

06;07

Влияние метода формирования высокоомного буферного слоя GaN на свойства гетероструктур InAlN/GaN и AlGaIn/GaN с двумерным электронным газом

© В.В. Лундин¹, А.В. Сахаров¹, Е.Е. Заварин¹, Д.А. Закгейм¹,
А.Е. Николаев¹, П.Н. Брунков¹, М.А. Яговкина¹,
А.Ф. Цацульников²

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Научно-технологический центр микроэлектроники и субмикронных гетероструктур РАН, Санкт-Петербург, Россия
E-mail: lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 28 марта 2018 г.

Структуры AlGaIn/AlN/GaN и InAlN/AlN/GaN с двумерным электронным газом выращены методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на сапфировых подложках. Подавление паразитной проводимости буферных слоев GaN обеспечивалось или преднамеренным повышением плотности краевых дислокаций, или легированием железом (GaN:Fe). Показано, что применение буферных слоев GaN:Fe, имеющих более высокое кристаллическое совершенство и более планарную поверхность, приводит к увеличению подвижности электронов в двумерном канале для носителей в 1.2–1.5 раза.

DOI: 10.21883/PJTF.2018.13.46327.17310

Формирование высокоомных буферных слоев является одной из ключевых задач при создании силовых и СВЧ-транзисторов на основе III-N соединений. В общем случае фоновая проводимость GaN может быть подавлена либо преднамеренным легированием примесями, образующими глубокие центры (углерод, железо), либо преднамеренным понижением кристаллического совершенства эпитаксиальных слоев. Последний подход основан на формировании глубоких акцепторных уровней вдоль краевых дислокаций в слоях GaN [1]. Однако практически

неизбежное в настоящее время присутствие инородной подложки в III-N эпитаксиальной структуре накладывает дополнительные ограничения на свободу выбора технологических подходов.

Частной задачей в технологии III-N НЕМТ (транзисторы с высокой подвижностью электронов) является создание высококачественных гетероструктур на сапфировых подложках. Несмотря на существенно меньшую, чем в случае SiC и кремния, теплопроводность сапфира, такие структуры имеют свои области применения. Необходимое для подавления проводимости буферного слоя GaN преднамеренное снижение кристаллического совершенства при эпитаксии на сапфировой подложке относительно легко реализуется путем полумпирической оптимизации начальных условий роста [2–4]. Однако увеличение плотности дислокаций приводит как к снижению подвижности электронов, так и к увеличению тока утечки затвора [5]. С одной стороны, тщательная оптимизация позволяет минимизировать эти эффекты. С другой стороны, для стабильного получения изолирующих буферных слоев в условиях реальной технологии и компенсации неизбежных флуктуаций условий эпитаксиального роста приходится дополнительно повышать плотность краевых дислокаций, жертвуя параметрами структур. К сожалению, этот подход по-прежнему остается самым распространенным при формировании III-N НЕМТ на сапфировых подложках.

В работе [6] мы показали, что преднамеренное легирование GaN углеродом позволяет получить высокоомные слои GaN с высоким кристаллическим совершенством, но введение углерода на начальном этапе роста на сапфировых подложках недопустимо. Оно затрудняет коалесценцию начальных зародышей, существенно снижая кристаллическое совершенство и повышая паразитную проводимость эпитаксиальных слоев. Таким образом, в технологии III-N НЕМТ на сапфире данный подход неприменим. В литературе были описаны легированные железом изолирующие буферные слои GaN, выращенные на сапфировых подложках [7–9], при этом в качестве основной проблемы назывались деградация морфологии эпитаксиальных слоев и даже снижение кристаллического совершенства. Описаны также и НЕМТ-структуры, выращенные на сапфировых подложках с использованием буферных слоев GaN:Fe [10]. В этой работе основное улучшение параметров двумерного электронного газа было обусловлено использованием дополнительных технологических приемов, а само легирование железом дало весьма незначительный эффект по сравнению со структурами, выращенными на буферных слоях с высокой плотностью дислокаций.

Целью настоящей работы является развитие технологии формирования НЕМТ-структур InGaAlN. В ней приводятся первые результаты сравнения структур с различными буферными слоями GaN.

Эпитаксиальные структуры выращивались методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на установке Dragon-125 с горизонтальным реактором емкостью три подложки диаметром 2 дюйма или одна подложка диаметром 100 mm. Аммиак, триметилгаллий, триметилалюминий, триметилиндий, ферроцен (Cp_2Fe), азот и водород использовались в качестве прекурсоров и несущих газов. Структуры выращивались на сапфировых подложках ориентации (0001) с использованием низкотемпературного зародышевого слоя GaN. Его отжиг проводился в азот-аммиачной и водород-аммиачной атмосфере для структур с преднамеренно повышенной плотностью краевых дислокаций (HDD-GaN) и структур с буферным слоем GaN:Fe соответственно. Механизм влияния зародышевых слоев на характер эпитаксиального роста и свойства GaN описан в работе [4]. В ней было показано, что отжиг зародышевого слоя в водород-аммиачной атмосфере позволяет получить более совершенные эпитаксиальные слои GaN, однако они являются проводящими. Для подавления этой проводимости в данной работе первые $2\ \mu\text{m}$ GaN легировались железом, за $1.5\ \mu\text{m}$ до окончания слоя GaN поток Cp_2Fe выключался. Далее выращивались барьерные слои AlN ($\sim 1\ \text{nm}$) и AlGaN или InAlN. Толщины и составы этих барьерных слоев описаны далее. Типичные полуширины кривых качания рентгеновской дифракции для рефлексов (002) и (102) в данной серии экспериментов составляли соответственно 250/360 arcsec для GaN:Fe и 300/730 arcsec для HDD-GaN. На рис. 1 показана морфология поверхности эпитаксиальных структур с барьерными слоями $\text{Al}_{0.23}\text{Ga}_{0.77}\text{N}$, выращенных на различных буферных слоях GaN. Среднеквадратичная шероховатость R_q на площади $10 \times 10\ \mu\text{m}$ составляет 0.3 и 2 nm для структур на буферных слоях GaN:Fe и HDD-GaN соответственно. Отдельно выращенные буферные слои GaN имели аналогичную морфологию. Очевидно, что буферный слой GaN:Fe не только имеет значительно более высокое кристаллическое совершенство, но и обеспечивает более планарные интерфейсы гетероструктуры. Подвижность электронов при комнатной температуре составляла 1700 и 2000 $\text{cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ при концентрации $1.1 \cdot 10^{13}\ \text{cm}^{-2}$ для структур с буферными слоями HDD-GaN и GaN:Fe. Такое соотношение подвижностей (разница $\sim 15\%$) совпадает по порядку с приведенным в [10], но при более высоких значениях в нашем случае.

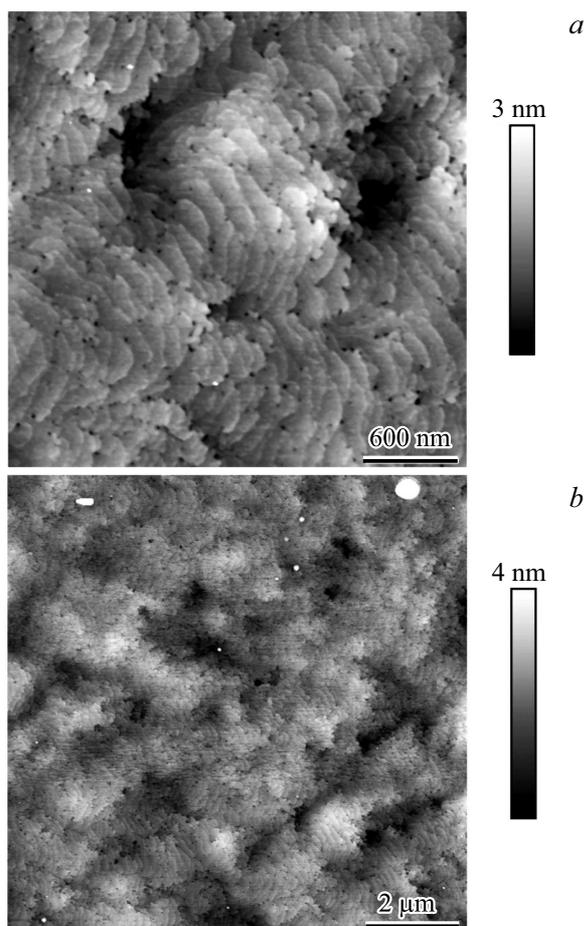


Рис. 1. Изображения атомно-силовой микроскопии HEMT-структур AlGaN/AlN/GaN, выращенных на буферных слоях HDD-GaN (*a, b*) и GaN:Fe (*c, d*).

HEMT-структуры на основе InAlN/GaN позволяют достичь рекордных параметров приборов [11], но они технологически намного сложнее. При выполнении описываемых исследований было обнаружено сильное

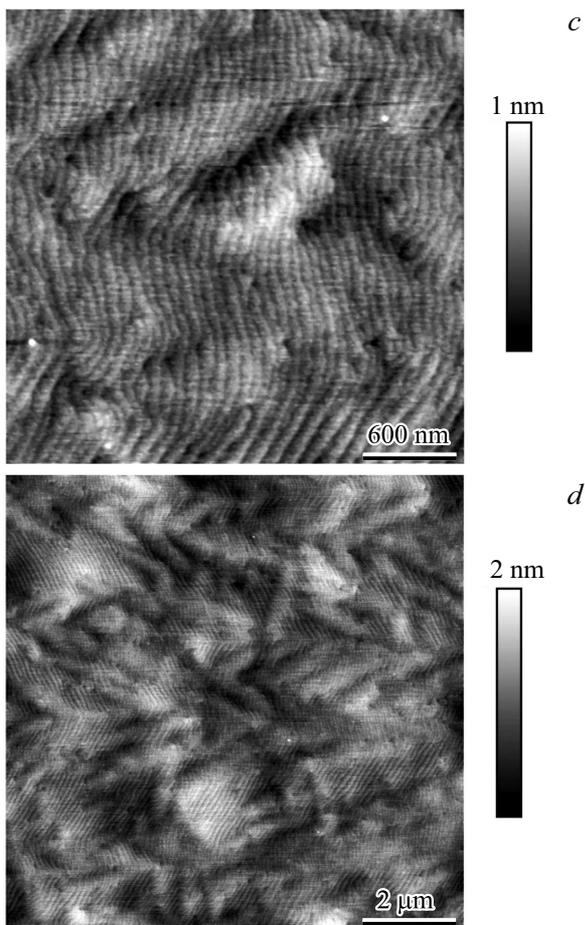


Рис. 1 (продолжение).

влияние типа буферного слоя на свойства канала в таких структурах. На рис. 2 приведены значения подвижности электронов для структур InAlN/GaN в зависимости от состава барьерного слоя. Видно, что использование буферных слоев GaN:Fe приводит к увеличению подвижности на 25–50%, причем эффект сильнее при более высоком содержа-

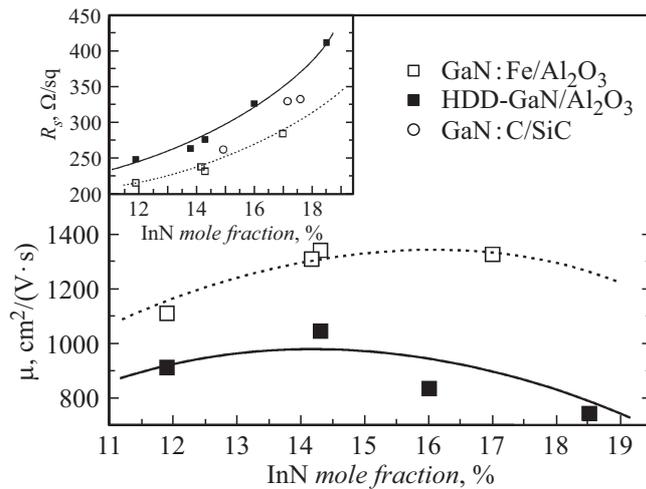


Рис. 2. Зависимость подвижности электронов при комнатной температуре от содержания индия для НЕМТ-структур InAlN/GaN, выращенных на различных буферных слоях. На вставке приведена зависимость слоевого сопротивления от содержания индия.

нии индия в барьерном слое. Можно предположить, что дислокации и особенности морфологии интерфейса GaN/AlN/InAlN не только прямо снижают подвижность носителей, но и ухудшают однородность InAlN, что дополнительно снижает подвижность. Чем выше содержание индия в InAlN, тем более склонен этот материал к формированию локальных неоднородностей состава.

На вставке к рис. 2 показана зависимость слоевого сопротивления от состава буферных слоев для той же серии структур. Дополнительно показаны данные для аналогичных структур на SiC-подложках с буферным слоем GaN:C (подвижность носителей в этих структурах не измерялась). Видно, что выращенные на сапфировых подложках структуры с буферным слоем GaN:Fe имеют даже меньшее слоевое сопротивление, чем выращенные на SiC-подложках. Такое соотношение подвижностей нетипично для III-N НЕМТ, и его природа требует отдельного изучения. Скорее всего, она связана с различием в дислокационной структуре эпитаксиальных слоев на сапфировых и SiC-подложках.

Следует отметить, что легирование GaN железом имеет свои особенности. В частности, для железа характерен сильно растянутый профиль распределения при переходе к формированию нелегированного слоя (крутизна спада $\sim 0.5 \mu\text{m}$ на декаду), по всей видимости сегрегационной природы [8,9]. Поэтому в данной работе над слоем GaN:Fe выращивался относительно толстый ($1.5 \mu\text{m}$) номинально нелегированный слой. Предварительные эксперименты показали, что при меньшей его толщине наблюдается снижение подвижности, а при дальнейшем уменьшении — и концентрации носителей в канале. При этом, несмотря на наличие формально нелегированного слоя GaN, ток утечки в структурах со стравленным барьерным слоем составлял $< 2 \text{ nA}$ при напряжении 100 V (расстояние между контактами 2.5 mm , диаметр $400 \mu\text{m}$).

Ранее нами были выращены гетероструктуры InAlN/GaN с использованием буферного слоя HDD-GaN. Подвижность в серии структур не превышала $840 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ (при комнатной температуре). На их основе были созданы транзисторы с токами насыщения 1.6 A/mm и крутизной 200 mS/mm [12]. Дальнейшая оптимизация позволила в этой серии даже для структур на буферном слое HDD-GaN достичь подвижности выше $1000 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$, а в случае использования GaN:Fe — выше $1300 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$. О параметрах приборов, сформированных из данных структур, будет сообщено дополнительно.

Таким образом, нами показано существенное преимущество легирования железом перед преднамеренным снижением кристаллического совершенства эпитаксиального слоя GaN для подавления паразитной проводимости в структурах для НЕМТ-транзисторов.

Измерение кривых рентгеновской дифракции и атомно-силовая микроскопия выполнены с использованием оборудования федерального ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“, поддержанного Министерством образования и науки РФ (уникальный идентификатор проекта RFMEFI62117X0018).

Список литературы

- [1] Weimann N.G., Eastman L.F., Doppalapudi Dh., Ng H.M., Moustakas T.D. // J. Appl. Phys. 1998. V. 83. N 7. P. 3656–3659.
- [2] Hubbard S.M., Zhao G., Pavlidis D., Sutton W., Cho E. // J. Cryst. Growth. 2005. V. 284. N 3-4. P. 297–305.

- [3] *Xu F.J., Xu J., Shen B., Miao Z.L., Huang S., Lu L., Yang Z.J., Qin Z.X., Zhang G.Y.* // *Thin Solid Films*. 2008. V. 517. N 2. P. 588–591.
- [4] *Лундин В.В., Николаев А.Е., Сахаров А.В., Усов С.О., Заварин Е.Е., Брунков П.Н., Яговкина М.А., Черкашин Н.А., Цацульников А.Ф.* // *ФТП*. 2014. Т. 48. В. 1. С. 55–60.
- [5] *Kotani J., Yamada A., Ishiguro T., Tomabechi S., Nakamura N.* // *Appl. Phys. Lett.* 2016. V. 108. N 15. P. 152109.
- [6] *Лундин В.В., Заварин Е.Е., Брунков П.Н., Яговкина М.А., Сахаров А.В., Синицын М.А., Бер Б.Я., Казанцев Д.Ю., Цацульников А.Ф.* // *Письма в ЖТФ*. 2016. Т. 42. В. 10. С. 85–91.
- [7] *Heikman S., Keller S., DenBaars S.P., Mishra U.K.* // *Appl. Phys. Lett.* 2002. V. 81. N 3. P. 439–441.
- [8] *Lei C., Haibo Y., Lijuan J., Quan W., Chun F., Hongling X., Cuimei W., Jiamin G., Bo Zh., Baiquan L., Xiaoliang W., Zhanguo W.* // *J. Semicond.* 2015. V. 36. N 10. P. 103002.
- [9] *Rudzinski 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.
- [10] *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.
- [11] *Yue Y., Hu Z., Guo J., Sensale-Rodriguez B., Li G., Wang R., Faria F., Fang T., Song B., Gao X., Guo Sh., Kosel T., Snider G., Fay P., Jena D., Xing H.* // *IEEE Electron Dev. Lett.* 2012. V. 33. N 7. P. 988–990.
- [12] *Усов С.О., Сахаров А.В., Цацульников А.Ф., Заварин Е.Е., Николаев А.Е., Яговкина М.А., Земляков В.Е., Егоркин В.И., Устинов В.М.* // *Электронная техника. Сер. 2. Полупроводниковые приборы*. 2016. № 4 (243). С. 47–57.