



<http://dx.doi.org/10.35596/1729-7648-2019-125-7-144-151>

Оригинальная статья
Original paper

УДК 621.38

АММИАЧНАЯ МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВАЯ ЭПИТАКСИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР AlGaN НА ПОДЛОЖКАХ САПФИРА

Н.В. РЖЕУЦКИЙ¹, Я.А. СОЛОВЬЕВ², А.Г. ВОЙНИЛОВИЧ¹, И.Е. СВИТЕНКОВ¹,
А.Н. ПЕТЛИЦКИЙ², Д.В. ЖИГУЛИН², Е.В. ЛУЦЕНКО¹

¹«Институт физики НАН Беларуси», г. Минск, Республика Беларусь

²ОАО «Интеграл» – управляющая компания холдинга «Интеграл», г. Минск, Республика Беларусь

Поступила в редакцию 18 ноября 2019

© Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, 2019

Аннотация. В работе с целью разработки технологии роста гетероструктур на основе Al(Ga)N исследовалось влияние различных условий роста гетероструктур молекулярно-пучковой эпитаксией на свойства слоев AlN и AlGaN. Были установлены условия для роста буферных слоев AlN, которые позволили достигнуть среднеквадратичного значения величины шероховатостей 0,7 нм. Показано, что увеличение толщины слоя AlN приводит к уменьшению плотности краевых дислокаций, в то время как явной зависимости плотности винтовых дислокаций от толщины слоя не наблюдалось. Минимальные полученные значения плотности проникающих дислокаций для слоя AlN толщиной 1,25 мкм составили $n_{\text{краев.}} = 5,9 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ и $n_{\text{винт.}} = 2,2 \times 10^7 \text{ см}^{-2}$. В результате оптимизации температуры роста AlGaN была выращена серия слоев толщиной 0,15 мкм, показавших стимулированное излучение на длинах волн $\lambda = 330 \text{ нм}$, 323 нм , 303 нм и 297 нм с пороговыми плотностями мощности $0,7 \text{ МВт/см}^2$, $1,1 \text{ МВт/см}^2$, $1,4 \text{ МВт/см}^2$ и $1,4 \text{ МВт/см}^2$ соответственно. Установленные условия эпитаксии слоев AlN и AlGaN на подложках сапфира были использованы для роста транзисторной структуры AlGaN/GaN на подложке сапфира с двумерным электронным газом, который имел подвижность $1950 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ при концентрации $1,15 \times 10^{13} \text{ см}^{-2}$. Полученные результаты важны для создания излучающих оптоэлектронных полупроводниковых приборов, работающих в УФ области спектра, а также приборов силовой и высокочастотной электроники на основе нитридов.

Ключевые слова: молекулярно-пучковая эпитаксия, структурные свойства, стимулированное излучение, двумерный электронный газ.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Для цитирования. Ржеуцкий Н.В., Соловьев Я.А., Войнилович А.Г., Свитенков И.Е., Петлицкий А.Н., Жигулин Д.В., Луценко Е.В. Аммиачная молекулярно-пучковая эпитаксия гетероструктур AlGaN на подложках сапфира. Доклады БГУИР. 2019; 7(125): 144-151.

AMMONIA MOLECULAR BEAM EPITAXY OF AlGaN HETEROSTRUCTURES ON SAPPHIRE SUBSTRATES

MIKALAI V. RZHEUTSKI¹, JAROSLAV A. SOLOVJOV², ALIAKSEI G. VAINILOVICH¹,
ILLYA E. SVITSIANKOU¹, ALYAXANDR N. PYATLITSKI², DZMITRY V. ZHYHULIN²,
EVGENII V. LUTSENKO¹

¹*B.I. Stepanov Institute of Physics of NAS of Belarus, Minsk, Belarus*

²*«Integral» holding managing company, Minsk, Belarus*

Submitted 18 November 2019

© Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, 2019

Abstract. In order to develop a technology for the growth of Al(Ga)N-based heterostructures, the effect of different molecular beam epitaxy growth conditions on the properties of AlN and AlGaN layers was studied. The optimal conditions for the growth of AlN buffer layers were established, which made it possible to achieve a root mean square roughness as small as 0.7 nm. It was shown that an increase of AlN layer thickness leads to a decrease of density of edge dislocations, while no explicit dependence of the screw dislocation density on the layer thickness was observed. The minimal obtained dislocations density values for 1.25 μm-thick AlN layer were $n_{\text{edges}} = 5.9 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ and $n_{\text{screw}} = 2.2 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ for edge and screw dislocations respectively. As a result of optimization of the AlGaN growth temperature, a series of 0.15 μm-thick layers was grown, which showed stimulated emission at wavelengths $\lambda = 330 \text{ nm}$, 323 nm, 303 nm, and 297 nm with threshold power densities of 0.7 MW/cm², 1.1 MW/cm², 1.4 MW/cm² and 1.4 MW/cm², respectively. The determined optimal epitaxy conditions for AlN and AlGaN layers were used to grow the AlGaN/GaN high electron mobility transistor structure on a sapphire substrate with two-dimensional electron gas, which had a mobility of 1950 cm²(V□s) at a concentration of $1.15 \times 10^{13} \text{ cm}^{-2}$. The obtained results are important for creating of nitride-based UV-emitting optoelectronic semiconductor devices, as well as high-power and high-frequency electronic devices.

Keywords: molecular beam epitaxy, structural properties, stimulated emission, 2-dimensional electron gas.

Conflict of interests. The authors declare no conflict of interests.

For citation. Rzheutski M.V., Solovjov Ja.A., Vainilovich A.G., Svitsiankou I.E., Pyatlitski A.N., Zhyhulin D.V., Lutsenko E.V. Ammonia molecular beam epitaxy of AlGaN heterostructures on sapphire substrates. Doklady BGUIR. 2019; 7(125): 144-151.

Введение

За последние два десятилетия гетероструктуры на основе нитридов галлия и алюминия вызвали огромный интерес для применений в приборах силовой, высокочастотной и оптоэлектроники, что обусловлено целым рядом уникальных свойств GaN и AlN, таких как большая запрещенная зона, высокая температурная, радиационная и электрическая прочность, высокая скорость насыщения электронов [1]. Сегодня силовые и высокочастотные транзисторы на основе GaN рассматриваются как главная альтернатива традиционным транзисторам на основе Si и GaAs для применения в системах беспроводной связи, радиолокационных системах, в устройствах преобразования энергии, в космической электронике. Несмотря на впечатляющий прогресс, достигнутый в последние годы в области создания мощных и высокоэффективных оптоэлектронных приборов на основе нитридов, работающих в фиолетово-зеленой области спектра, характеристики ультрафиолетовых (УФ) полупроводниковых приборов пока существенно хуже. Одной из главных проблем эпитаксии нитридных гетероструктур является высокая стоимость объемных кристаллов GaN или AlN, что приводит к необходимости использования чужеродных подложек подложек для роста (SiC, сапфир, Si) и обуславливает высокую плотность структурных дефектов. При этом, хотя подложки SiC и Si считаются лучшими кандидатами для гетероэпитаксиального роста Al(Ga)N

в коммерческих применениях, подложки сапфира имеют свои преимущества, поскольку они сочетают низкую стоимость и относительно высокое качество эпитаксиальной структуры. Недавно сообщалось об использовании технологии роста GaN на сапфире для производства коммерческих силовых электронных устройств. Помимо общих проблем нитридной эпитаксии, технология на основе AlGaN имеет свои специфические трудности, обусловленные склонностью AlGaN к образованию неоднородности состава и увеличением шероховатости поверхности, более низким коэффициентом вывода излучения из слоев AlGaN с высокой мольной долей AlN из-за изменения поляризации переходов на низкоэнергетическую валентную подзону и др. В работе приведены результаты исследований, направленных на оптимизацию условий роста буферных слоев AlN и AlGaN методом аммиачной (NH_3) молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ), демонстрируется стимулированное излучение (СИ) в УФ области спектра слоев AlGaN, а также приведены результаты роста транзисторной структуры.

Методика проведения эксперимента

Все эксперименты по эпитаксиальному росту проводились на односторонне полированных подложках сапфира (0001) диаметром 50,8 мм с разориентацией поверхности $0,2^\circ$ в реакторе STE3N2 (SemiTEq) в режиме NH_3 МПЭ. Предварительная подготовка подложек включала в себя стадии отжига и нитридации [2]. Характеристики выращенных слоев контролировались с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ, Carl Zeiss Supra 40, Hitachi S-4800), атомно-силового микроскопа (АСМ, Nanoflex Solar LS) и рентгеноструктурного анализа (РСА, PANalytical X'pert PRO). Фотolumинесценция (ФЛ) и СИ слоев AlGaN измерялись с использованием в качестве источника возбуждения 5-й гармоники Nd:YAG-лазера ($\lambda_{\text{возб}} = 213$ нм, ФЛ: $I_{\text{возб}} \sim 0,1$ МВт/см², СИ: $I_{\text{возб}} \sim 0,1$ МВт/см² – 3 МВт/см²) и УФ спектрометра MayaPro (Ocean Optics) для регистрации спектров. Для измерений СИ пластина раскалывалась по плоскости спайности, чтобы получить один плоский торец. Второй плоский торец не создавался для исключения образования резонатора Фабри-Перо и, следовательно, для уменьшения чувствительности измеренного значения пороговой плотности мощности СИ к качеству скола. Возбуждающее излучение фокусировалось на поверхности образца в полосу, ориентированную перпендикулярно сколу, а выходное излучение собиралось линзой со стороны скола на торец волокна спектрометра. Поляризованное излучение СИ измеряли с использованием призмы Рошона, расположенной перед собирающей линзой. Для определения края поглощения выращенных слоев AlGaN измерялись спектры пропускания с использованием дейтериевой лампы. Характеристики двумерного электронного газа (ДЭГ) транзисторной структуры определялись по методу Холла с использованием индиевых контактов.

Результаты и их обсуждение

В работе [2] исследовалось влияние температуры роста и потока NH_3 на морфологию поверхности и структурные свойства эпитаксиальных слоев AlN толщиной 0,32 мкм на подложках сапфира. В данной работе исследуется влияние толщины на свойства AlN. Эпитаксиальный рост для всех описанных слоев AlN начинался при относительно низкой скорости роста $\sim 0,05$ мкм/ч с последующим увеличением до ее нормального значения 0,2 мкм/ч. Две серии слоев AlN различной толщины (0,32 мкм и 1,25 мкм) были выращены при различных температурах от 800 °С до 1190 °С и потоках NH_3 от 30 см³/мин до 100 см³/мин. Более подробно условия роста описаны в работе [2]. На рис. 1 показаны СЭМ-изображения слоев AlN толщиной 1,25 мкм, из которых видно, что низкая температура роста, равная 1010 °С, приводит к образованию в слое разориентированных кристаллитов. Поток NH_3 100 см³/мин и температура роста 1085 °С привели к образованию плоских террас без холмов и поликристаллов, что свидетельствует о реализации режима послойного роста атомных ступеней. Такая же террасоподобная морфология также наблюдалась с помощью АСМ для слоя AlN, выращенного при более высокой скорости потока аммиака 200 см³/мин (не показано в данной работе). Более высокая температура роста приводит к образованию на поверхности слоя призматических холмов. Поведение, похожее на описанное, наблюдалось и для серии тонких слоев AlN [2].

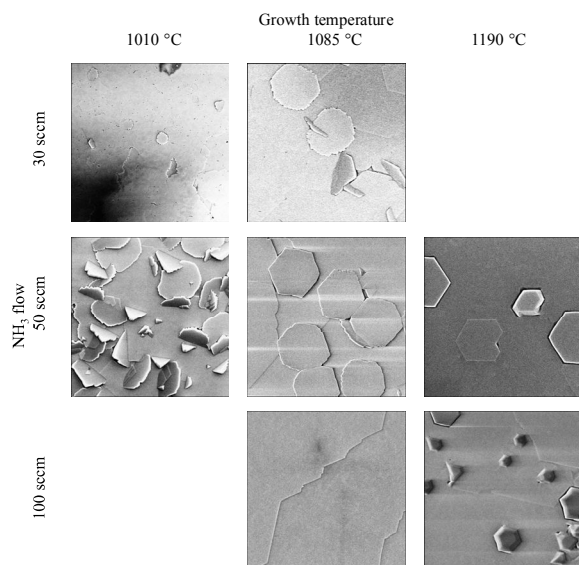


Рис. 1. Изображения поверхности слоев AlN толщиной 1.25 мкм, выращенных в различных условиях, полученные с помощью СЭМ (2 мкм × 2 мкм)

Fig. 1. SEM images (2 $\mu\text{m} \times 2 \mu\text{m}$) of the 1.25- μm -thick AlN epilayers grown at different conditions

На рис. 2 приведены значения плотности проникающих дислокаций (ППД) в зависимости от температуры роста для обеих серий слоев AlN. Значения плотности краевых и винтовых дислокаций определялись из значений полуширины кривых качения РСА для рефлексов 101 и 002 соответственно [3].

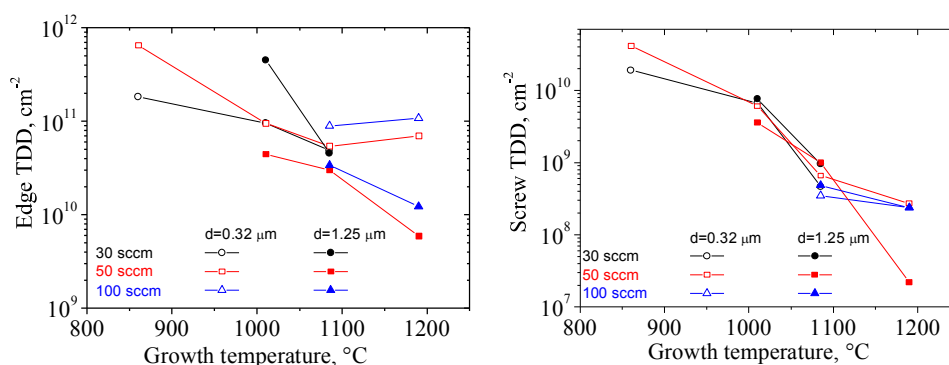


Рис. 2. Значения плотности дислокаций слоев AlN, выращенных в различных условиях

Fig. 2. Dislocation density values derived from XRD measurements of AlN layers grown at different conditions

Из рис. 2 видно, что обе серии слоев AlN демонстрируют тенденцию к снижению ППД с увеличением температуры роста (за исключением двух слоев AlN толщиной 0,32 мкм, выращенных при 1190°C). Такое поведение объясняется увеличением подвижности адатомов при повышении температуры роста [4, 5]. Большая толщина слоя AlN приводит к уменьшению плотности краевых дислокаций, по крайней мере, в два раза, почти для всех используемых условий роста. Однако заметного влияния толщины слоя на плотность винтовых дислокаций не наблюдается. Этот факт противоречит результатам, полученным другими авторами, которые демонстрируют уменьшение плотности как краевых, так и винтовых дислокаций с увеличением толщины слоев AlN [6, 7]. В данной работе минимальные значения плотности дислокаций, которые составили $5,9 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ для краевых дислокаций и $2,2 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$ для винтовых дислокаций, были получены для слоя AlN толщиной 1,25 мкм, выращенном при потоке NH_3 50 $\text{cm}^3/\text{мин}$ и температуре 1190 °C. На рис. 3 приведены значения среднеквадратичной шероховатости поверхности слоев AlN в зависимости от температуры роста. Можно заметить, что толстые слои AlN имеют более шероховатую поверхность, однако явной зависимости от температуры роста не наблюдается. Самое низкое значение среднеквадратичной шероховатости $\sim 0,7 \text{ nm}$ было получена для слоя AlN, выращенного при температуре 1085°C и потоке NH_3 100 $\text{cm}^3/\text{мин}$. Температура роста 1085 °C и поток

NH_3 100 cm^3/min были приняты в качестве оптимальных условий, обеспечивающих приемлемый компромисс между шероховатостью поверхности и структурным качеством слоев AlN на подложках сапфира, используемых в качестве буферов для роста слоев AlGaIn. Были выращены две серии слоев AlGaIn толщиной 0,15 μm с использованием буферных структур, состоящих из слоя AlN толщиной 0,32 μm и слоя $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ переменного состава толщиной 0,14 μm (значение x изменялось от 1 до величины мольной доли AlN верхнего слоя AlGaIn). Первая серия была выращена для определения влияния температуры роста на шероховатость поверхности и оптические свойства AlGaIn. Все слои AlGaIn в этой серии были выращены при примерно одинаковом постоянном соотношении потоков $\text{Al}/(\text{Ga}+\text{Al}) \sim 0,3$ и потоке NH_3 100 cm^3/min . Температура роста слоев AlGaIn в серии варьировалась от 860 до 950 $^\circ\text{C}$. Известно, что шероховатость поверхности и скорость роста слоев GaN чувствительны к температуре роста вследствие влияния термического разложения GaN [8, 9]. На рис. 4 приведены среднеквадратичная шероховатость поверхности слоев AlGaIn, а также нормированная скорость роста GaN в зависимости от температуры роста. Для измерения скорости роста использовался тестовый рост GaN при том же потоке NH_3 , который использовался в остальных экспериментах. Заметное снижение скорости роста GaN, свидетельствующее о вкладе термического разложения, происходит при температурах выше ~ 870 $^\circ\text{C}$. Наименьшая шероховатость поверхности AlGaIn была достигнута при температуре роста в диапазоне от ~ 875 $^\circ\text{C}$ до ~ 920 $^\circ\text{C}$, что соответствует вкладу термического разложения GaN не выше 5–6%. Крайние значения температур роста (860 $^\circ\text{C}$ и 950 $^\circ\text{C}$) соответствуют более шероховатой поверхности. В то время как увеличение шероховатости при высокой температуре роста объясняется вкладом термического разложения фракции GaN, влияние низкой температуры, как можно предположить, обусловлено увеличением шероховатости вследствие уменьшения подвижности адатомов во время роста.

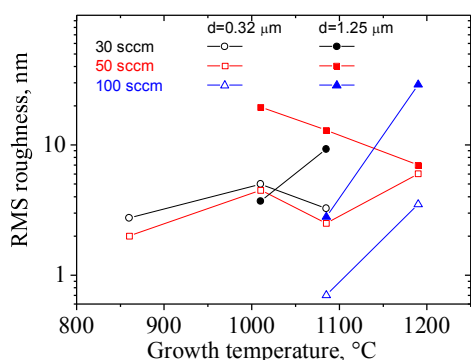


Рис. 3. Значения среднеквадратичной шероховатости слоев AlN, выращенных в различных условиях

Fig. 3. Root mean square surface roughness of AlN layers grown by a different conditions

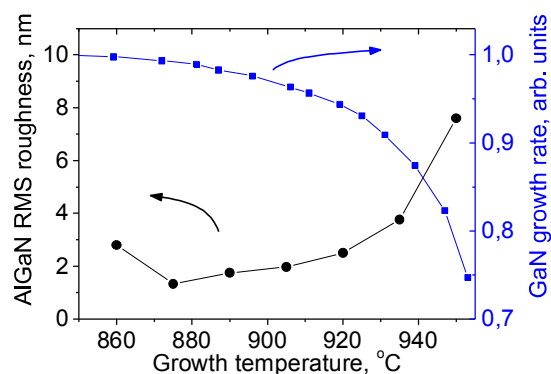


Рис. 4. Значения среднеквадратичной шероховатости слоев AlGaIn и нормированная скорость роста слоя GaN в зависимости от температуры

Fig. 4. Root mean square surface roughness of AlGaIn layers and normalized GaN growth rate as functions of growth temperature

Влияние температуры роста на локализацию неравновесных носителей в слоях AlGaIn исследовалось путем измерения стокового сдвига, который определялся как энергетический зазор между положением полосы ФЛ и краем поглощения, оцененного по спектру пропускания [10]. Полученные результаты приведены на рис. 5. Наименьший стоковый сдвиг наблюдается для слоев AlGaIn, выращенных в интервале температур от ~ 875 $^\circ\text{C}$ до ~ 920 $^\circ\text{C}$, в то время как повышение температуры роста выше 940 $^\circ\text{C}$ приводит к существенному росту стокового сдвига. Можно заметить сходство в поведении зависимостей стокового сдвига и среднеквадратичной шероховатости от температуры роста. Большая величина стокового сдвига соответствует наличию более выраженных хвостов зон AlGaIn и, следовательно, большей неоднородности сплава AlGaIn. Слои AlGaIn, выращенные при 860 $^\circ\text{C}$, 875 $^\circ\text{C}$ и 905 $^\circ\text{C}$, имели стимулированное излучение вблизи $\lambda = 300$ нм, с пороговыми плотностями мощности 2 $\text{МВт}/\text{см}^2$, 1,4 $\text{МВт}/\text{см}^2$ и 9 $\text{МВт}/\text{см}^2$ соответственно (показаны на рисунке 5). Следует отметить, что самое низкое пороговое значение соответствует минимальной среднеквадратичной шероховатости $\sim 1,3$ нм.

Повышение температуры роста AlGaN выше ~880°C приводит к резкому ухудшению лазерных свойств, что очевидно вызвано влиянием как увеличения шероховатости поверхности, так и степени неоднородности состава AlGaN.

Вторая серия слоев AlGaN была выращена при оптимальной температуре 875 °С, но с разными соотношениями потоков Al/(Ga+Al), соответствующими следующим значениям мольной доли AlN: 0,24, 0,31, 0,38 и 0,43 (оценивались по краю поглощения). Все слои из второй серии показали СИ на длинах волн $\lambda = 330$ нм, 323 нм, 303 нм и 297 нм с пороговыми плотностями мощности 0,7 МВт/см², 1,1 МВт/см², 1,4 МВт/см² и 1,4 МВт/см² соответственно. СИ всех слоев имело ТЕ – поляризацию ($E \perp [0001]$). На рис. 6 приведены измеренные спектры СИ слоя Al_{0,24}Ga_{0,76}N. Значения стоксова сдвига для слоев AlGaN второй серии были ниже 20 мэВ, что подтверждает относительно высокую однородность состава AlGaN.

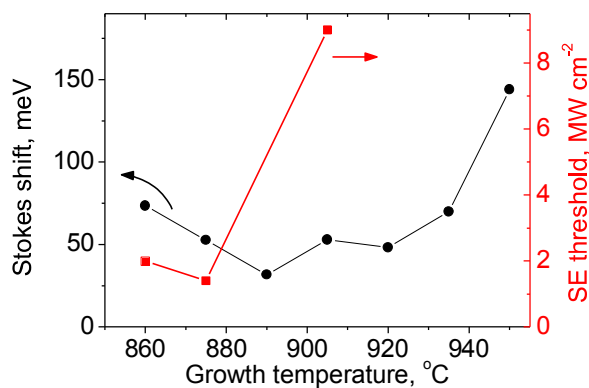


Рис. 5. Величина стоксова сдвига и порог стимулированного излучения слоев AlGaN в зависимости от температуры

Fig. 5. Stokes shift and stimulated emission threshold values of AlGaN layers as functions of growth temperature

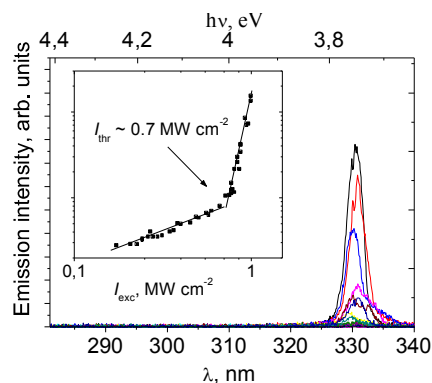


Рис. 6. Спектры стимулированного излучения слоя Al_{0,24}Ga_{0,76}N при различных уровнях возбуждения. На вставке изображена зависимость интегральной интенсивности от уровня возбуждения
Fig. 6. Stimulated emission spectra of Al_{0,24}Ga_{0,76}N layer measured at different excitation levels. Inset shows the dependence of integrated emission on excitation level

Оптимальные условия, которые были определены для роста слоев AlN и AlGaN на подложках сапфира, были использованы для роста гетероструктуры для транзисторов с высокой подвижностью электронов. Схема гетероструктуры приведена на рис. 7. Буферная структура состояла из слоев AlN, Al_{0,3}Ga_{0,7}N и Al_{0,09}Ga_{0,91}N, разделенных согласующими слоями AlGaN переменного состава. Активный слой GaN имел относительно небольшую толщину 200 нм, чтобы предотвратить образование проводящих паразитных каналов. Барьерный слой Al_{0,3}Ga_{0,7}N включал в себя прослойку, легированную кремнием (~ 10¹⁹ см⁻³).

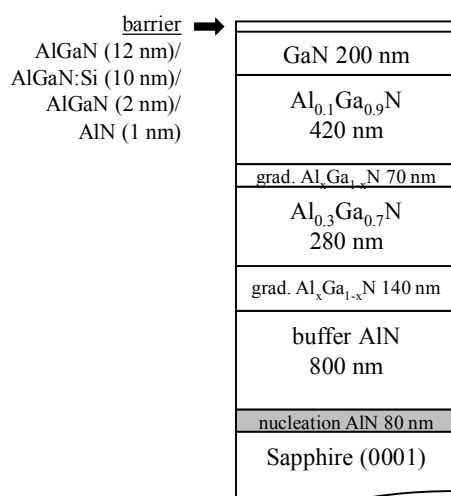


Рис. 7. Схема транзисторной гетероструктуры
Fig. 7. Schematic layer structure of the transistor heterostructure

Поверхность выращенной структуры имела среднеквадратичную шероховатость 2,5 нм. На рис. 8 приведен снимок торца структуры, полученный с помощью СЭМ. Несмотря на некоторое размытие изображения, можно наблюдать гетерограницу GaN/барьер, которая не имеет разрывов или грубых неоднородностей.

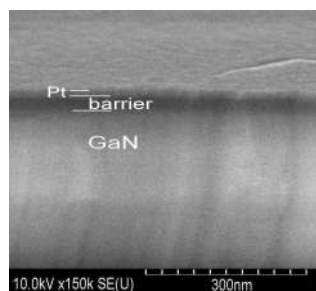


Рис. 8. СЭМ-изображение торца транзисторной гетероструктуры
Fig. 8. Cross section scanning electron image of the transistor heterostructure

Полученная транзисторная структура продемонстрировала хорошие свойства двумерного электронного газа (ДЭГ): подвижность на отдельных участках пластины достигала $1950 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{с})$ при концентрации $1,15 \text{ cm}^{-2}$, наименьшее измеренное слоевое сопротивление составило 270 Ом/кв . Неоднородность значений подвижности ДЭГ по пластине не превышала 8 %.

Заключение

В работе исследовалось влияние различных условий роста МПЭ на свойства слоев AlN и AlGaN. Были установлены условия для роста буферных слоев AlN, которые позволили достигнуть среднеквадратичную шероховатость 0,7 нм. Было показано, что увеличение толщины слоя AlN приводит к уменьшению плотности краевых дислокаций, в то время как явной зависимости плотности винтовых дислокаций от толщины слоя не наблюдалось. Минимальные полученные значения плотности проникающих дислокаций для слоя AlN толщиной 1,25 мкм составили $n_{\text{краев.}} = 5,9 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ и $n_{\text{винт.}} = 2,2 \times 10^7 \text{ cm}^{-2}$. В результате оптимизации температуры роста AlGaN была выращена серия слоев толщиной 0,15 мкм, показавших стимулированное излучение на длинах волн $\lambda = 330 \text{ нм}$, 323 нм , 303 нм и 297 нм с пороговыми плотностями мощности $0,7 \text{ МВт/см}^2$, $1,1 \text{ МВт/см}^2$, $1,4 \text{ МВт/см}^2$ и $1,4 \text{ МВт/см}^2$ соответственно. Установленные условия эпитаксии слоев AlN и AlGaN на подложках сапфира были использованы для роста структуры с двумерным электронным газом, который имел подвижность $1950 \text{ cm}^2/(\text{V}\cdot\text{с})$ при концентрации $1,15 \text{ cm}^{-2}$. Полученные результаты важны для создания излучающих оптоэлектронных полупроводниковых приборов, работающих в УФ области спектра, а также приборов силовой и высокочастотной электроники на основе нитридов.

Список литературы / References

1. Mishra U.K., Parikh P., Wu Y. F. AlGaN/GaN HEMTs: An overview of device operation and applications. *Proceedings of the IEEE*. 2002; 90:1022. DOI: 10.1109/JPROC.2002.1021567.
2. Alyamani A., Lutsenko E.V., Rzhetski M.V., Zubialevich V.Z., Vainilovich A.G., Svitsiankou I.E., Shulenkova V.A., Yablonskii G.P., Petrov S.I., Alexeev A.N. AlGaN/GaN high electron mobility transistor heterostructures grown by ammonia and combined plasma-assisted ammonia molecular beam epitaxy. *Japanese Journal of Applied Physics*. 2019; 58:SC1010. doi: 10.7567/1347-4065/ab06b4.
3. Xiong J., Tang J., Liang T., Wang Y., Xue C., Shi W., Zhang W. Characterization of crystal lattice constant and dislocation density of crack-free GaN films grown on Si(111). *Appl. Surf. Sci.* 2010; 257:1161-1165. DOI:10.1016/j.apsusc.2010.07.073.
4. Alexeev A.N., Krasovitsky D.M., Petrov S.I., Chaly V.P., Mamaev V.V., Sidorov V.G. Specific features of NH_3 and plasma-assisted MBE in the fabrication of III-N HEMT heterostructures. *Semiconductors*. 2015; 49:92-94. DOI: 10.1134/S1063782615010029.
5. Neumayer D. A., Ekerdt J. G. Synthesis of Gallium Nitride Nanoparticles by Microwave Plasma Enhanced CVD. *Chemical Vapor Deposition*. 1996; 16:151-156. DOI: 10.1002/cvde.200906811.
6. Fu W. Y., Kappers M. J., Zhang Y., Humphreys C. J., Moram M. A. Dislocation Climb in c-Plane AlN Films. *Appl. Phys. Express*. 2011; 4:065503. DOI:10.1143/APEX.4.065503.
7. Li X.-H., Wang S., Xie H., Wei Y. O., Kao T.-T., Satter Md. M., Shen S.-C., Yoder P. D., Detchprohm T., Dupuis R. D., Fischer A. M., Ponce F. A. Growth of high quality AlN layers on sapphire substrates at relatively low temperatures by metalorganic chemical vapor deposition. *Phys. Status Solidi B*. 2015; 252: 1089-1095. DOI:10.1002/pssb.201451571.

8. Webb J. B., Tang H., Bardwell J. A., Moisa S., Peters C., MacElwee T. Defect reduction in GaN epilayers and HFET structures grown on (0 0 0 1)sapphire by ammonia MBE. *Journal of Crystal Growth*. 2001; 79: 584-589. doi.org/10.1016/S0022-0248(01)01266-0.
9. Alexeev A.N., Borisov B.A., Chaly V.P., Demidov D.M., Dudin A.L., Krasovitsky D.M., Pogorelsky Yu.V., Shkurko A.P., Sokolov I.A., Stepanov M.V., Ter-Martirosyan A.L. The growth rate evolution versus substrate temperature and V/III ratio during GaN MBE using ammonia. *Mater. Res. Soc. Internet J. Nitride Semicond. Res.* 1999; 4:e6. DOI: <https://doi.org/10.1557/S1092578300000624>.
10. Pikhin N., Hegazy H.H. Fundamental absorption edge of semiconductor alloys with the direct-gap energy-band structure. *Semiconductors*. 2009; 43:1259. doi:10.1134/S1063782609100029.

Вклад авторов

Ржеуцкий Н. В., Войнилович А. Г., Свитенков И. Е. выполнили эпитаксиальный рост слоев, анализ влияния условий роста.

Соловьёв Я.А., Петлицкий А.Н., Жигулин Д.В. выполнили измерение сканирующей электронной микроскопией, анализ результатов.

Луценко Е.В. выполнил постановку задачи исследований, анализ полученных результатов.

Authors contribution

Rzheutski M.V., Vainilovich A.G., Svitsiankou I.Ya. made epitaxial growth, analysis of growth conditions effect.

Solovjov Ja.A., Pyatlitski A.N., Zhyhulin D.V. made scanning electron measurements, analysis.

Lutsenko E.V. set target, made analysis and general supervising.

Сведения об авторах

Ржеуцкий Н.В., к.ф.-м.н., старший научный сотрудник Института физики НАН Беларуси.

Соловьёв Я.А., к.т.н., доцент, заместитель директора филиала «Транзистор» ОАО «Интеграл» – управляющей компании холдинга «Интеграл».

Войнилович А.Г., научный сотрудник Института физики НАН Беларуси.

Свитенков И.Е., научный сотрудник Института физики НАН Беларуси.

Петлицкий А.Н., к.ф.-м.н., доцент, директор ПЦ «Белмикросанализ» филиала «НПЦ Белмикросистем» ОАО «Интеграл» – управляющей компании холдинга «Интеграл».

Жигулин Д.В., начальник сектора ПЦ «Белмикросанализ» филиала «НПЦ Белмикросистем» ОАО «Интеграл» – управляющей компании холдинга «Интеграл».

Луценко Е.В., к.ф.-м.н., доцент, заместитель заведующего центром Института физики НАН Беларуси.

Information about the authors

Rzheutski M.V., PhD, senior researcher of Institute of Physics of NAS of Belarus.

Solovjov Ja.A., PhD, Associate Professor, Deputy Director of «Transistor» Branch of «Integral» holding managing company.

Vainilovich A.G., researcher of Institute of Physics of NAS of Belarus.

Svitsiankou I.Ya., researcher of Institute of Physics of the NAS of Belarus.

Pyatlitski A.N., PhD, Associate Professor, Director of SC «Belmicroanalysis» of «Belmicrosystems» Branch of «Integral» holding managing company.

Zhyhulin D.V., Head of Sector of SC «Belmicroanalysis» of «Belmicrosystems» Branch of «Integral» holding managing company.

Lutsenko E.V., PhD, As. Prof., Deputy Head of Centrum, Institute of Physics of the NAS of Belarus.

Адрес для корреспонденции

220072, Республика Беларусь,
Минск, пр. Независимости, 68-2,
Государственное научное учреждение
«Институт физики имени Б.И. Степанова
национальной академии наук Беларуси»
тел.+375-17-294-90-25;
e-mail: m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by
Ржеуцкий Николай Викторович

Address for correspondence

220072, Republic of Belarus,
Minsk, Nezavisimosti ave., 68-2,
The State Scientific Institution
«B.I. Stepanov Institute of Physics of the National
Academy of Sciences of Belarus»
tel. +375-17-294-90-25;
e-mail: m.rzheutski@ifanbel.bas-net.by
Rzheutski Mikalai Viktaravich