метод очистки был использован для МПЭ ПА роста слоев GaN толщиной ~ 300 нм, который проводился при $T_S = 700^\circ\text{C}$, $F_{\text{Ga}} \sim 0.25$ мкм/ч и $F_{\text{N}} \sim 0.05$ мкм/ч на виртуальных подложках GaN/c-Al₂O₃. Полученные с помощью РЭМ изображения синтезированных образцов демонстрировали отсутствие ярко выраженной границы раздела между поверхностью виртуальной подложки GaN/c-Al₂O₃ и верхним слоем GaN, выращенным методом МПЭ ПА (рис. 2). Таким образом, было установлено, что использование предэпитаксиальной процедуры очистки поверхности виртуальных подложек GaN/c-Al₂O₃ в потоке активированного азота при $T_S = 400\text{--}600^\circ\text{C}$ позволило вырастить методом МПЭ ПА слой GaN. Однако на поверхности синтезированного методом МПЭ ПА слоя GaN было обнаружено множество V-дефектов, имеющих характерную форму перевернутых гексагональных пирамидок (рис. 2). При этом формирование V-дефектов может быть объяснено как прорастанием дислокаций из виртуальной подложки в верхний слой GaN, так и возникновением новых дислокаций на интерфейсе между поверхностью виртуальной подложки и верхним слоем GaN из-за недостаточной предэпитаксиальной очистки поверхности виртуальной подложки от остаточных инородных атомов.

Для обеспечения еще более тщательной предэпитаксиальной очистки поверхностей виртуальных подложек были проведены дополнительные эксперименты по МПЭ

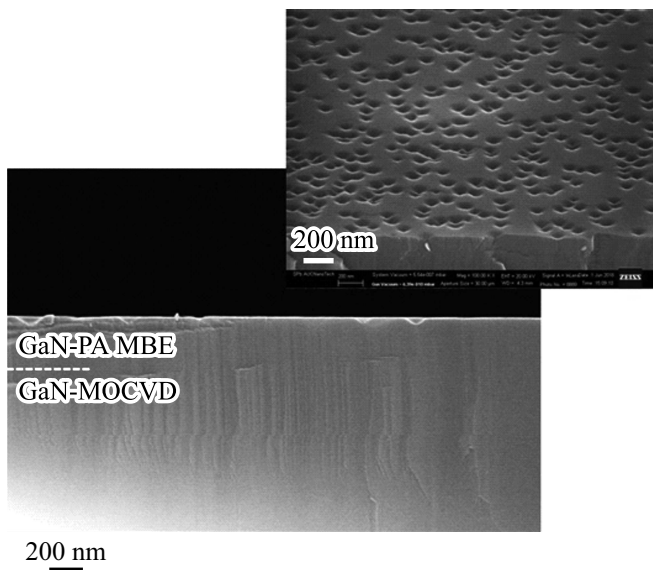


Рис. 2. РЭМ-изображения скола и поверхности образца, синтезированного с использованием предэпитаксиальной очистки виртуальной подложки GaN/c-Al₂O₃, проведенной в потоке активированных частиц азота при постепенном увеличении температуры подложки от $T_S = 400$ до 600°C , с последующей экспозицией подложки в потоке активированного азота при $T_S = 600^\circ\text{C}$ в течение 1 ч. МПЭ ПА синтез основного, верхнего слоя GaN толщиной ~ 300 нм проводился при $T_S = 700^\circ\text{C}$, $F_{\text{Ga}} \sim 0.25$ мкм/ч и $F_{\text{N}} \sim 0.05$ мкм/ч.

ПА синтезу GaN. В этом случае после описанной выше подготовки поверхности виртуальных подложек в потоке активированного азота при $T_S = 400\text{--}600^\circ\text{C}$ была осуществлена еще одна процедура очистки GaN-поверхности, основанная на осаждении нескольких монослоев Ga на поверхность виртуальной подложки с последующей тепловой десорбцией осажденного Ga с поверхности. В настоящей работе использовалось пять периодов осаждения/десорбции галлия на GaN-поверхности виртуальной подложки, нагретой до $T_S = 700^\circ\text{C}$, т. е. до температуры, при которой еще не наблюдается интенсивного разложения GaN, но при этом поток тепловой десорбции Ga из жидкой фазы составляет $F_{\text{Ga}}^{\text{des}} \sim 0.3$ мкм/ч [19]. В каждом цикле данного этапа осаждение атомов галлия обеспечивалось во время 10-секундной экспозиции GaN-поверхности виртуальной подложки в потоке галлия $F_{\text{Ga}} \sim 0.4$ мкм/ч, что соответствовало осаждению порядка одного монослоя Ga. После этого поток Ga перекрывался заслонкой на 10 с для термической десорбции осажденного Ga с GaN-поверхности. При этом на протяжении всей процедуры адсорбции/десорбции галлия наблюдалась „линейчатая“ картина ДОБЭ с яркими и тонкими рефlekсами, характерными для относительно гладкой поверхности GaN.

Сразу после окончания предэпитаксиальной очистки поверхностей виртуальных подложек, проведенной согласно описанной выше процедуре, на них методом МПЭ ПА выращивались слои GaN толщи-

ной ~ 300 нм при постоянных значениях $T_S = 700^\circ\text{C}$, $F_{\text{Ga}} \sim 0.25$ мкм/ч, $F_{\text{N}} \sim 0.05$ мкм/ч. Исследования синтезированных образцов с помощью РЭМ показали, что они обладают относительно гладкой морфологией поверхности, а на изображении сколов образцов не наблюдалась граница раздела между поверхностью виртуальной подложки GaN/c-Al₂O₃ и верхним слоем GaN (рис. 3). Кроме того, изображения поверхностей образцов (рис. 3) демонстрировали более низкую плотность V-дефектов, по сравнению с аналогичными образцами, синтезированными без использования процедуры адсорбции/десорбции галлия (рис. 2), что указывает на их более высокое кристаллическое совершенство. Вместе с тем измерения методом Холла концентраций и подвижностей в синтезированных нелегированных образцах демонстрировали значения $n_e \sim 8 \cdot 10^{16}$ см⁻³ и $\mu \sim 290$ см²/В·с при комнатной температуре, которые могут указывать на относительно низкую плотность дефектов.

Таким образом, было определено, что предэпитаксиальную очистку поверхностей виртуальных подложек целесообразно проводить в несколько этапов. Сначала следует проводить очистку виртуальных подложек в потоке активированных частиц азота при увеличении температуры подложки от $T_S = 400$ до 600°C , с последующей экспозицией поверхности подложки в потоке активированного азота при фиксированном значении

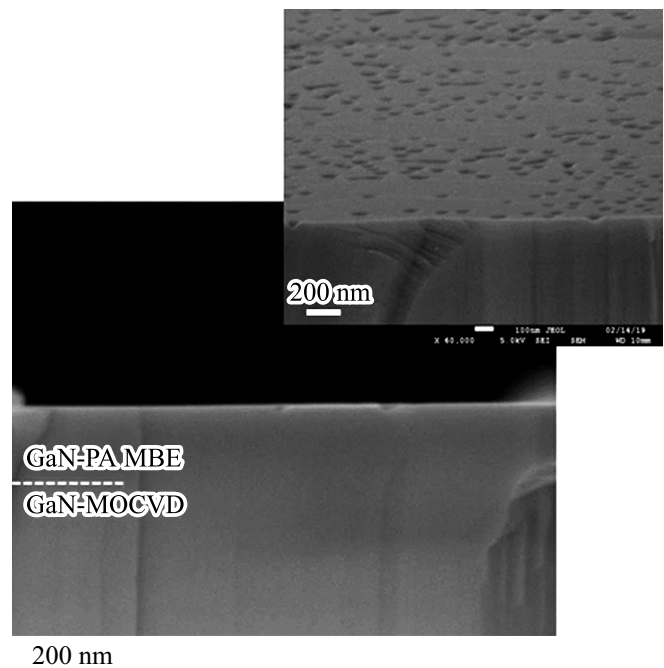


Рис. 3. РЭМ-изображения скола и поверхности образца, синтезированного с использованием полного цикла предэпитаксиальной очистки виртуальной подложки GaN/c-Al₂O₃, который включал очистку в потоке активированного азота при $T_S = 400\text{--}600^\circ\text{C}$ и пять периодов адсорбции/десорбции галлия при $T_S = 700^\circ\text{C}$. МПЭ ПА синтез основного, верхнего слоя GaN толщиной ~ 300 нм проводился при $T_S = 700^\circ\text{C}$, $F_{\text{Ga}} \sim 0.25$ мкм/ч и $F_{\text{N}} \sim 0.05$ мкм/ч.

$T_S = 600^\circ\text{C}$ в течение 1 ч. После этого температуру подложки рекомендуется увеличить до $T_S = 700^\circ\text{C}$ и реализовать пять периодов осаждения/десорбции галлия на GaN-поверхности.

Разработанный метод предэпитаксиальной очистки виртуальных подложек GaN/c-Al₂O₃ был использован для эпитаксиального синтеза методом МПЭ ПА легированных кремнием слоев GaN:Si. В процессе роста слоев GaN:Si при различных температурах кремниевого эффузионного источника $T_{Si} = 1020\text{--}1110^\circ\text{C}$ наблюдалась „линейчатая“ картина ДОБЭ, которая могла свидетельствовать об относительно гладкой морфологии поверхности слоев GaN:Si, что было впоследствии подтверждено РЭМ-исследованиями синтезированных образцов. Таким образом, не было обнаружено значительного влияния кремния на морфологические свойства слоев GaN:Si при их МПЭ ПА синтезе на виртуальных подложках GaN/c-Al₂O₃. Вместе с тем Холловские измерения синтезированных образцов свидетельствовали о том, что при увеличении температуры кремниевого источника от 1020 до 1110 $^\circ\text{C}$ концентрация легирующей примеси в них увеличивалась от $n_e \sim 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ до $n_e \sim 4.6 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ соответственно. Таким образом, была показана потенциальная возможность формирования невжигаемых контактных слоев n^+ -GaN:Si различной степенью легирования методом МПЭ ПА на виртуальных подложках GaN/c-Al₂O₃.

4. Заключение

В настоящей работе представлены результаты исследований синтеза слоев n^+ -GaN методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на виртуальных подложках GaN/c-Al₂O₃. В частности, разработан метод предэпитаксиальной очистки GaN-поверхностей виртуальных подложек от инородных атомов. Показано, что для формирования слоев GaN относительно высокого качества, в том числе легированных кремнием вплоть до $\sim 4.6 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, сначала следует проводить предэпитаксиальную очистку виртуальных подложек в потоке активированных частиц азота при увеличении температуры подложки от $T_S = 400$ до 600°C , с последующей экспозицией поверхности подложки в потоке активированного азота при фиксированном значении $T_S = 600^\circ\text{C}$ в течение 1 ч. После этого температуру подложки необходимо увеличить до $T_S = 700^\circ\text{C}$ и осуществить окончательную очистку GaN-поверхности с использованием процедуры осаждения/десорбции галлия.

Финансирование работы

Ростовые эксперименты проводились в рамках выполнения государственного задания Министерства образования и науки Российской Федерации № 16.9789.2017/БЧ. Морфологические и электрические

исследования образцов выполнены в рамках генерального соглашения о научно-исследовательской деятельности между Сколтехом и СПбАУ РАН (№ 3663-MRA, проект 4).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] K. Kim, M. Hua, D. Liu, J. Kim, K.J. Chen, Zh. Ma. *Nano Energy*, **43**, 259 (2018).
- [2] R. Hentschel, J. Gürtner, A. Wachowiak, A. Großer, T. Mikolajick, S. Schmult. *J. Cryst. Growth*, **500**, 1 (2018).
- [3] A. Binder, Jiann-Shiun Yuan, Balakrishnan Krishnan, P.M. Shea. *Superlat. Microstr.*, **121**, 92 (2018).
- [4] G.H. Chung, T.A. Vuong, H. Kim. *Results Phys.*, **12**, 83 (2019).
- [5] G. El-zammar, A. Yvon, W. Khalfaoui, M. Nafouti, F. Cayrel, E. Collard, D. Alquier. *Mater. Sci. Semicond. Processing*, **78**, 107 (2018).
- [6] O. Ambacher. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **31**, 2653 (1998).
- [7] Y. Yue, Z. Hu, J. Guo, B. Sensale-Rodriguez, G. Li, R. Wang, F. Faria, T. Fang, B. Song, X. Gao, Sh. Guo, Th. Kosel, G. Snider, P. Fay, D. Jena, H. Xing. *IEEE Electron Dev. Lett.*, **33**, 7 (2012).
- [8] S.J. Hong, K.(Kevin) Kim. *Appl. Phys. Lett.*, **89**, 042101 (2006).
- [9] Zh. Zheng, H. Seo, L. Pang, K.(Kevin) Kim. *Phys. Status Solidi A*, **208** (4), 953 (2011).
- [10] J. Guo1, Y. Cao, Ch. Lian, T. Zimmermann, G. Li, J. Verma, X. Gao, Sh. Guo, P. Saunier, M. Wistey, D. Jena, H.(Grace) Xing. *Phys. Status Solidi A*, **208** (7), 1617 (2011).
- [11] B. Song, M. Zhu, Z. Hu, M. Qi, K. Nomoto, X. Yan, Y. Cao, D. Jena, H.G. Xing. *IEEE Electron Dev. Lett.*, **37**, 1 (2016).
- [12] G. Koblmüller, R.M. Chu, A. Raman, U.K. Mishra, J.S. Speck. *J. Appl. Phys.*, **107**, 043527 (2010).
- [13] D.F. Storm, T. McConkie, D.S. Katzer, B.P. Downey, M.T. Hardy, D.J. Meyer, D.J. Smith. *J. Cryst. Growth*, **409**, 14 (2015).
- [14] S. Gangopadhyay, Th. Schmidt, C. Kruse, S. Figge, D. Hommel, J. Falta. *J. Vac. Sci. Technol. A*, **32** (5), 051401 (2014).
- [15] S. Fernández-Garrido, G. Koblmüller, E. Calleja, J.S. Speck. *J. Appl. Phys.*, **104**, 033541 (2008).
- [16] A.M. Mizerov, V.N. Jmerik, V.K. Kaibyshev, T.A. Komissarova, S.A. Masalov, S.V. Ivanov. *Semiconductors*, **43** (8), 1058 (2009).
- [17] A.M. Mizerov, S.N. Timoshnev, M.S. Sobolev, E.V. Nikitina, K.Yu. Shubina, T.N. Berezovskaia, I.V. Shtrom, A.D. Bouravlev. *Semiconductors*, **52** (12), 1529 (2018).
- [18] W.V. Lundin, A.E. Nikolaev, A.V. Sakharov, S.O. Usov, E.E. Zavarin, P.N. Brunkov, M.A. Yagovkina, N.A. Cherkashin, A.F. Tsatsulnikov. *Semiconductors*, **48** (1), 53 (2014).
- [19] O. Brandt, H. Yang, K.H. Ploog. *Phys. Rev. B*, **54**, 4432 (1996).

Редактор А.Н. Смирнов

Peculiarities of PA MBE synthesis of n^+ -GaN layers on GaN/*c*-Al₂O₃ templates

A.M. Mizerov¹, S.N. Timoshnev¹, E.V. Nikitina¹,
M.S. Sobolev¹, K.Yu. Shubina¹, T.N. Berezovskaia¹,
D.V. Mokhov¹, W.V. Lundin², A.E. Nikolaev²,
A.D. Bouravleuv^{1,2,3}

¹ St. Petersburg National Research Academic University,
194021 St. Petersburg, Russia

² Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

³ St. Petersburg Electrotechnical University „LETI“,
197376 St. Petersburg, Russia

Abstract The paper reports on the method developed for the pre-epitaxial cleaning of the GaN/*c*-Al₂O₃ template surfaces for the subsequent synthesis of n^+ -GaN layers by plasma assisted molecular-beam epitaxy. It is shown that, in order to grow the relatively high quality GaN layers, doped with silicon up to $\sim 4.6 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, the GaN template surfaces should be pre-epitaxial cleaned from foreign adatoms in two stages. At the first stage, it is worth to clean the template surface in a flux of activated nitrogen species at a temperature of $\sim 400\text{--}600^\circ\text{C}$. During the second stage the pulsed deposition/desorption of gallium adatoms on a GaN surface of a template heated up to $\sim 700^\circ\text{C}$ should be used.