

Особенности использования аммиачной и плазменной МЛЭ для получения III-N НЕМТ гетероструктур

© А.Н. Алексеев*, Д.М. Красовицкий⁺, С.И. Петров*[¶], В.П. Чалый⁺,
В.В. Мамаев^{+•}, В.Г. Сидоров[•]

* ЗАО „НТО“,
194156 Санкт-Петербург, Россия

⁺ ЗАО „Светлана–РОСТ“,
194156 Санкт-Петербург, Россия

[•] Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
195251 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 23 мая 2014 г. Принята к печати 15 июня 2014 г.)

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°C), 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 $T < 500^\circ\text{C}$ (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.

1. 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 ($10^9 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$ для МЛЭ, $10^8 - 10^9 \text{ см}^{-2}$ 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 $250 - 350 \text{ см}^2$ для МЛЭ и $500 - 700 \text{ см}^2$ 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 резких 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 $A^{III}B^V$.

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 МЛЭ 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).

2. 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. Уни-

[¶] E-mail: petrov@semiteq.ru

кальными особенностями данного оборудования являются значительно расширенный диапазон рабочих температур подложки и отношений элементов V и III групп. 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.

3. Результаты и обсуждение

Ранее нами было показано, что использование высокотемпературных буферных слоев AlN/сверхрешетка/AlGaN, выращенных методом МЛЭ с использованием аммиака в качестве источника азота при экстремально высокой температуре подложки (до 1150°C), позволяет кардинально улучшить структурное совершенство слоев GaN [2]. Плотность дислокаций в GaN была понижена до значений $9 \cdot 10^8 - 1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (рис. 1). Уменьшение плотности дислокаций привело к значительному увеличению подвижности электронов в слоях GaN. Максимальная подвижность электронов в слабо легированном кремнием слое GaN толщиной 1.5 мкм находится на уровне $600 - 650 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ при концентрации электронов $(3 - 5) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$. Полученные значения плотности дислокаций и подвижности электронов в слоях GaN являются лучшими на сегодняшний день для метода МЛЭ и находятся в числе лучших для метода МОГФЭ. Экспериментальные значения подвижности и плотности дислокаций согласуются с данными расчетов [3].

Важно отметить, что получение таких буферных слоев трудно реализовать в плазменной МЛЭ, поскольку для

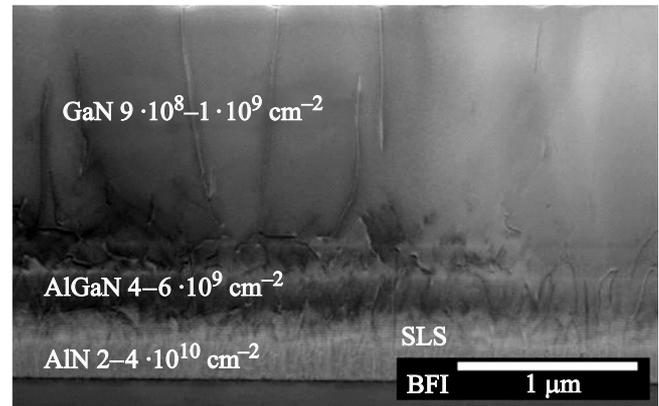


Рис. 1. STEM изображение многослойной гетероструктуры.

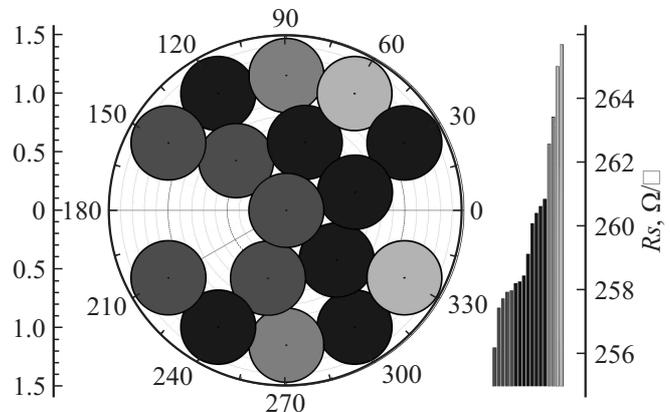


Рис. 2. Однородность слоевого сопротивления по пластине $3'' 260 \Omega/\square \pm 1\%$.

двумерного режима роста AlN необходим Al-обогащенный режим, а десорбция алюминия становится существенной при температуре подложки более 900°C .

Использование указанных слоев GaN в двойной гетероструктуре с барьерным слоем $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ различного состава ($x = 0.25 - 0.4$) позволило контролируемо изменять слоевое сопротивление, концентрацию и подвижность в двумерном электронном газе в диапазоне $230 - 400 \text{ Ом/ед. пл.}$, $(1.0 - 1.8) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ и $1300 - 1700 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ 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 таблице. Распределение слоевого сопротивления по пластине диаметром 3 дюйма (76.2 мм) представлено на рис. 2. Гетероструктуры GaN/AlGaN были выращены с помощью как плазменной, так и аммиачной МЛЭ на высокотемпературных буферных слоях, выращенных аммиачной МЛЭ.

Параметры гетероструктур с различными барьерными слоями

Барьерный слой	$n \cdot 10^{13}, \text{ см}^{-2}$	$\mu, \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$	R_s
$\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}$	1.1–1.2	1300–1400	400–420
$\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$	1.5–1.6	1300–1400	290–310
$\text{Al}_{0.4}\text{Ga}_{0.6}\text{N}$	1.7–1.8	1300–1400	250–270
Сверхрешетка AlN/GaN (средний состав 50%)	1.8–1.9	1500–1700	230–250
$\text{In}_{0.17}\text{Al}_{0.83}\text{N}$	2.3–2.4	1200–1300	210–220

Характеристики и надежность нитридных гетероструктур могут быть дополнительно улучшены путем замены барьерного слоя AlGaIn слоем InAlN, согласованным по параметру решетки с GaN при процентном содержании индия в растворе 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 2 раза больше, чем в AlGaIn/GaN-гетероструктурах.

Материалы в системе InAlN трудно выращивать в связи с принципиально различными с GaN 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 [4]. При этом был использован экстремально высокий поток аммиака $1000 \text{ ст. см}^3 \cdot \text{мин}$ (типичные значения для аммиачной МЛЭ менее $100 \text{ ст. см}^3 \cdot \text{мин}$). 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 GaN/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 металлобогатых условиях. Эффективные потоки алюминия и индия составляли 0.3 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 азотообогащенных условиях при экстремально высоком потоке аммиака — $1000 \text{ см}^3/\text{мин}$. 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/AlGaIn/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 $1200\text{--}1300 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$.

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.

4. 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: $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x = 0.25\text{--}0.4$), сверхрешетка AlN/GaN, а также согласованный с GaN по параметру решетки InAlN с содержанием индия 17%.

Список литературы

- [1] S. Lamba et al. // Appl. Phys. Lett., **102** (19), 191 604 (2013).
- [2] S.I. Petrov, A.N. Alexeev et al. // Phys. Status Solidi C, N 9 (3–4), 562 (2012).
- [3] H.M. Ng et al. // Appl. Phys. Lett., **73** (6), 821 (1998).
- [4] James S. Speck et al. // Appl. Phys. Lett., **100** (7), 072 107 (2012).

Редактор Т.А. Полянская

Features of NH₃ and PA MBE for III-N HEMT heterostructures

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

* SemiTEq JSC,

194156 St. Petersburg, Russia

⁺ „Svetlana–Rost“ JSC,

194156 St. Petersburg, Russia

• St. Petersburg State Polytechnical University,

195251 St. Petersburg, Russia

Abstract 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/AlGa_N 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 $9 \cdot 10^8 - 1 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$. The use of such buffer layers allows to grow high quality GaN/AlGa_N heterostructures using both methods. On the other hand, unlike the ammonia MBE, which is difficult to use at $T < 500^\circ\text{C}$ (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.