

08.3

## Нелегированный высокоомный буферный слой GaN для НЕМТ AlGaIn/GaN

© Т.В. Малин<sup>1</sup>, Д.С. Милахин<sup>1</sup>, И.А. Александров<sup>1</sup>, В.Е. Земляков<sup>2</sup>, В.И. Егоркин<sup>2</sup>, А.А. Зайцев<sup>2</sup>, Д.Ю. Протасов<sup>1,3</sup>, А.С. Кожухов<sup>1</sup>, Б.Я. Бер<sup>4</sup>, Д.Ю. Казанцев<sup>4</sup>, В.Г. Мансуров<sup>1</sup>, К.С. Журавлёв<sup>1,5</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

<sup>2</sup> Национальный исследовательский университет „МИЭТ“, Зеленоград, Москва, Россия

<sup>3</sup> Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия

<sup>4</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

<sup>5</sup> Новосибирский государственный университет, Новосибирск, Россия

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

Поступило в Редакцию 19 апреля 2019 г.

В окончательной редакции 24 апреля 2019 г.

Принято к публикации 24 апреля 2019 г.

Продemonстрирована возможность получения методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии намеренно нелегированных высокоомных буферных слоев GaN в AlGaIn/GaN-гетероструктурах с высокой подвижностью электронов для транзисторов. Оптимизация ростовых условий GaN проведена на основании расчетов концентраций фоновых примесей и точечных дефектов для различных соотношений потоков галлия и аммиака.

**Ключевые слова:** GaN, собственные точечные дефекты, фоновые примеси, AlGaIn/GaN, НЕМТ, NH<sub>3</sub>-МБЕ.

DOI: 10.21883/PJTF.2019.15.48081.17844

Одной из наиболее важных задач при выращивании гетероструктур для транзисторов с высокой подвижностью электронов (НЕМТ) на основе соединений АIII–N 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 в процессе роста слоев [1]. Существует два подхода к решению данной задачи. Первый заключается в преднамеренной компенсации доноров акцепторами (углеродом или железом) [2,3]. Второй подход, часто реализуемый в технологии газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (MOCVD), основан на преднамеренном снижении структурного совершенства начальных буферных слоев GaN, в результате чего происходит увеличение количества краевых дислокаций в слоях GaN. Это приводит к возрастанию числа глубоких акцепторных уровней [4], на которые происходит захват электронов с донорных уровней. При легировании буферных слоев GaN железом наблюдается „эффект памяти“ [5], что может приводить к непреднамеренному легированию всех слоев гетероструктуры. Целенаправленное снижение структурного совершенства буферных слоев GaN является противоречивым способом решения проблемы, поскольку повышение плотности дислокаций неизбежно ведет к ухудшению электрофизических параметров двумерного электронного газа. В [3] сообщается о технической возможности использования в технологии MOCVD пропана для легирования слоев GaN углеродом, однако авторы работы установили негативное

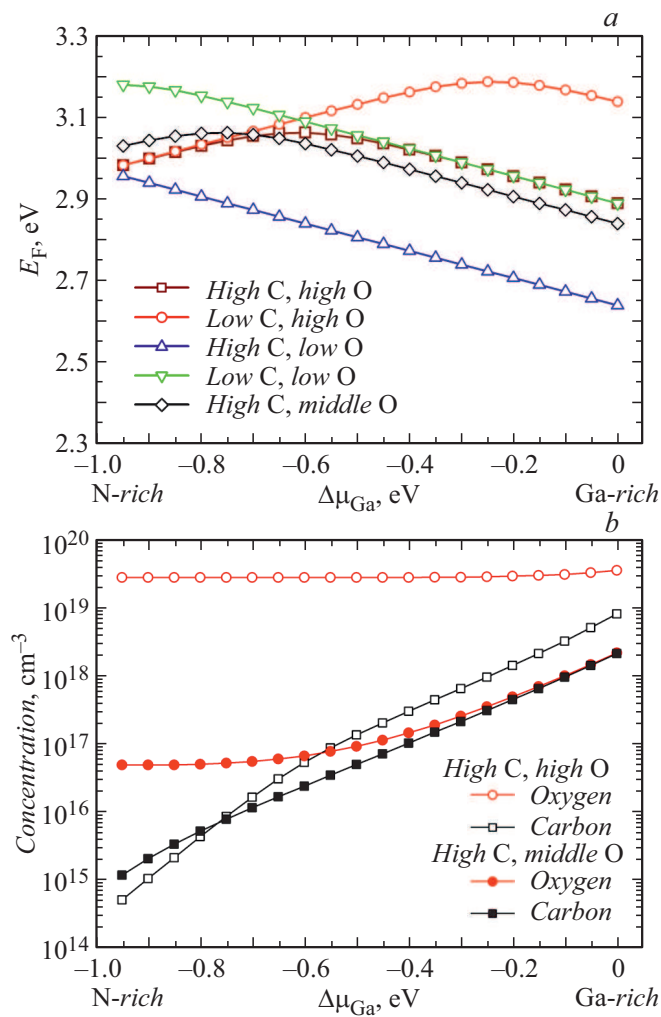
влияние пропана на структурное совершенство слоев на начальных этапах роста. В ряде работ сообщается о возможности управления фоновым легированием углеродом [6] и кислородом [7] путем изменения ростовых условий.

В настоящей работе продемонстрирована возможность получения методом аммиачной молекулярно-лучевой эпитаксии (NH<sub>3</sub>-МБЕ) намеренно нелегированных высокоомных слоев GaN для НЕМТ путем оптимизации ростовых условий на основании расчетов концентраций фоновых примесей для различных соотношений потоков галлия и аммиака.

Расчеты энергий формирования и концентраций точечных дефектов в GaN проводились методами теории функционала плотности в приближении обобщенного градиента с использованием функционала PBE [8] и оптимизированных сохраняющих норму псевдопотенциалов Вандербита [9] в пакете программ Quantum Espresso. Энергии формирования дефектов рассчитывались с использованием 96-атомной сверхъядейки и сетки 2 × 2 × 2 при интегрировании по зоне Бриллюэна. Энергии формирования дефектов рассчитывались следующим образом [10]:

$$E_{form}^{def}(q) = E_{tot}^{def}(q) - E_{tot}^{GaN} - \sum_i n_i \mu_i + q(E_F + E_V),$$

где  $E_{form}^{def}(q)$  — энергия формирования дефекта в зарядовом состоянии  $q$ ,  $E_{tot}^{def}(q)$  — полная энергия сверхъядейки с дефектом,  $E_{tot}^{GaN}$  — полная энергия сверхъядейки бездефектного GaN,  $n_i$  — количество атомов  $i$ -го элемента, добавленных ( $n_i > 0$ ) или удаленных ( $n_i < 0$ ) из



**Рис. 1.** *a* — расчет положения уровня Ферми в GaN в зависимости от химического потенциала галлия для различных уровней легирования GaN фоновыми примесями кислорода и углерода при температуре роста  $800^\circ\text{C}$ ; *b* — расчетные зависимости общей концентрации фоновых примесей кислорода и углерода от химического потенциала галлия при температуре роста  $800^\circ\text{C}$ .

сверхъядейки с дефектом,  $\mu_i$  — химический потенциал соответствующего элемента,  $E_V$  — край валентной зоны GaN,  $E_F$  — уровень Ферми, отсчитанный от края валентной зоны GaN. Химические потенциалы элементов зависят от ростовых условий. Граничные значения химических потенциалов определяются формированием соответствующих конкурирующих фаз. Например, для Ga-обогащенных условий роста химический потенциал галлия равен полной энергии атома Ga в металлическом Ga, для N-обогащенных условий роста химический потенциал азота равен полной энергии атома N в молекуле  $\text{N}_2$ . Для примесей углерода и кислорода соответствующими конкурирующими фазами являются углерод в фазе графита или алмаза и  $\text{Ga}_2\text{O}_3$ . Концентрации дефектов рассчитывались в предположении, что условия

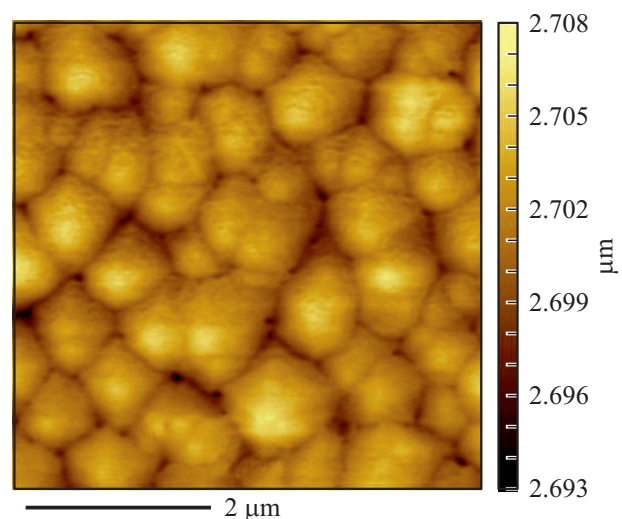
роста близки к термодинамическому равновесию [10]:

$$c = N_{sites} N_{config} \exp(-E_{form}/kT),$$

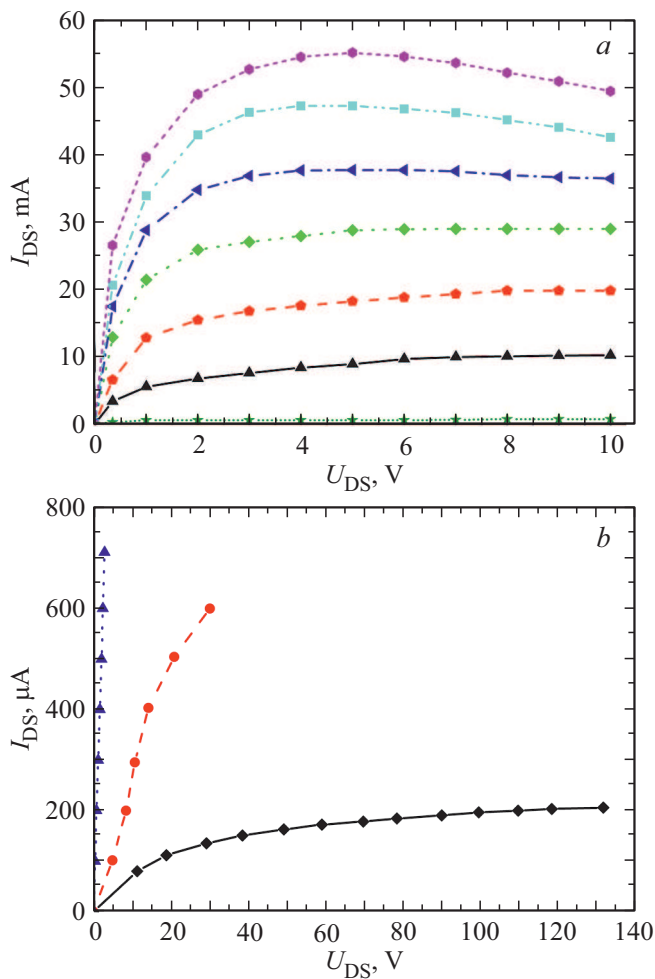
где  $N_{sites}$  — количество возможных положений дефекта в решетке на единицу объема,  $N_{config}$  — количество возможных конфигураций дефекта. Положение уровня Ферми рассчитывалось из условия зарядовой нейтральности. Расчеты энергий формирования проводились для собственных точечных дефектов и примесей кислорода и углерода. При расчете концентраций учитывалось несколько типов дефектов, имеющих наименьшие энергии формирования: собственные вакансии  $V_{Ga}$ ,  $V_N$ , примеси замещения  $C_N$ ,  $O_N$  и комплексы  $V_{Ga}O_N$ ,  $V_{Ga}2O_N$ ,  $V_{Ga}3O_N$ ,  $C_N O_N$ .

На рис. 1, *a* показаны расчетные зависимости уровня Ферми от химического потенциала галлия при различных химических потенциалах фоновых примесей кислорода и углерода. При увеличении отношения потока Ga к потоку  $\text{NH}_3$  концентрация вакансионно-кислородных комплексов уменьшается, а концентрация  $O_N$  растет, что приводит к смещению уровня Ферми ближе к зоне проводимости, однако с некоторого момента уровень Ферми начинает смещаться дальше от зоны проводимости из-за компенсации доноров  $O_N$  акцепторами  $C_N$ . При этом растут общие концентрации примесей кислорода и углерода (рис. 1, *b*). Согласно расчетам, существуют ростовые условия, при которых слои GaN могут обладать высоким сопротивлением и при этом довольно низкой концентрацией дефектов.

Эпитаксиальные слои GaN и гетероэпитаксиальная структура (ГЭС) AlGaIn/GaN с двумерным электронным газом выращивались на подложке  $\text{Al}_2\text{O}_3$  методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ. Подложка  $\text{Al}_2\text{O}_3$  нитридовалась в потоке аммиака 25 sccm в течение 10 min при температуре  $840^\circ\text{C}$ . Данные условия нитридации приводят к росту



**Рис. 2.** Изображение поверхности слоя GaN размером  $5 \times 5 \mu\text{m}$ , полученное с помощью атомно-силового микроскопа, Z-шкала — 15 nm, RMS = 2 nm.



**Рис. 3.** *a* — вольт-амперные характеристики тестового транзистора, напряжение на затворе изменялось от 0 до  $-3$  В с шагом  $0.5$  В на ступеньку; *b* — измерение тока утечки закрытого транзистора, напряжение на затворе изменялось от  $-4$  до  $-5$  В с шагом  $0.5$  В на ступеньку.

AlN металлической полярности [11]. Далее выращивался буферный слой AlN металлической полярности толщиной  $300$  nm, затем слой GaN толщиной  $1000$  nm. В тех же ростовых условиях, что и GaN, выращивались модификатор квантовой ямы AlN толщиной  $1$  nm, барьерный слой AlGaN толщиной  $25$  nm, верхние  $15$  nm которого были легированы Si, и защищающий от окисления „сар“-слой GaN толщиной  $2$  nm. Для реализации стехиометрических условий, способствующих формированию слоев GaN с высоким сопротивлением, была выбрана температура роста  $800^\circ\text{C}$  при потоке аммиака  $200$  sccm. Столь низкая температура роста позволяет снизить вхождение кислорода в GaN в процессе роста, что приводит к формированию самокомпенсированного материала, и одновременно является достаточной для обеспечения гладкой морфологии поверхности слоев GaN со среднеквадратичной шероховатостью  $\text{RMS} = 2$  nm (рис. 2).

Исследование буферных слоев GaN методом вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС) позволило установить характерные уровни легирования фоновыми примесями кислорода  $N_O = 1.5 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$  и углерода  $N_C = 2.4 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ . Сопоставление результатов расчетов концентраций углерода и кислорода в слое GaN с результатами профилей ВИМС позволяет оценить концентрацию свободных электронов в слое GaN  $n = 8.0 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-3}$ , что соответствует удельному сопротивлению слоя  $\rho = 2.1 \cdot 10^{11} \Omega/\text{sq}$ .

Для изготовления тестовых транзисторов использовалась ГЭС с буферным слоем GaN, выращенным согласно выбранным ростовым условиям. Концентрация  $n = 1.0 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$  и подвижность электронов  $\mu = 1650 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$  в ГЭС были измерены с помощью эффекта Холла. Омические контакты полевых транзисторов формировались оптической литографией на основе металлизации Ti/Al/Ni/Au, а затвор Шоттки длиной  $0.25 \mu\text{m}$  — электронной литографией. Вольт-амперные характеристики транзисторов с шириной затвора  $90 \mu\text{m}$  приведены на рис. 3, *a*. Удельная крутизна транзистора составила  $250 \text{ mS/mm}$ . Измеренный ток утечки закрытого транзистора при подаче запирающего напряжения  $-5$  В и напряжении сток–исток  $U_{DS} = 135$  В составил  $\sim 220 \mu\text{A}$  (рис. 3, *b*), что, с одной стороны, открывает возможность работы транзистора при напряжении на стоке до  $70$  В, а с другой — резко повышает надежность при работе на стандартном для СВЧ-приложений напряжении  $U_{DS} = 28$  В. Коэффициент усиления по мощности на частоте  $3$  GHz составил более  $14$  dB, удельная плотность импульсной мощности более  $3$  W/mm. Утечки по буферу, измеренные после ионной изоляции, составили менее  $1 \mu\text{A}$  по уровню  $400$  В на зазоре в  $5 \mu\text{m}$ .

Таким образом, в работе продемонстрирована возможность синтеза методом  $\text{NH}_3$ -МВЕ высокоомных буферных слоев GaN, что подтверждено малыми токами утечки тестовых транзисторов.

## Благодарности

ВИМС-измерения проводились на оборудовании федерального ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“.

## Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках соглашения № 14.577.21.0250 от 26.09.17, уникальный идентификатор проекта RFMEFI57717X0250.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] *Caliebe M., Scholz F.* // Annual Report. Institute of Optoelectronics, Ulm University, 2016. P. 23–28.
- [2] *Bougrioua Z., Azize M., Jimenez A., Brana A.-F., Lorenzini P., Beaumont B., Munoz E., Gibart P.* // Phys. Status Solidi C. 2005. V. 2. N 7. P. 2424–2428. DOI: 10.1002/pssc.200461588
- [3] *Lundin W.V., Sakharov A.V., Zavarin E.E., Kazantsev D.Yu., Ber B.Ya., Yagovkina M.A., Brunkov P.N., Tsatsulnikov A.F.* // J. Cryst. Growth. 2016. V. 449. P. 108–113. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2016.06.002
- [4] *Weimann N.G., Eastman L.F., Doppalapudi D., Ng H.M., Moustakas T.D.* // J. Appl. Phys. 1998. V. 83. N 7. P. 3656–3659. DOI: 10.1063/1.366585
- [5] *Rudziński M., Desmaris V., van Hal P.A., Weyher J.L., Hageman P.R., Dynefors K., Rodle T.C., Jos H.F.F., Zirath H., Larsen P.K.* // Phys. Status Solidi C. 2006. V. 3. N 6. P. 2231–2236. DOI: 10.1002/pssc.200565379
- [6] *Gamarra P., Lacam C., Tordjman M., Splettstosser J., Schauwecker B., di Forte-Poisson M.-A.* // J. Cryst. Growth. 2015. V. 414. P. 232–236. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2014.10.025
- [7] *Schubert F., Wirth S., Zimmermann F., Heitmann J., Mikolajick T., Schmult S.* // Sci. Technol. Adv. Mater. 2016. V. 17. N 1. P. 239–243. DOI: 10.1080/14686996.2016.1178565
- [8] *Perdew J.P., Burke K., Ernzerhof M.* // Phys. Rev. Lett. 1996. V. 77. N 18. P. 3865–3868. DOI: 10.1103/PhysRevLett.77.3865
- [9] *Hamann D.R.* // Phys. Rev. B. 2013. V. 88. N 8. P. 085117. DOI: 10.1103/PhysRevB.88.085117
- [10] *Van de Walle C.G., Neugebauer J.* // J. Appl. Phys. 2004. V. 95. N 8. P. 3851–3879. DOI: 10.1063/1.1682673
- [11] *Малин Т.В., Милахин Д.С., Мансуров В.Г., Галицын Ю.Г., Кожухов А.С., Ратников В.В., Смирнов А.Н., Давыдов В.Ю., Журавлев К.С.* // ФТП. 2018. Т. 52. В. 6. С. 643–650. DOI: 10.21883/PJTF.2019.15.48081.17844