

УДК 621.382.323

РОСТ НИТРИДНЫХ ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ТРАНЗИСТОРНЫХ СТРУКТУР: ОТ ЭПИТАКСИИ БУФЕРНЫХ СЛОЁВ ДО ПАССИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ

© Т. В. Малин¹, Д. С. Милахин¹, В. Г. Мансуров¹, А. С. Кожухов¹,
Д. Ю. Протасов^{1,2}, И. Д. Лошкарев¹, К. С. Журавлев¹

¹Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
630090, г. Новосибирск, просп. Академика Лаврентьева, 13

²Новосибирский государственный технический университет,
630073, г. Новосибирск, просп. К. Маркса, 20

E-mail: mal-tv@isp.nsc.ru

Демонстрируется возможность выращивания методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии структурно-совершенных высокоомных слоёв GaN, позволяющих формировать гетероструктуры SiN/Al(GaN)/GaN для транзисторов с высокой подвижностью электронов. Определены условия выращивания слоёв GaN с гладкой морфологией поверхности (среднеквадратичное отклонение ~ 2 нм), пригодных для создания резких гетерограниц, и продемонстрирована возможность улучшения кристаллического совершенства слоя GaN за счёт использования буферного высокотемпературного (температура роста более 940 °C) слоя AlN. Показано, что *in situ* пассивация поверхности гетероструктур Al(GaN)/GaN ультратонким слоем SiN позволяет формировать нормально закрытые транзисторы с рекордно низкими значениями токового коллапса (~ 1 %).

Ключевые слова: GaN, NH₃-МБЕ, Al(GaN)/GaN-HEMT, коллапс тока, пассивация.

DOI: 10.15372/AUT20200505

Введение. На данный момент гетероструктуры Al(GaN)/GaN с двумерным электронным газом (two dimensional electron gas, 2DEG) для изготовления нитридных транзисторов с высокой подвижностью электронов (high electron mobility transistor, HEMT) прочно обосновались среди материалов, используемых в СВЧ-электронике. Один из ключевых параметров, определяющих предельные характеристики СВЧ-транзисторов, — подвижность электронов в 2DEG. Основными механизмами, ограничивающими подвижность электронов, помимо неоднородности состава барьерного слоя AlGa_{0.3}N, являются рассеяние на неупорядоченных поляризационных зарядах на гетерогранице вследствие её шероховатости и рассеяние электронов в деформационном поле вокруг дислокаций [1]. Таким образом, получение гладкой морфологии активного слоя GaN и формирование резкой гетерограницы Al(GaN)/GaN в совокупности с уменьшением плотности дислокаций в активном слое GaN — важные шаги на пути к достижению предельных электрофизических параметров гетероэпитаксиальных структур (ГЭС) для HEMT.

Не менее важной задачей при росте ГЭС для HEMT на основе A₃-нитридов является получение буферного слоя GaN с высокими значениями пробивного напряжения. Как известно, слои GaN зачастую имеют *n*-тип проводимости из-за непреднамеренного легирования кислородом из остаточной атмосферы ростовой камеры [2]. Существует два подхода к решению данной задачи. Первый заключается в преднамеренной компенсации доноров акцепторами (углеродом или железом) [3, 4]. Второй, часто реализуемый в технологии газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений, основан на преднамеренном снижении структурного совершенства буферных слоёв GaN, в результате которого происходит увеличение количества краевых дислокаций и возрастание концентрации глубоких

акцепторных уровней [5], на которые происходит захват электронов с донорных уровней. В ряде работ сообщается о возможности управления фоновым легированием углеродом [6] и кислородом [7] путём изменения ростовых условий. В данной работе продемонстрирована возможность получения намеренно нелегированных высокоомных слоёв GaN методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии (ammonia molecular beam epitaxy, NH₃-МВЕ) за счёт самокомпенсации фоновых примесей углерода и кислорода при росте слоёв GaN в ростовых условиях, позволяющих получать гладкую морфологию поверхности.

Самой часто обсуждаемой проблемой GaN-HEMT на сегодняшний день остаётся эффект коллапса тока на высоких частотах, который является большим препятствием для воспроизводимого получения высокой выходной СВЧ-мощности транзисторов. Поверхностные состояния в настоящее время считаются основной причиной коллапса тока HEMT на высоких частотах [8]. Уменьшение тока при повышении частоты работы приборов обусловлено захватом горячих электронов на поверхностные ловушки и медленным выбросом в разрешённые зоны. В традиционном процессе изготовления транзисторов используется пассивация поверхности слоем SiN, который наносится методом плазмохимического газофазного осаждения. Однако разброс характеристик, получаемых после такой пассивации, оказывается значительным и зависит от условий нанесения слоя SiN [9, 10], методов и режимов подготовки поверхности для пассивации [11–14]. В представленной работе исследована пассивация поверхности AlN/GaN ГЭС ультратонким слоем SiN, наносимым непосредственно в камере роста установки NH₃-МВЕ. Отсутствие коллапса тока подтверждено вольт-амперными характеристиками (ВАХ), измеренными в импульсном режиме.

Ростовые условия высокоомного слоя GaN с гладкой морфологией поверхности. Слои GaN были выращены методом NH₃-МВЕ на установке CBE-32 фирмы Ribier. Для роста использовался аммиак особой чистоты 99,9999 %, дополнительно очищаемый фильтром до чистоты 99,999999 %. Поток аммиака в камеру задавался регулятором потока, работающим в диапазоне 0–400 см³/мин. В качестве источников галлия и алюминия применялись специализированные для NH₃-МВЕ молекулярные источники. В качестве подложек использовались (0001) ориентированные пластины сапфира диаметром 51 мм толщиной 430 мкм. Прогрев подложек осуществлялся посредством поглощения излучения нагревателя, для чего на обратную сторону подложки сапфира наносился слой молибдена толщиной 0,4 мкм. Для воспроизведения требуемых значений температуры подложки и определения абсолютных температур подложек измерялись их спектры свечения. Подробно процедура измерения температуры подложек изложена в работе [15].

Перед ростовыми экспериментами подложки проходили очистку путём высокотемпературного отжига в загрузочной камере при температуре 900 °С в течение одного часа. Затем подложки сапфира нитридизовались в потоке аммиака 25 см³/мин в течение 10 мин при температуре 840 °С. Данные условия нитридации способствуют согласованию сапфировой подложки с последующими слоями ГЭС и в дальнейшем приводят к росту AlN металлической полярности. Подробно влияние нитридации на морфологию и структурное совершенство буферных слоёв AlN исследовано в работе [16]. Далее при температуре 940 °С и потоке аммиака 75 см³/мин выращивался буферный слой AlN толщиной примерно 300 нм. На заключительном этапе поверх буферного слоя AlN выращивались исследуемые слои GaN толщиной 1000 нм. Морфология поверхности слоёв GaN контролировалась методами дифракции быстрых электронов на отражении (ДБЭО) и атомно-силовой микроскопии (рис. 1), кристаллическое совершенство GaN определялось по полной ширине на полувысоте (ПШПВ) пика симметричного отражения (0002) в дифракции рентгеновских лучей.

Методом ДБЭО было установлено, что при росте GaN при температуре 800 °С и потоке аммиака 200 см³/мин наблюдается двумерная мода роста GaN с характерной для неё дифракционной картиной (ДК) (фрагмент на рис. 1, *b*), соответствующей отражательной

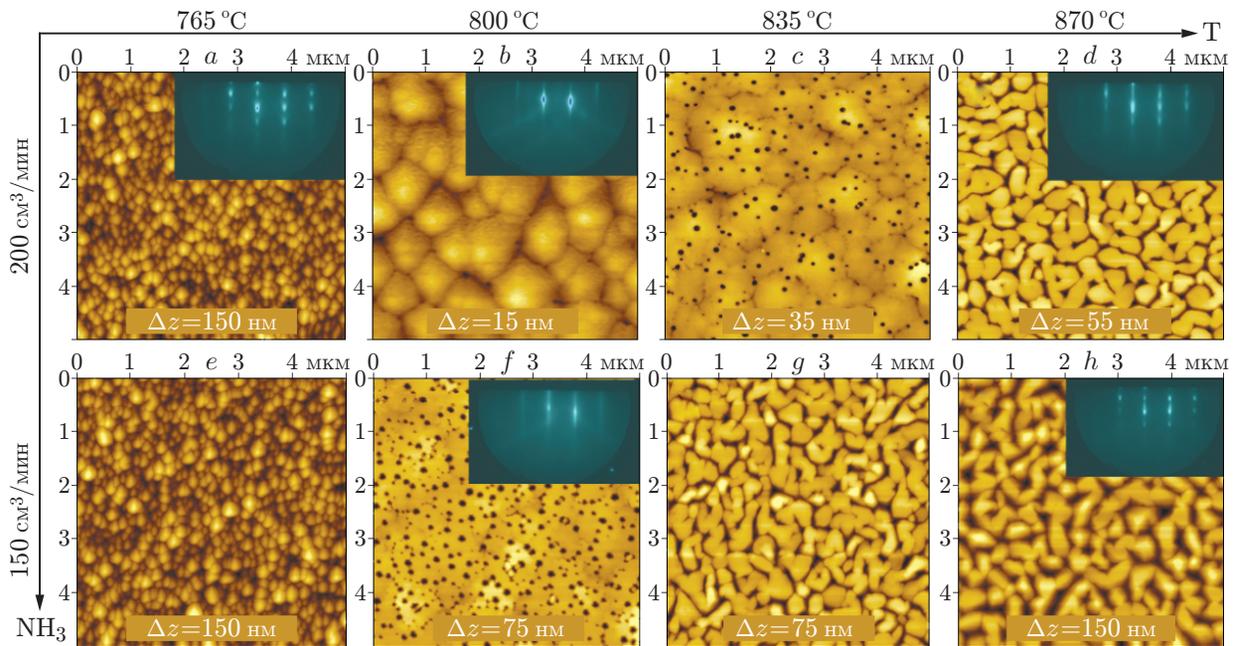


Рис. 1. Изображение поверхностей слоёв GaN, полученных с помощью атомно-силового микроскопа размером 5×5 мкм (описание дано в тексте). На фрагментах приведены дифракционные картины, полученные от соответствующих поверхностей слоёв GaN

дифракции. Согласно данным атомно-силовой микроскопии, возникала гладкая (средне-квадратичное отклонение, ~ 2 нм на площади 5×5 мкм) поверхность GaN (рис. 1, b) со средним размером гексагональных холмов 0,6 мкм. Рост GaN в данных ростовых условиях происходит согласно модели роста кристаллов Burton — Cabrera — Frank (BCF) [17–19]. Модель роста BCF представляет собой частный случай режима течения ступеней, разрастание которых происходит по спиральям, закручивающимся вокруг мест выхода дислокаций.

При температуре ниже 775 °C рост GaN характеризуется трёхмерной модой роста, проявляющейся в наблюдении трансмиссионных ДК (фрагмент на рис. 1, a), при этом на поверхности GaN возникает значительная шероховатость (см. рис. 1, a). Такая морфология связана с малой диффузионной подвижностью атомов Ga по поверхности растущего слоя, в результате чего реализуется нестабильный послойный рост GaN. Увеличение температуры роста выше 825 °C хотя и характеризуется отражательной ДК (фрагмент на рис. 1, d), однако по данным атомно-силовой микроскопии указывает на высокую плотность растратов на поверхности выращиваемого слоя GaN (рис. 1, c). Подобные растравы предположительно обусловлены местами выхода прорастающих дислокаций на поверхность растущего слоя. Дальнейшее повышение температуры роста приводит к переходу в смешанный двумерно-трёхмерный режим роста (см. рис. 1, d), что связано с термическим разложением GaN. Таким образом, установлен диапазон температур (775 – 825 °C) при потоке аммиака 200 см³/мин и потоке Ga $\sim 3,0 \cdot 10^{-7}$ Торр, характеризующийся двумерной модой роста слоёв GaN и гладкой морфологией поверхности, позволяющей в дальнейшем формировать ГЭС с резкими гетерограницами.

При снижении потока аммиака до 150 см³/мин наблюдался режим квазитечения ступеней, описываемый в рамках BCF-модели, не наблюдался. Нестабильный послойный рост GaN (рис. 1, e) с увеличением температуры сразу переходил в режим, характеризующийся

Таблица 1

Влияние кристаллического совершенства буферного слоя AlN
на кристаллическое совершенство активного слоя GaN,
выращенного при температуре подложки 800 °С и потоке аммиака 200 см³/мин

ПШПВ (0002) AlN	1207 угл. с	875 угл. с	625 угл. с
ПШПВ (0002) GaN	590 угл. с	490 угл. с	372 угл. с

возникновением растратов на поверхности GaN (рис. 1, *f*) несмотря на ДК, характерные для двумерной моды роста GaN (фрагмент на рис. 1, *f*), а при дальнейшем повышении температуры начиналось разложение GaN (рис. 1, *g, h*) с характерной отражательной ДК (фрагмент на рис. 1, *h*).

По данным дифракции рентгеновских лучей при повышении температуры роста наблюдалось улучшение кристаллического качества GaN, сопровождающееся уменьшением ПШПВ кривых качания, соответствующих рефлексу (0002) GaN. Для ростовых температур 765, 800, 835 и 870 °С ПШПВ кривых качания составили 837, 590, 562 и 515 угл. с соответственно. Данная зависимость указывает на снижение плотности дислокаций в выращиваемых слоях GaN при увеличении температуры роста. Однако исследования влияния кристаллического совершенства буферного слоя AlN (определяемого условиями нитридации и температурой роста самого AlN) на кристаллическое совершенство вышележащих слоёв GaN указывают на то, что кристаллическое совершенство AlN оказывает большее влияние на кристаллическое совершенство GaN, чем температура роста самого GaN (табл. 1). Таким образом, при росте слоёв GaN целесообразно делать выбор в пользу более низких температур роста с целью получения гладкой морфологии слоёв, компенсируя при этом снижение кристаллического совершенства слоёв GaN применением высокотемпературного буферного слоя AlN.

Исследование буферных слоёв GaN, выращенных при температуре 800 °С и потоке аммиака 200 см³/мин, методом вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС) позволило установить характерные уровни легирования фоновыми примесями кислородом $N_O = 1,5 \cdot 10^{17}$ см⁻³ и углеродом $N_C = 2,4 \cdot 10^{17}$ см⁻³. На основании установленных концентраций была произведена оценка концентрации свободных электронов в слое GaN $n = 8,0 \cdot 10^9$ см⁻³, что соответствует удельному сопротивлению слоя $\rho = 2,1 \cdot 10^{11}$ Ω/□. Более подробно влияние ростовых условий на вхождение фоновых примесей представлено в работе [20]. Произведённая оценка удельного сопротивления даёт возможность ожидать высокие значения пробивных напряжений при использовании выращенного материала для последующего изготовления СВЧ-транзисторов.

***In situ* формирование SiN пассивирующего покрытия в установке NH₃-МВЕ.** Ультратонкое покрытие поверхности ГЭС нитридом кремния осуществлялось непосредственно в камере роста установки NH₃-МВЕ. В качестве прекурсоров использовались газы (силан и аммиак), которые разлагались на поверхности AlN при температуре около 800 °С и формировали слой диэлектрика SiN толщиной около 1 нм. Для контроля формирования слоя SiN использовался метод ДБЭО. Исходная поверхность AlN характеризовалась сверхструктурой (2 × 2), которая наблюдалась при пониженных температурах (400–500 °С) в потоке аммиака 20–50 см³/мин. Нанесение SiN на поверхность AlN сначала приводило к формированию сверхструктуры поверхности ($\sqrt{3} \times \sqrt{3}$)R30°, которая появлялась в области покрытий в 1–2 монослоя (толщина монослоя равна примерно 0,3 нм). При дальнейшем нанесении SiN регистрировалась структура (1 × 1), которая затем заменилась неупорядоченной аморфной фазой. Эволюция ДК более подробно рассмотрена в работе [21]. Сформированное данным способом покрытие SiN приводит к преобразованию

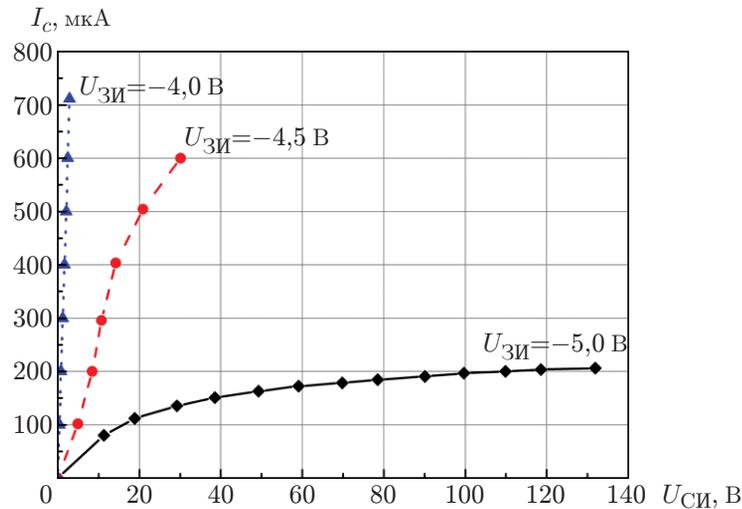


Рис. 2. Вольт-амперные характеристики тестового транзистора в режиме измерения тока утечки закрытого транзистора. Напряжение на затворе изменялось от -4 до -5 В с шагом $0,5$ В на ступеньку

спектра поверхностных состояний, благодаря чему происходит полное устранение уровней электронных ловушек в нижней части запрещённой зоны AlN [22].

Утечки по буферу и коллапс тока. Для измерения тока утечки транзистора через буферный слой были изготовлены тестовые транзисторы AlGaIn/GaN. Для формирования НЕМТ использовалась ГЭС с буферным слоем GaN, выращенным согласно выбранным ростовым условиям (температура роста 800 °С, поток аммиака 200 см³/мин). В этих же ростовых условиях выращивался модификатор квантовой ямы AlN толщиной 1 нм, барьерный слой AlGaIn толщиной 25 нм, верхние 15 нм из которого были легированы Si, и защищающий от окисления «сар»-слой GaN толщиной 2 нм. Концентрация $n = 1,0 \cdot 10^{13}$ см⁻² и подвижность $\mu = 1650$ см²/(В·с) электронов ГЭС была измерена с помощью эффекта Холла. Основные этапы формирования полевых транзисторов и их характеристики подробно изложены в [20]. Измеренный ток утечки закрытого транзистора при подаче запирающего напряжения -5 В и напряжении стока/истока ($U_{СИ}$) 135 В составил ~ 220 мкА (рис. 2), что резко повышает надёжность при работе на стандартном для СВЧ-применений напряжении $U_{СИ} = 28$ В. Утечки по буферу, специально измеренные после ионной изоляции, составили менее 1 мкА при прикладываемом напряжении 400 В на зазоре размером 5 мкм.

Коллапс тока был исследован на нормально закрытых транзисторах (enhancement-mode НЕМТ, Е-НЕМТ), в конструкции ГЭС для которых в отличие от классических AlGaIn/GaN в качестве барьерного слоя используется бинарный тонкий (4 нм) слой AlN с *in situ* сформированной пассивирующей ультратонкой (около 1 нм) плёнкой SiN. Подвижность двумерных электронов в ГЭС SiN/AlN/GaN при комнатной температуре составляла $\mu = 1200$ см²/(В·с) при концентрации электронов $n = 1,1 \cdot 10^{13}$ см⁻². Технология роста и формирования GaN Е-НЕМТ более подробно описана в работе [23]. Для оценки величины коллапса тока измерялись импульсные вольт-амперные характеристики (ВАХ) транзистора. В ходе измерений вначале на электроды транзистора подаются напряжения $U_{ЗИ}^{ТП}$, $U_{СИ}^{ТП}$, соответствующие точке покоя (ТП). Под точкой покоя обычно подразумеваются такие напряжения смещения, при которых через транзистор не течёт рабочий ток и не рассеивается мощность. Затем для выполнения измерений и записи ВАХ прикладываются импульсные рабочие напряжения смещения ($U_{ЗИ}$, $U_{СИ}$). В большинстве случаев из-за присутствия ловушек импульсные ВАХ, измеряемые из разных ТП, оказываются различными. Установив

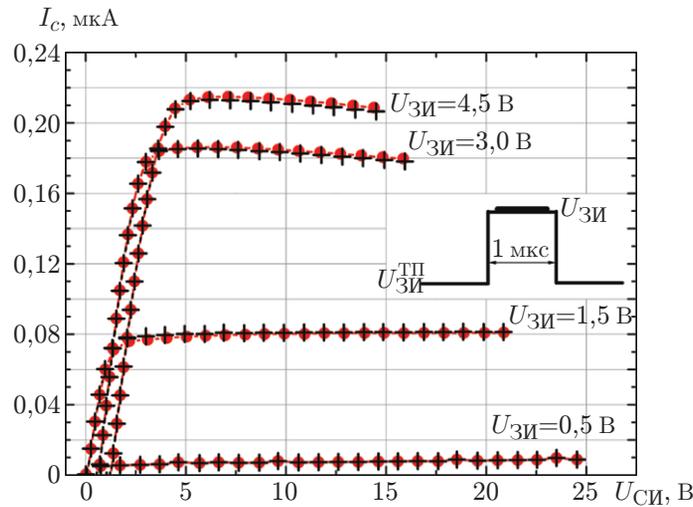


Рис. 3. Импульсные ВАХ нормально закрытого транзистора, полученные при различных рабочих напряжениях $U_{ЗИ}$ для отрицательной точки покоя $U_{ЗС}^{ТП}$, относительно нулевой точки покоя. ВАХ, измеренные в точках смещения покоя ($U_{ЗИ}^{ТП} = 0$ В; $U_{СИ}^{ТП} = 0$ В — крестики) и ($U_{ЗИ}^{ТП} = -3$ В; $U_{СИ}^{ТП} = 0$ В — кружки), демонстрируют отношение между токами стока менее 1 %. Толстой линией на фрагменте обозначен интервал измерений

ТП ($U_{ЗИ}^{ТП}$ и $U_{СИ}^{ТП}$), можно протестировать области затвор/исток (ЗИ) и затвор/сток (ЗС) соответственно [24]. При нулевом смещении ($U_{ЗИ}^{ТП} = 0$, $U_{СИ}^{ТП} = 0$) незаполненные ловушки не влияют на рабочий ток стока, который при этом достигает максимальных значений. При приложении отрицательного смещения к затвору ($U_{ЗИ}^{ТП} = -U$, $U_{СИ}^{ТП} = 0$) электроны из затвора заполняют нейтральные ловушки под затвором. Отрицательно заряженные ловушки действуют как «виртуальный затвор», уменьшая ток стока в процессе измерений [8]. Непосредственно в процессе измерения ВАХ на затвор и сток синхронно подаются импульсы напряжения с различными амплитудами. Поскольку длительность импульсов короче характерного времени выхода электронов из ловушек, состояние ловушек определяется точкой покоя и не меняется при приложении рабочих импульсных напряжений [25, 26].

Рис. 3 демонстрирует импульсные вольт-амперные характеристики, измеренные в рабочих точках ($U_{ЗИ}$, $U_{СИ}$), начиная с нулевых, отрицательных и точек покоя. Ширина импульса напряжения, показанная на фрагменте, составляла 1 мкс. Было установлено, что ВАХ при $U_{ЗИ}^{ТП} = 0$ В практически не изменяется по сравнению с $U_{ЗИ}^{ТП} = -3$ В. Значит, зарядовое состояние ловушек одинаково для обоих $U_{ЗИ}^{ТП}$ (0 и -3 В), откуда следует, что из-за эффекта пассивации концентрация ловушек очень низкая. Данный эффект подтверждает практическое отсутствие коллапса тока у E-HEMT, сформированного на основе SiN/AlN/GaN *in situ* пассивированной ГЭС.

Заключение. Продемонстрирована возможность выращивания методом NH_3 -МВЕ высокоомных самокомпенсированных слоёв GaN с гладкой морфологией поверхности. Предложен способ повышения кристаллического совершенства слоёв GaN с помощью применения высокотемпературного буфера AlN. Разработана технология *in situ* пассивации транзисторных ГЭС слоем SiN. Показана возможность формирования нормально открытых и нормально закрытых HEMT на ГЭС, выращенных методом NH_3 -МВЕ. Измеренный ток утечки закрытого классического HEMT при подаче запирающего напряжения -5 В и

напряжении сток/исток $U_{СИ} = 135$ В составил ~ 220 мкА. Коллапс тока E-HEMT, сформированного на основе SiN/AlN/GaN *in situ* пассивированной ГЭС, составил менее 1 %.

Благодарности. Авторы выражают благодарность В. Е. Землякову, В. И. Егоркину и А. А. Зайцеву из Национального исследовательского университета «МИЭТ» за помощь в изготовлении тестовых транзисторов и их характеризации, а также Б. Я. Беру и Д. Ю. Казанцеву из Физико-технического института им. А. Ф. Иоффе РАН за проведение ВИМС-измерений.

Финансирование. Работа выполнена в рамках государственного задания 0306-2019-00008 «Гетероструктуры на основе материалов A_3B_5 для СВЧ-электроники и СВЧ-фотоэлектроники».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Protasov D. Yu., Malin T. V., Tikhonov A. V. et al. Electron scattering in AlGaIn/GaN heterostructures with a two-dimensional electron gas // Semiconductors. 2013. **47**, Iss. 1. P. 33–44.
2. Caliebe M., Meisch T. Investigations about parasitic n-type doping in semipolar GaN // Proc. of Intern. Workshop on Nitride Semiconductors IWN2016. Ulm University, 2016. P.23–28.
3. Bougrioua Z., Azize M., Jimenez A. et al. Fe doping for making resistive GaN layers with low dislocation density; consequence on HEMTs // Phys. Status Solidi C. 2005. **2**, Iss. 7. P. 2424–2428.
4. Lundin W. V., Sakharov A. V., Zavarin E. E. et al. Study of GaN doping with carbon from propane in a wide range of MOVPE conditions // Journ. Cryst. Growth. 2016. **449**. P. 108–113.
5. Weimann N. G., Eastman L. F., Doppalapudi D. et al. Scattering of electrons at threading dislocations in GaN // Journ. Appl. Phys. 1998. **83**, Iss. 7. P. 3656–3659.
6. Gamarra P., Lacam C., Tordjman M. et al. Optimisation of a carbon doped buffer layer for AlGaIn/GaN HEMT devices // Journ. Cryst. Growth. 2015. **414**. P. 232–236.
7. Schubert F., Wirth S., Zimmermann F. et al. Growth condition dependence of unintentional oxygen incorporation in epitaxial GaN // Sci. Technol. Adv. Mater. 2016. **17**, Iss. 1. P. 239–243.
8. Vetury R., Zhang N. Q., Keller S. et al. The impact of surface states on the DC and RF characteristics of AlGaIn/GaN HFETs // IEEE Trans. Electron Devices. 2001. **48**, Iss. 3. P. 560–566.
9. Lee K. B., Green R. T., Houston P. A. et al. Bi-layer SixNypassivation on AlGaIn/GaN HEMTs to suppress current collapse and improve breakdown // Semicond. Sci. Technol. 2010. **25**, Iss. 12. P. 125010.
10. Roff C., Benedikt J., Tasker P. J. et al. Analysis of DC–RF dispersion in AlGaIn/GaN HFETs using RF waveform engineering // IEEE Trans. Electron Devices. 2009. **56**, Iss. 1. P. 13–19.
11. Thompson R., Kaper V., Prunty T. et al. Improved fabrication process for obtaining high power density AlGaIn/GaN HEMTs // IEEE GaAs Integrated Circuit Symposium. San Diego, USA, 9–12 Nov., 2003. P. 298.
12. Gillespie J., Crespo A., Fitch R. et al. A novel process for reduced dispersion effects in AlGaIn/GaN HEMTs // CS ManTech Tech. Digest. 2005. P. 233.
13. Derluyn J., Boeykens S., Cheng K. et al. Improvement of AlGaIn/GaN high electron mobility transistor structures by *in situ* deposition of a Si_3N_4 surface layer // Journ. Appl. Phys. 2005. **98**, Iss. 5. P. 054501.
14. Edwards A., Mittereder J., Binari S. et al. Improved reliability of AlGaIn-GaN HEMTs using an NH_3 plasma treatment prior to SiN passivation // IEEE Electron Device Lett. 2005. **26**, Iss. 4. P. 225–227.

15. Малин Т. В., Мансуров В. Г., Гишинский А. М. и др. Рост гетероструктур AlGaIn/GaN с двумерным электронным газом на подложках AlN/Al₂O₃ // Автометрия. 2013. **49**, N 5. С. 13–17.
16. Malin T. V., Milakhin D. S., Mansurov V. G. et al. Effect of the sapphire-nitridation level and nucleation-layer enrichment with aluminum on the structural properties of AlN layers // Semiconductors. 2018. **52**, Iss. 6. P. 789–796.
17. Burton W. K., Cabrera N., Frank F. C. The growth of crystals and the equilibrium structure of their surfaces // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A. 1951. **243**, Iss. 866. P. 299–358.
18. Cartwright J. H. E., Checa A. G., Escribano B. et al. Crystal growth as an excitable medium // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A. 2012. **370**, Iss. 1969. P. 2866–2876.
19. Zhou K., Liu J., Zhang Sh. et al. Hillock formation and suppression on c-plane homoepitaxial GaN layers grown by metalorganic vapor phase epitaxy // Journ. Cryst. Growth. 2013. **371**. P. 7–10.
20. Malin T. V., Milakhin D. S., Aleksandrov I. A. et al. Undoped high-resistance GaN buffer layer for AlGaIn/GaN high-electron-mobility transistors // Tech. Phys. Lett. 2019. **45**, Iss. 8. P. 761–764.
21. Zhuravlev K. S., Malin T. V., Mansurov V. G. et al. AlN/GaN heterostructures for normally-off transistors // Semiconductors. 2017. **51**, Iss. 3. P. 379–386.
22. Zhuravlev K. S., Mansurov V. G., Galitsyn Yu. G. et al. Evolution of the surface states during the *in situ* SiN layer formation on AlN/GaN heterostructures // Semicond. Sci. Technol. 2020. **35**. P. 075004.
23. Zhuravlev K. S., Malin T. V., Mansurov V. G. et al. Normally off transistors based on *in situ* passivated AlN/GaN heterostructures // Tech. Phys. Lett. 2016. **42**, Iss. 7. P. 750–753.
24. Binari S. C., Ikossi K., Roussos J. A. et al. Trapping effects and microwave power performance in AlGaIn/GaN HEMTs // IEEE Trans. Electron Devices. 2001. **48**, Iss. 3. P. 465–471.
25. Koley G., Tilak V., Eastman L. F. et al. Slow transients observed in AlGaIn HFETs: Effects of SiN_x passivation and UV illumination // IEEE Trans. Electron Devices. 2003. **50**, Iss. 4. P. 886–893.
26. Joh J., del Alamo J. A. A current-transient methodology for trap analysis for GaN high electron mobility transistors // IEEE Trans. Electron Devices. 2011. **58**, Iss. 1. P. 132–140.

Поступила в редакцию 29.06.2020

После доработки 15.07.2020

Принята к публикации 20.07.2020