

8. Avilov V.I., Ageev O.A., Smirnov V.A. *i dr.* Formirovanie i issledovanie matritsy memristorov na osnove oksida titana metodami zondovoy nanotekhnologii [The formation and study of the matrix of memristor-based titanium oxide methods probe nanotechnology], *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Elektronika* [News of Higher Educational Institutions. Electronics], 2014, No. 2 (106), pp. 50-57.
9. Ageev O.A., Konoplev B.G., Smirnov V.A. *i dr.* Issledovanie rezhimov fotonnostimulirovannoy zondovoy nanolitografii metodom lokal'nogo anodnogo okisleniya plenki titana [The study of modes of formation of the oxide nano-structures of titanium using local anodic oxidation film of titanium], *Nano- i mikrosistemnaya tekhnika* [Nano- and Microsystem Technology], 2008, No. 1 (90), pp. 14-16.
10. Ageev O.A., Konoplev B.G., Smirnov V.A. *i dr.* Zondovaya fotonno-stimulirovannaya nanolitografiya struktur na osnove plenki titana [Probe photon stimulated nanolithography structures based on the film of titanium], *Mikroelektronika* [Microelectronics], 2007, Vol. 36, No. 6, pp. 403-408.
11. Ageev O.A., Solodovnik M.S., Smirnov V.A. *i dr.* Issledovanie rezhimov lokal'nogo anodnogo okisleniya epitaksial'nykh struktur arsenida galliya [The study of the local anodic oxidation of epitaxial gallium arsenide], *Izvestiya YuFU. Tekhnicheskie nauki* [Izvestiya SFedU. Engineering Sciences], 2011, No. 4 (117), pp. 8-13.
12. Ageev O.A., Solodovnik M.S., Smirnov V.A. *i dr.* Issledovanie rezhimov formirovaniya oksidnykh nanorazmernykh struktur arsenida galliya metodom lokal'nogo anodnogo okisleniya [The study of modes of formation of the oxide nano-structures of gallium arsenide using local anodic oxidation], *Izvestiya vuzov. Elektronika* [Izvestiya vuzov. Electronics], 2012, No. 2 (94), pp. 43-50.
13. MVI 14-2009 Metodika vypolneniya izmereniy geometricheskikh parametrov massivov oksidnykh nanorazmernykh struktur metodom atomno-silovoy mikroskopii [MIM 14-2009 the Method of measurement of the geometric parameters of the arrays of oxide nano-structures by atomic force microscopy].

Статью рекомендовал к опубликованию д.ф.-м.н., профессор А.А. Лаврентьев.

Смирнов Владимир Александрович – Южный федеральный университет; e-mail: vasmirnov@sfnu.ru; 347928, г. Таганрог, ул. Шевченко, 2, корп. Е; тел.: +78634371611; к.т.н.; доцент.

Smirnov Vladimir Aleksandrovich – Southern Federal University; e-mail: vasmirnov@sfnu.ru; 347928, Taganrog, st. Shevchenko, 2, corps. E; phone: +78634371767; cand. of eng. sc.; associate professor.

УДК 621.382.211

**А.Н. Алексеев, С.И. Петров, Д.М. Красовицкий, В.П. Чалый, В.В. Мамаев,
В.Г. Сидоров**

ВЫРАЩИВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ БУФЕРНЫХ СЛОЕВ AlN/AlGaN ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ В НЕМТ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ GaN

Рассмотрены особенности получения нитридных НЕМТ гетероструктур методом аммиачной и плазменной МЛЭ. Показано, что использование высокотемпературных буферных слоев AlN/AlGaN, выращенных при использовании аммиака и экстремально высокой температуре (до 1150 °С), позволяет кардинально улучшить структурное совершенство активных слоев GaN и понизить плотность дислокаций в них до значений $9 \cdot 10^8 - 1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Использование таких буферных слоев позволяет получать гетероструктуры GaN/AlGaN высокого качества обоими методами. С другой стороны, в отличие от аммиачной МЛЭ,

которую трудно использовать при $T < 500$ °C (из-за низкой эффективности разложения аммиака) плазменная МЛЭ весьма эффективна при низких температурах, например, для выращивания слоев InAlN согласованных по параметру решетки с GaN. Продемонстрированы результаты выращивания гетероструктур AlN/AlGaN/GaN/InAlN методом МЛЭ как с плазменной активацией азота, так и с использованием экстремально высокого потока аммиака.

Молекулярно-лучевая эпитаксия; гетероструктуры; HEMT; буферный слой; нитрид галлия.

**A.N. Alexeev, D.M. Krasovitsky, S.I. Petrov, V.P. Chaly, V.V. Mamaev,
V.G. Sidorov**

GROWTH OF HIGH TEMPERATURE ALN/ALGAN BUFFER LAYERS FOR DISLOCATION REDUCTION IN GAN BASED HEMT HETEROSTRUCTURES

The features of GaN based HEMT heterostructures growth using PA and NH₃ MBE are discussed. It is shown that the use of high-temperature AlN/AlGaN buffer layers grown using ammonia at extremely high temperatures (up to 1150°C) allows to improve drastically the structural quality of the GaN layers and reduce dislocation density down to $9 \cdot 10^8$ – $1 \cdot 10^9$ cm⁻². The use of such buffer layers allows to grow high quality GaN/AlGaN heterostructures using both methods. On the other hand, unlike the ammonia MBE, which is difficult to use at $T < 500$ °C (because of low decomposition efficiency of ammonia), PA-MBE is very effective at low temperatures, for example for growth of InAlN layers lattice-matched to GaN. The results of the growth of high quality GaN/InAlN heterostructures by using both PA-MBE and NH₃-MBE (at extremely high ammonia flux) are shown.

Molecular beam epitaxy; heterostructure; HEMT; buffer; gallium nitride.

Введение. Нитриды металлов третьей группы (III-N) обладают уникальными свойствами и интенсивно исследуются с целью создания оптоэлектронных и СВЧ мощных высокотемпературных приборов на их основе. Одной из основных проблем при изготовлении приборов на основе III-нитридов является отсутствие недорогих согласованных по параметру решетки подложек. Выращивание на рассогласованных подложках приводит к высокой плотности дислокаций в GaN (10^9 – 10^{10} см⁻² для МЛЭ, 10^8 – 10^9 см⁻² для МОГФЭ), что усложняет задачу получения приборных гетероструктур. Более высокие значения плотности дислокаций в GaN при выращивании МЛЭ связаны с меньшей температурой роста и соответственно худшей поверхностной подвижностью атомов на ростовой поверхности. Типичные значения подвижности электронов при комнатной температуре в слоях GaN, выращенных на сапфире (с использованием буферных слоев GaN, AlGaN или AlN), находятся в диапазоне 250–350 см² для МЛЭ и 500–700 см² для МОГФЭ. При этом метод МЛЭ обладает рядом достоинств по сравнению с МОГФЭ, а именно: позволяет осуществлять in-situ-диагностику роста на уровне одного монослоя и получать резкие гетерограницы, обеспечивает высокую чистоту камеры роста и выращиваемого материала, предоставляет возможность построения высоковакуумных кластерных систем, более безопасен и др. В частности, было показано [1], что метод МЛЭ обладает преимуществом перед МОГФЭ с точки зрения получения более четких интерфейсов в транзисторной гетероструктуре GaN/AlN/AlGaN и др.

МЛЭ нитридов элементов III группы развивается в двух основных направлениях, различающихся природой источника активного азота: МЛЭ с использованием аммиака в качестве источника азота, по основным ростовым условиям лежащая ближе к МОГФЭ; и активированная плазмой (RF) МЛЭ, принципиально более близкая к классической молекулярно-лучевой эпитаксии традиционных соединений A₃B₅.

В настоящее время все большее число исследователей выбирают МЛЭ с плазменным источником азота, поскольку она более проста в обслуживании, а также обладает рядом особенностей, таких как возможность низкотемпературного роста и отсутствие водорода на ростовой поверхности. Однако в отличие от аммиачной МВЕ данный метод не позволяет заметно увеличить температуру роста и таким образом повысить качество материала за счет увеличения поверхностной подвижности атомов.

В настоящей работе представлены результаты выращивания транзисторных гетероструктур с использованием обеих разновидностей МЛЭ (с использованием плазменной активации азота и аммиака).

Экспериментальная часть. Гетероструктуры на основе GaN были выращены на подложках Al_2O_3 (0001) и SiC в ЗАО «Светлана-Рост» и прикладной лаборатории ЗАО «НТО» на установках МЛЭ серии STE3N российского производства, выпускаемых ЗАО «НТО» под торговой маркой SemiTEq. Уникальными особенностями данного оборудования являются значительно расширенный диапазон рабочих температур подложки и отношений V/III. В частности, благодаря криопанелям увеличенной площади и усиленной системе откачки в ростовой камере обеспечивается вакуум не хуже $5 \cdot 10^{-3}$ Па при увеличении температуры подложки до 970°C при потоке аммиака $400 \text{ см}^3/\text{мин}$. В результате дополнительной модернизации узла нагрева образца и ростового манипулятора обеспечивается возможность длительного роста с вращением на подложках диаметром до 100 мм при температуре до 1200°C (показания пирометра). При этом вакуум находится на уровне не хуже $1 \cdot 10^{-3}$ Па (при потоке аммиака $60 \text{ см}^3/\text{мин}$).

В качестве инструментов для in-situ-контроля скорости роста и состояния ростовой поверхности использовалась лазерная интерферометрия и отраженная дифракция быстрых электронов ОДБЭ (RHEED). Свойства выращенных образцов исследовались при помощи просвечивающей электронной микроскопии (ТЕМ) и Холловских измерений.

Результаты и обсуждение. Для увеличения поверхностной подвижности атомов на начальном этапе роста и как следствие улучшения сращивания зародышевых блоков и снижения плотности дислокаций необходимо увеличение температуры роста. При этом увеличение температуры выше температуры заметного термического разложения GaN приводит к ухудшению морфологии поверхности, что делает невозможным использование в МЛЭ ростовых температур характерных для МОГФЭ. Вместе с тем термическое разложение AlN начинает происходить при гораздо больших температурах по сравнению с GaN, что позволяет увеличить температуру роста до достаточно высоких значений, при которых однако термического разложения AlN еще не происходит. В связи с этим было предложено выращивать на начальном этапе роста относительно «толстый» слой AlN при экстремально высокой для МЛЭ температуре. Кроме того, при выращивании на «толстых» слоях AlN слоев AlGaN или GaN необходимо использовать специальные технологические приемы для снижения влияния напряжений, вызванных различием в параметрах решетки.

Выращивание на начальной стадии роста слоев AlN толщиной более 200 нм при экстремально высокой для МЛЭ температуре $1100\text{--}1150^\circ\text{C}$, а затем выращивание переходных областей AlGaN, включая сверхрешетки, при температуре $900\text{--}920^\circ\text{C}$ привело к улучшению свойств всей многослойной гетероструктуры AlN/AlGaN/GaN и слоя GaN, в частности.

На рис. 1 представлено изображение гетероструктуры, состоящей из слоев AlN, сверхрешетки (SLS) AlN/AlGaN, $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$, градиентного слоя, $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.1}\text{N}$ и GaN, полученное при помощи сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (STEM). При помощи STEM было установлено, что плотность дислокаций находится на уровне $2\text{--}4\cdot 10^{10}\text{ см}^{-2}$, $4\text{--}6\cdot 10^9\text{ см}^{-2}$ и $9\cdot 10^8\text{--}1\cdot 10^9\text{ см}^{-2}$ для слоев AlN, AlGaN и GaN соответственно. Для сравнения плотность дислокаций в слое GaN, выращенном на тонком (10–20 нм) слое AlN, полученном при умеренной температуре ($<900\text{ }^\circ\text{C}$) находится на уровне 10^{10} см^{-2} .

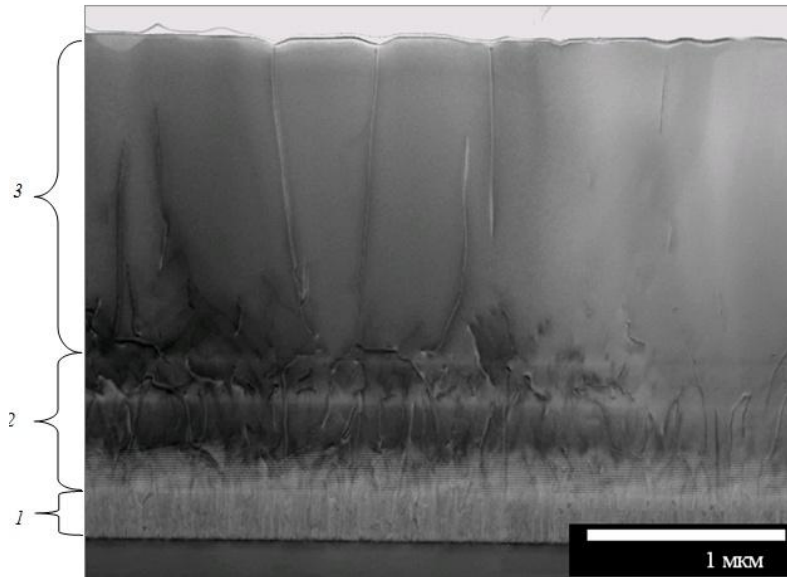


Рис. 1. Изображение скола многослойной гетероструктуры AlN/AlGaN/GaN, полученное с помощью STEM; указаны слои и полные плотности дислокаций: 1 – AlN; $2\text{--}4\cdot 10^{10}\text{ см}^{-2}$; 2 – AlGaN; $4\cdot 10^9\text{ см}^{-2}$; 3 – GaN; $8\text{--}10\cdot 10^8\text{ см}^{-2}$

Таким образом, плотность дислокаций в слое GaN, выращенном на многослойном буферном слое, который начинается с высокотемпературного слоя AlN, была понижена на 1,5–2 порядка по сравнению с выращиванием на тонком не высокотемпературном зародышевом слое AlN. Кроме того, при помощи просвечивающей электронной микроскопии (ТЕМ) была определена плотность различных типов дислокаций в слое GaN (рис. 2). Отражение $g = (0002)$ было использовано для определения винтовых и смешанных дислокаций, а $g = (-12-10)$ для определения краевых и смешанных дислокаций. Было установлено, что плотность дислокаций составляет $\sim 2\cdot 10^8\text{ см}^{-2}$, $\sim 4\cdot 10^8\text{ см}^{-2}$ и $\sim 4\cdot 10^8\text{ см}^{-2}$ для винтовых, краевых и смешанных дислокаций соответственно.

Уменьшение плотности дислокаций привело к значительному увеличению подвижности электронов в слоях GaN. Максимальная подвижность электронов в слаболегированном слое GaN толщиной 1,5 мкм находится на уровне $600\text{--}650\text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ при концентрации электронов $3\text{--}5\cdot 10^{16}\text{ см}^{-3}$. Экспериментальные значения подвижности и плотности дислокаций согласуются (рис. 3) с данными расчетов, сделанными в работе [2].

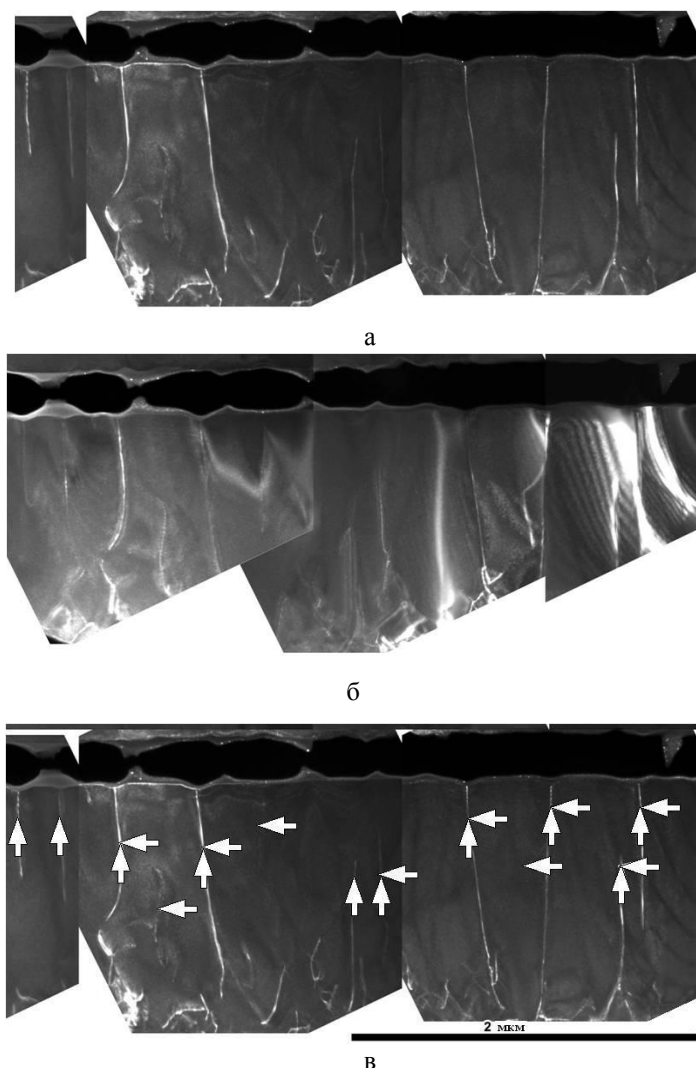


Рис. 2. ПЭМ-изображение гетероструктуры AlN/AlGaIn/GaN в двух направлениях – (0002) (а) и (110) (б), а также в совмещенном виде (в); показаны винтовые и краевые дислокации (вертикальные и горизонтальные стрелки соответственно)

Данные значения плотности дислокаций и подвижности электронов находятся среди лучших значений, полученных на сегодня методом МЛЭ, и соответствуют хорошему уровню для слоев GaN, выращенных методом МОГФЭ, что свидетельствует о высоком кристаллическом совершенстве полученных слоев. Шероховатость поверхности полученных гетероструктур также соответствует лучшим значениям для нитридных слоев, выращенных методом МЛЭ на сапфире (rms 1–2 нм).

Важно отметить, что получение таких буферных слоев трудно реализовать в плазменной МЛЭ, поскольку для двумерного режима роста AlN необходим Al-обогащенный режим, а десорбция алюминия становится существенной при температуре подложки более 900 °С.

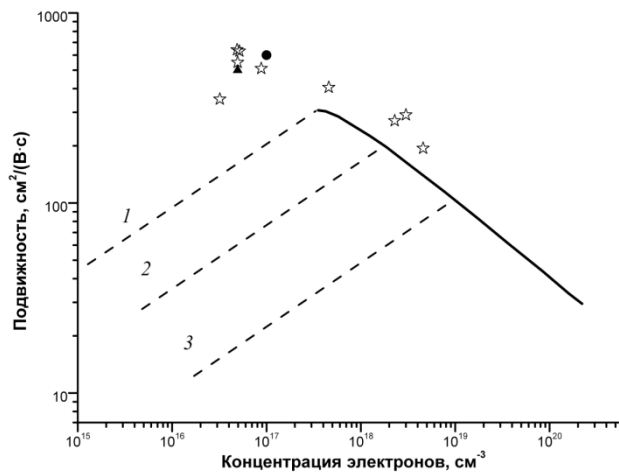


Рис. 3. Зависимость подвижности электронов от их концентрации в слоях GaN толщиной 1,5 мкм, легированных Si, выращенных методом МЛЭ в данной работе. Здесь же приведены рекордные значения подвижности для метода МЛЭ (треугольник) [3] и МОГФЭ (круг) [4]. Пунктирные и сплошная линии – теоретический расчет [2] при плотностях дислокаций, см⁻²: 1–8·10⁹, 2–2·10¹⁰, 3–7·10¹⁰

Таблица 1

Параметры гетероструктур с различными барьерными слоями

Барьерный слой	n·10 ¹³ , см ⁻²	μ, см ² /В·с	Rs
Al _{0,25} Ga _{0,75} N	1,1–1,2	1300–1400	400–420
Al _{0,3} Ga _{0,7} N	1,5–1,6	1300–1400	290–310
Al _{0,4} Ga _{0,6} N	1,7–1,8	1300–1400	250–270
Сверхрешетка AlN/GaN (средний состав 50 %)	1,8–1,9	1500–1700	230–250
In _{0,17} Al _{0,83} N	2,3–2,4	1200–1300	210–220

Использование указанных слоев GaN в двойной гетероструктуре с барьерным слоем Al_xGa_{1-x}N различного состава (x = 0,25–0,4) позволило контролируемо изменять слоевое сопротивление, концентрацию и подвижность в двумерном электронном газе в диапазоне 230–400 Ом/ед.пл., (1,0–1,8)·10¹³ см⁻² и 1300–1700 см²/В·с соответственно на подложках сапфира и SiC. При этом барьерный слой состоял из тонкого слоя AlN толщиной 1 нм и модулировано легированного кремнием слоя AlGaN толщиной 24 нм. В случае использования сверхрешетки AlN/GaN в качестве барьерного слоя его толщина составляла 10 нм. Параметры гетероструктур с двумерным электронным газом (ДЭГ) приведены в табл. 1. Распределение слоевого сопротивления по пластине диаметром 3 дюйма (76,2 мм) представлено на рис. 4. Гетероструктуры GaN/AlGaN были выращены с помощью как плазменной, так и аммиачной МЛЭ на высокотемпературных буферных слоях, выращенных аммиачной МЛЭ.

Характеристики и надежность нитридных гетероструктур могут быть дополнительно улучшены путем замены барьерного слоя AlGaN слоем InAlN, согласованным по параметру решетки с GaN при процентном содержании индия в раство-

ре 17 %. В слое $\text{In}_{0.17}\text{Al}_{0.83}\text{N}$ не наблюдаются напряжения и пьезополяризации, что потенциально увеличивает долговременную надежность транзисторов, изготовленных из таких гетероструктур. При этом даже в отсутствие пьезополяризации плотность заряда в двумерном электронном газе, вызванная только спонтанной поляризацией, примерно в два раза больше, чем в $\text{AlGaIn}/\text{GaIn}$ гетероструктурах.

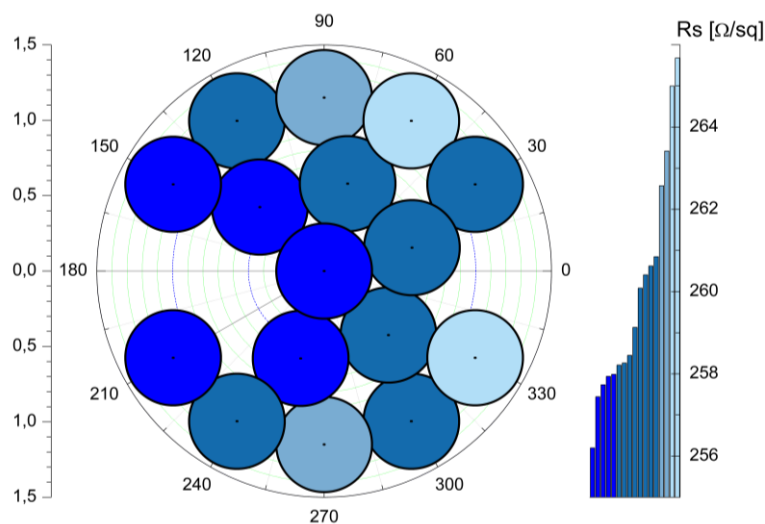


Рис. 4. Однородность слоевого сопротивления по пластине 3" $260 \Omega/\square \pm 1\%$

Материалы в системе InAlN трудно выращивать в связи с принципиально различными с GaIn условиями роста, а также сложностью включения In и Al в одну подрешетку без образования кластеров. Основные проблемы, связанные с ростом InAlN , – это различные требования для роста бинарных соединений, содержащихся в тройном растворе, а именно InN и AlN . AlN имеет тенденцию к снижению кристаллического совершенства при температурах роста ниже 1000°C . С другой стороны, температура начала заметного термического разложения InN составляет 500°C , что ограничивает верхний температурный предел для получения слоев InAlN необходимого состава. Кроме того, эффективное разложение аммиака начинается при температурах более 500°C . Это значительно усложняет получение слоев InAlN методом МЛЭ с использованием аммиака в качестве источника азота.

Долгое время считалось, что максимальное содержание индия в слоях InAlN , выращенных при помощи аммиачной МЛЭ, не превышает 12–13 %. Однако недавно были опубликованы результаты получения слоев InAlN с содержанием индия 17 % методом аммиачной МЛЭ [5]. При этом был использован экстремально высокий поток аммиака $1000 \text{ ст.см}^3/\text{мин}$ (типичные значения для аммиачной МЛЭ менее $100 \text{ ст.см}^3/\text{мин}$). Более распространенным методом получения слоев InAlN является МЛЭ с плазменным источником азота, поскольку данный метод не имеет ограничений по минимальному значению температуры роста, что делает возможным выращивать слои при температурах $400\text{--}500^\circ\text{C}$. Однако сложности, связанные с различной оптимальной температурой роста слоев InN и AlN , существуют и при использовании данного метода.

В настоящей работе представлены результаты выращивания гетероструктур GaIn/InAlN методом МЛЭ как с плазменной активацией азота, так и с аммиаком в качестве источника азота (при экстремально высоком потоке). Рост слоев InAlN с использованием плазменного источника азота проводился в металл-обогащенных

условиях. Эффективные потоки алюминия и индия составляли 0,3 мкм/ч и 0,1 мкм/ч соответственно, эффективный поток азота – 0,37 мкм/ч. Напротив рост слоев InAlN с использованием аммиака в качестве источника азота проводился в азот-обогащенных условиях при экстремально высоком потоке аммиака – 1000 см³/мин. Основным параметром, требующим оптимизации при росте InAlN (в случае как плазменной, так и аммиачной МЛЭ), является температура подложки. Превышение температуры ведет к снижению содержания индия, что связано с термическим разложением InN. В свою очередь снижение температуры приводит к ухудшению структурного совершенства, образованию капель индия и переходу в трехмерный режим роста. Кроме того, было установлено, что необходимо использовать тонкие (единицы Å) промежуточные слои AlN между GaN и InAlN (спейсеры), а также подбирать их оптимальные толщины. После оптимизации конструкции барьерного слоя и условий выращивания были получены гетероструктуры с двумерным электронным газом AlN/AlGaN/GaN/AlN/InAlN с электрофизическими параметрами мирового уровня: слоевая концентрация электронов в двумерном газе $2,2\text{--}2,4 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, подвижность электронов в канале 1200–1300 см²/В·с.

При этом было установлено, что экстремально высокий поток аммиака, используемый при выращивании слоев InAlN методом аммиачной МЛЭ, заметно сокращает продолжительность ростовой серии (ограниченную необходимостью сброса аммиака с криопанелей) даже при использовании криопанелей увеличенной площади и усиленной откачки. Таким образом, использование плазменной МЛЭ более технологично для получения слоев InAlN.

Заключение. Представлены результаты выращивания нитридных транзисторных гетероструктур с ДЭГ методом МЛЭ с использованием как плазменной активации азота, так и аммиака. Показаны достоинства и преимущества обоих методов, а также высокий потенциал их объединения в одной эпитаксиальной установке. Продемонстрировано получение слоев GaN приборного качества с рекордно низкой для МЛЭ плотностью дислокаций при выращивании на рассогласованной подложке, а также результаты мирового уровня по электрофизике ДЭГ для гетероструктур с различными барьерными слоями: Al_xGa_{1-x}N (x = 0,25–0,4), сверхрешетка AlN/GaN, а также согласованный с GaN по параметру решетки InAlN с содержанием индия 17 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Lamba S. et al.* Electron microscopy investigations of purity of AlN interlayer in Al_xGa_{1-x}N/GaN heterostructures grown by plasma assisted molecular beam epitaxy // *Applied Physics Letters*. – 2013. – Vol. 102, № 19. – P. 191-604.
2. *Ng H. M. et al.* The role of dislocation scattering in n-type GaN films // *Applied physics letters*. – 1998. – Vol. 73, № 6. – P. 821-823.
3. *Nakamura S., Mukai T., Senoh M.* In situ monitoring and Hall measurements of GaN grown with GaN buffer layers // *J. Appl. Phys.* – 1992. – Vol. 71. – P. 5543-5549.
4. *Koblmüller G., Wu F., Mates T. [et al.]* High electron mobility GaN grown under N-rich conditions by plasma assisted molecular beam epitaxy // *Applied Physics Letters*. – 2007. – Vol. 91. – P. 221905-1–221905-3.
5. *James S. Speck et al.* Molecular beam epitaxy of In AlN lattice-matched to GaN with homogeneous composition using ammonia as nitrogen source // *Applied Physics Letters*. – 2012. – Vol. 100, № 7. – P. 072107.

REFERENCES

1. *Lamba S. et al.* Electron microscopy investigations of purity of AlN interlayer in Al_xGa_{1-x}N/GaN heterostructures grown by plasma assisted molecular beam epitaxy, *Applied Physics Letters*, 2013, Vol. 102, No. 19, pp. 191-604.

2. Ng H. M. et al. The role of dislocation scattering in n-type GaN films, *Applied physics letters*, 1998, Vol. 73, No. 6, pp. 821-823.
3. Nakamura S., Mukai T., Senoh M. In situ monitoring and Hall measurements of GaN grown with GaN buffer layers, *J. Appl. Phys.*, 1992, Vol. 71, pp. 5543-5549.
4. Koblmüller G., Wu F., Mates T. [et al.] High electron mobility GaN grown under N-rich conditions by plasma assisted molecular beam epitaxy, *Applied Physics Letters*, 2007, Vol. 91, pp. 221905-1–221905-3.
5. James S. Speck et al. Molecular beam epitaxy of In AlN lattice-matched to GaN with homogeneous composition using ammonia as nitrogen source, *Applied Physics Letters*, 2012, Vol. 100, No. 7, pp. 072107.

Статью рекомендовал к опубликованию д.ф.-м.н., профессор А.А. Лаврентьев.

Алексеев Алексей Николаевич – ЗАО “Научное и технологическое оборудование”; e-mail: petrov@semiteq.ru; г. Санкт-Петербург, пр. Энгельса, 27, корпус 5; тел.: +78123135451; генеральный директор.

Петров Станислав Игоревич – начальник прикладной лаборатории.

Красовицкий Дмитрий Михайлович – главный конструктор.

Чалый Виктор Петрович – директор.

Мамаев Виктор Викторович – инженер.

Сидоров Валерий Георгиевич – СПбПУ; г. Санкт-Петербург, Политехническая, 29; тел.: +78123135429; профессор.

Alexeev Alexey Nikolaevich – SemiTEq JSC; e-mail: petrov@semiteq.ru; 27, Engels av., building 5, Saint-Petersburg, Russia; phone: +78123135451; director.

Petrov Stanislav Igorevich – head of application lab.

Krasovitsky Dmitry Mikhaylovich – chief designer.

Chaly Viktor Petrovich – director.

Mamaev Victor Viktorovich – engineer.

Sidorov Valery Georgievich – St. Petersburg Polytechnic University; 29, Polytechnicheskaya street, St. Petersburg, Russia; phone: +78123135429; professor.

УДК 621.373.826

Е.А. Рындин, М.А. Денисенко

ФИЗИКО-ТОПОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ИНЖЕКЦИОННЫХ ЛАЗЕРОВ С ДВОЙНОЙ ГЕТЕРОСТРУКТУРОЙ*

На основе анализа фундаментальной системы уравнений полупроводника в диффузионно-дрейфовом приближении и уравнений кинетики лазеров предложена физико-топологическая модель, позволяющая проводить численный анализ динамики процессов в инжекционных лазерах с учетом их структурно-топологических особенностей, зонных диаграмм, профиля легирования, механизмов спонтанной и стимулированной рекомбинации, неравномерности пространственных распределений концентраций электронов, дырок и фотонов в активной области лазера, особенностей пространственного распределения плотности тока, влияния периферийных областей лазера на его характеристики. Предложенная физико-топологическая модель позволяет, в зависимости от используемых гранич-

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты: № 13-07-00274, № 14-07-31234) и Минобрнауки РФ (проекты: 8.797.2014К и 14.575.21.0045).