

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.

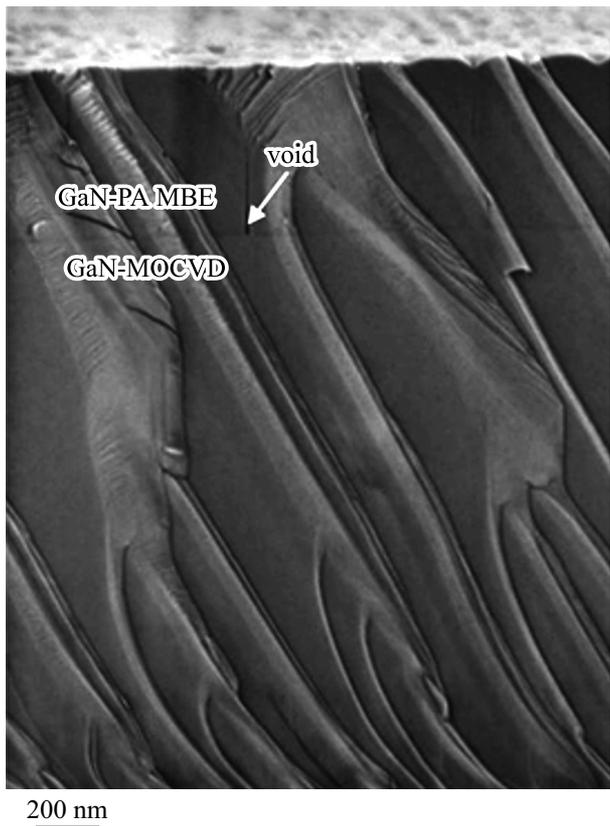


Рис. 1. РЭМ-изображения скола образца, синтезированного с использованием предварительного отжига виртуальной подложки $\text{GaN}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$, проведенного в потоке активированного азота при $T_S \sim 715^\circ\text{C}$. Верхний слой GaN был синтезирован методом МПЭ ПА при $T_S = 700^\circ\text{C}$, $F_{\text{Ga}} \sim 0.25$ мкм/ч и $F_{\text{N}} \sim 0.05$ мкм/ч.

Следует отметить, что использование для очистки поверхностей виртуальных подложек $\text{GaN}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$ 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 $\text{GaN}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$ 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 $\text{GaN}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$, 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 $\text{GaN}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$. Полученные с помощью РЭМ изображения синтезированных образцов демонстрировали отсутствие ярко выраженной границы раздела между поверхностью виртуальной подложки $\text{GaN}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$ и верхним слоем GaN, выращенным методом МПЭ ПА (рис. 2). Таким образом, было установлено, что использование предэпитаксиальной процедуры очистки поверхности виртуальных подложек $\text{GaN}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$ 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

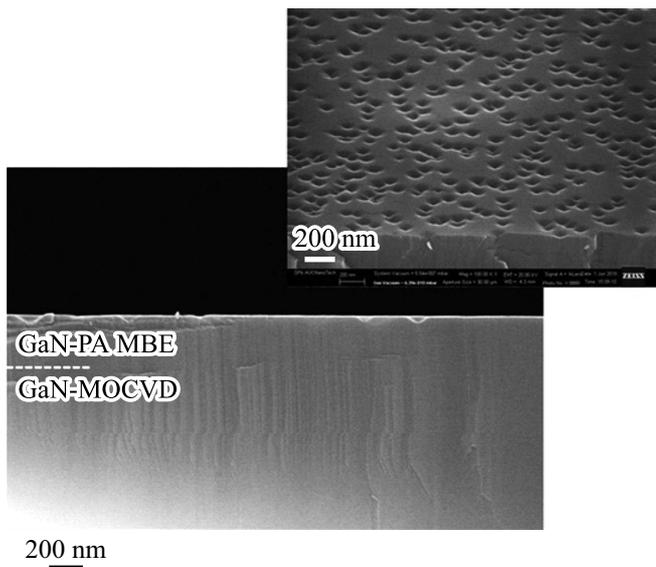


Рис. 2. РЭМ-изображения скола и поверхности образца, синтезированного с использованием предэпитаксиальной очистки виртуальной подложки GaN/c-Al₂O₃, проведенной в потоке активированных частиц азота при постепенном увеличении температуры подложки от $T_S = 400$ до 600°C , с последующей экспозицией подложки 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 рефлексами, 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

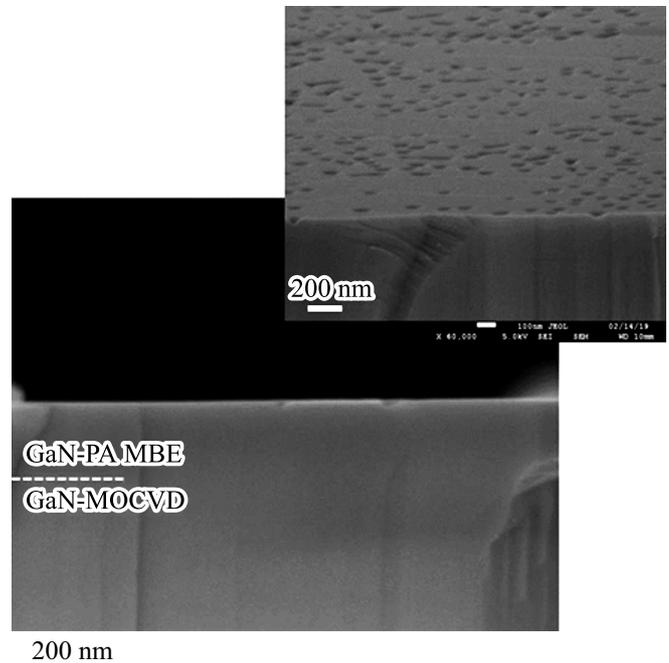


Рис. 3. РЭМ-изображения скола и поверхности образца, синтезированного с использованием полного цикла предэпитаксиальной очистки виртуальной подложки GaN/c-Al₂O₃, который включал очистку в потоке активированного азота при $T_S = 400\text{--}600^\circ\text{C}$ и пять периодов адсорбции/десорбции галлия 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.