

06;07

Влияние содержания алюминия на морфологию поверхности сильнолегированных мезаструктур (Al)GaN, сформированных селективной газофазной эпитаксией из металлоорганических соединений

© В.В. Лундин^{1,2}, Е.Е. Заварин^{1,2}, М.Г. Попов^{1,2}, С.И. Трошков²,
А.В. Сахаров^{1,2}, И.П. Смирнова^{1,2}, М.М. Кулагина²,
В.Ю. Давыдов², А.Н. Смирнов², А.Ф. Цацульников^{1,2}

¹ НТЦ микроэлектроники РАН, Санкт-Петербург

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
E-mail: lundin.vpegroup@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 19 апреля 2015 г.

Сильнолегированные кремнием мезаполосковые структуры $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ формировались методом селективной газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений. При $x \sim 0.01 - 0.07$ мезаструктуры $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}:\text{Si}$ имели качественно более гладкую поверхность верхней и боковых граней, чем $\text{GaN}:\text{Si}$. При $x \sim 0.03 - 0.07$ в процессе роста на поверхности маски Si_3N_4 осаждался тонкий слой нанокристаллического AlN . При меньшем содержании Al этот слой не наблюдался.

В технологии приборов ряда III–N (HEMT, диоды Шоттки с латеральным протеканием тока и т.д.) возникает необходимость формирования омических контактов к слаболегированным или нелегированным эпитаксиальным слоям. Возможным решением является локальное (селективное) выращивание тонких сильнолегированных ($n > (1-2) \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$) слоев GaN в подконтактных областях. Этот подход был использован рядом групп [1–4], однако совместная реализация селективного роста и высокого уровня легирования затруднена, и полученные результаты еще далеки от внедрения в производство. В большинстве работ селективный рост сильнолегированных GaN подконтактных областей осуществлялся молекулярно-пучковой эпитак-

сией. Газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений для материалов III–N обладает существенно большей производительностью, шире распространена в промышленности, обеспечивает более высокое качество материала. Характерные для этой технологии большие диффузионные длины на поверхности и газовой фазе обеспечивают высокую селективность роста, однако они же приводят к локальным неоднородностям скорости роста и отношения V/III. Толщина селективно выращенного материала в конкретной точке зависит от топологии маски в окрестности, доходящей до миллиметра [5], свойства локально выращенного материала оказываются неоднородными, возникают участки с развитой поверхностью, V-дефектами, края выращенного материала оказываются неровными [6]. Для регулярного рисунка с малой шириной маски и окон и при низком уровне легирования практически всегда возможен выбор условий селективной эпитаксии GaN, приводящий к формированию бездефектных структур. В качестве примера можно привести процесс ELOG [6]. При высоком уровне легирования получение совершенного селективно выращенного материала затруднено, что, впрочем, верно и для планарных слоев GaN [7]. Более того, в ходе проектирования реальных приборов особенности процесса селективной эпитаксии могут учитываться при определении размера, формы и взаимного расположения контактных площадок крайне ограничено, и расстояние между ними (т.е. ширина маскирующего покрытия) в пределах структуры может изменяться от единиц до сотен микрометров.

Целью данной работы был поиск режимов газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений, обеспечивающих в областях селективного роста локальное формирование сильнолегированных слоев GaN с планарной поверхностью, ровными краями и минимальной зависимостью этих характеристик от линейных размеров маскированных и открытых областей.

В работе газофазная эпитаксия из металлоорганических соединений осуществлялась на установке Dragon-125 [8]. Водород и азотно-водородные смеси, триметилгаллий (TMGa), триметилалюминий (TMAI), аммиак и моносилан (SiH₄) использовались в качестве несущего газа и прекурсоров. После выращивания планарных слоев GaN на сапфировых подложках (0001) на их поверхности, в том же технологическом процессе при температуре 1000°C со скоростью 3 nm/min осаждался слой Si₃N₄ толщиной 100 nm. Далее с помощью фотолитографии и реактивно-ионного травления в плазме SF₆

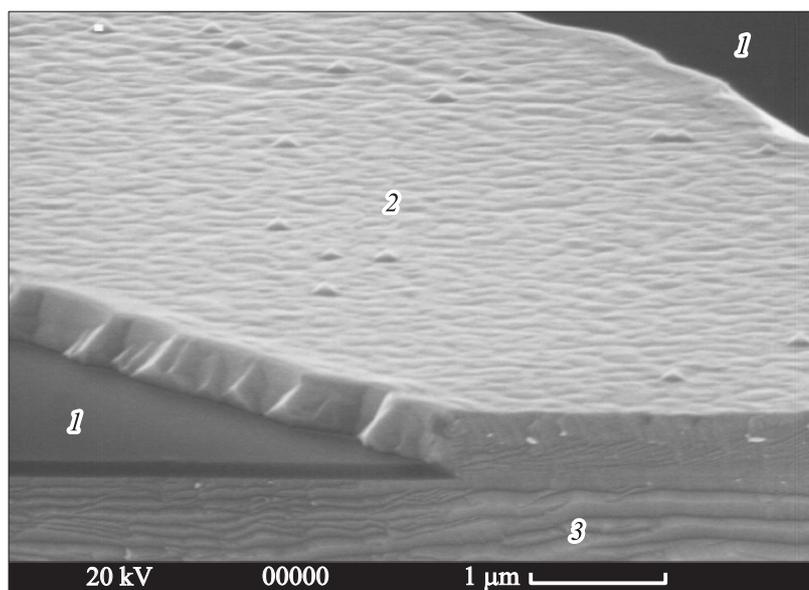


Рис. 1. РЭМ-фотография мезаполоска GaN:Si, выращенного в стандартных для планарного GaN:Si условиях роста. 1 — Si₃N₄, 2 — мезаполосок GaN:Si, 3 — исходный планарный слой GaN.

в слое Si₃N₄ формировалась маска в виде групп полосковых окон. Ширины окон и маски составляли 5, 10, 20 и 40 μm в различных сочетаниях. Далее в окнах маски производилось выращивание мезаполосков GaN или AlGaN, легированных кремнием по всей толщине. Поток SiH₄ определялся согласно экстраполяции зависимости концентрации электронов от отношения мольных потоков (SiH₄/TMGa) для сплошных слоев и соответствовал величине $(2 - 4) \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$. Длительность роста составляла 150–680 s, полная продолжительность эпитаксиального процесса (от загрузки до разгрузки) не превышала 50 min. Структуры исследовались с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) и микрофотолюминесцентной спектроскопии (микроФЛ).

На рис. 1 показана типичная морфология поверхности мезаполоска GaN:Si, выращенного при стандартных для GaN условиях роста (несущий газ H₂, давление в реакторе 800 mbar, $T = 1100^\circ\text{C}$). Видно, что

поверхность и край мезаполоска неровные, что критично для приборов с микронными латеральными размерами. Подобное несовершенство, видимо, характерно для селективно выращенного сильнолегированного GaN вне зависимости от технологии [1], в большинстве статей информация о морфологии поверхности и краев вообще не приводится. Возможно, тщательная оптимизация условий роста и позволила бы улучшить планарность поверхности селективно выращенных структур GaN:Si, но в данной работе мы достигли искомого результата другим способом. Недавно сообщалось [9], что в слоях $\text{Al}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N} : \text{Si}$, в отличие от GaN, с увеличением легирования деградация морфологии не наблюдается вплоть до концентрации $\sim 1 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$. Мы провели аналогичное сравнение для случая селективной эпитаксии.

На рис. 2, *a, b* показана морфология поверхности мезаполосков AlGaN:Si. Мольные потоки TMAI и TMGa в реакторе соответствовали росту $\text{Al}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{N}$ при планарной эпитаксии, отношение $\text{SiH}_4/(\text{TMGa} + \text{TMAI})$ было тем же, что и при вышеописанном росте GaN:Si. Эти мезаполосковые структуры далее будут обозначаться как $\text{Al}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{N} : \text{Si}$. Видно принципиальное улучшение планарности как верхних, так и боковых граней, причем (как видно на рис. 2, *a*) морфология поверхности не зависит от ширины окна и маски. На рис. 2, *b* видно, что поверхность маски между полосками покрывается тонким нанокристаллическим слоем, который легко удалялся с маски теплыми растворами KOH, H_3PO_4 или NH_4OH . Вероятно, этот слой состоит из AlN или AlGaN с малым содержанием Ga, так как подвижность адатомов Al существенно ниже, чем Ga. Несмотря на кристаллизацию на маске, рост GaN бинарной компоненты AlGaN имеет селективный характер, что отражается в неоднородном распределении содержания Al поперек полосков. Согласно данным микроФЛ, мольная доля AlN вдали от края маски в широких полосках, разделенных узкой маской, составляла $\sim 7\%$, уменьшаясь к краям маски и в узких полосках до 2–3%. Такое изменение состава согласуется с моделью однородного поступления Al к растущей поверхности и отсутствия его миграции при неоднородном поступлении и сильной миграции Ga. Последняя приводит к неоднородности толщины и состава растущих полосков.

При выращивании вышеописанных мезаполосковых структур GaN:Si и $\text{Al}_{0.07}\text{Ga}_{0.97}\text{N} : \text{Si}$ условия в реакторе были различны. Для подавления паразитных газофазных реакций [10] при росте AlGaN температура и давление были снижены до 1050°C и 200 mbar, поток

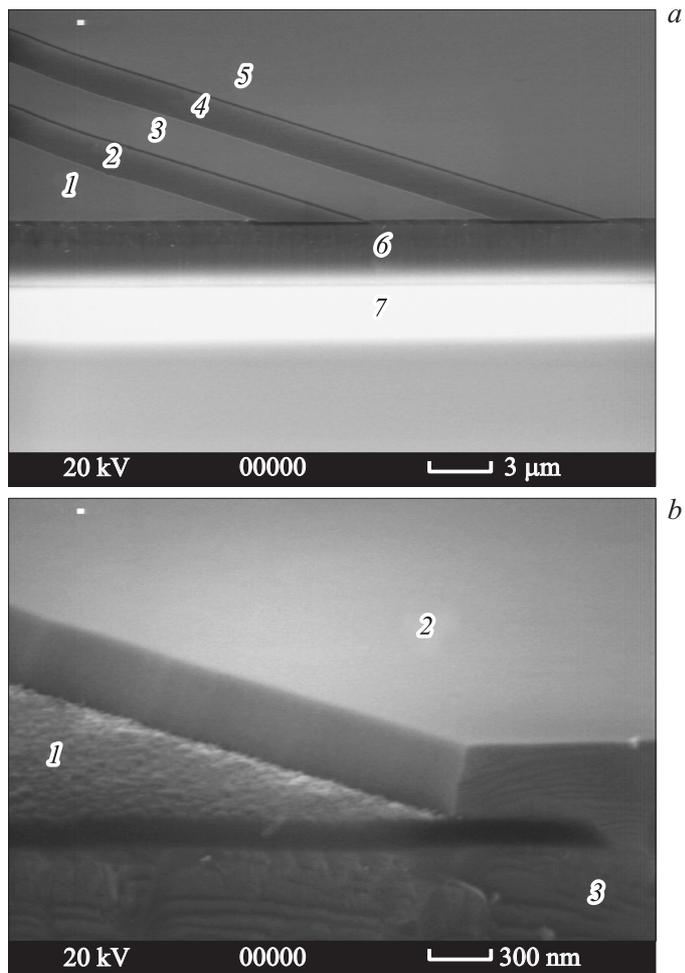


Рис. 2. РЭМ-фотографии мезаполосков $\text{Al}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{N}:\text{Si}$ (*a, b*) и $\text{Al}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}:\text{Si}$ (*c, d*). *a, c* — группа мезаполосков. Слева направо: 1 — AlGaN $40\ \mu\text{m}$, 2 — Si_3N_4 $5\ \mu\text{m}$, 3 — AlGaN $5\ \mu\text{m}$, 4 — Si_3N_4 $5\ \mu\text{m}$, 5 — AlGa $40\ \mu\text{m}$, 6 — исходный планарный слой GaN , 7 — подложка Al_2O_3 . *b, d* — край мезаполоска при большом увеличении. 1 — Si_3N_4 , 2 — AlGaN , 3 — исходный планарный слой GaN .

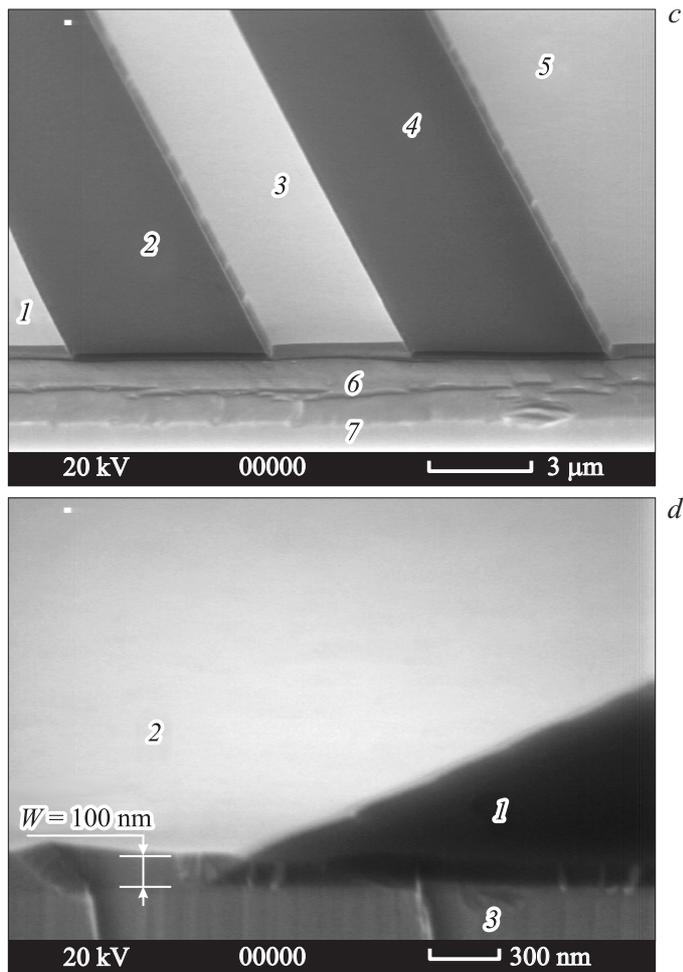


Рис. 2 (продолжение).

несущего газа существенно увеличен и вместо H_2 использовалась смесь $\text{H}_2 + \text{N}_2$. В серии последующих экспериментов было установлено, что при выращивании мезаполосков $\text{GaN}:\text{Si}$ в условиях роста AlGaIn , но без введения TMAI в реактор, их поверхность оказывается более

гладкой, чем при росте в стандартных для планарного GaN режимах, но много хуже, чем у мезаполосков $\text{Al}_{0.07}\text{Ga}_{0.97}\text{N}:\text{Si}$. В то же время даже при очень незначительном введении TMAI в реактор (соответствует мольной доле $\text{AlN} \sim 1\%$ для планарных слоев) морфология полосков $\text{AlGaN}:\text{Si}$ оказывается столь же совершенной, как и для $\text{Al}_{0.07}\text{Ga}_{0.93}\text{N}:\text{Si}$ (рис. 2, *c, d*). Неожиданным результатом этого эксперимента является полное отсутствие нанокристаллического слоя $\text{Al}(\text{Ga})\text{N}$ на поверхности маски. Очевидно, что при столь малом потоке TMAI алюминийсодержащие молекулы или адатомы алюминия (неизвестно, в каком виде алюминий поступает на поверхность Si_3N_4) успевают или переиспариться, или мигрировать к краю растущего AlGaN . Рис. 2, *d* иллюстрирует также возможность полной планаризации, когда толщина выращенного материала равна толщине маски, что благоприятно для последующей фото- или электронной литографии. Мы предполагаем следующее объяснение наблюдавшихся нами явлений. В условиях газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений диффузионная длина адатомов Ga составляет единицы микрометров, а при селективной эпитаксии может превышать $20\ \mu\text{m}$ [5]. Поэтому разрастание термодинамически выгодных дефектов морфологии происходит очень эффективно. Поверхностная подвижность адатомов Al много меньше из-за большей энергии связи Al–N, поэтому атом Al имеет высокую вероятность встраивания в кристаллическую решетку не на краю мономерной ступени, а в произвольном месте на ее поверхности, образуя элементарный зародыш, от которого начинается рост очередной атомарной ступени GaN. В результате появляется параллельный механизм роста, снижающий вероятность дальней миграции адатомов Ga к краям разрастающихся фигур роста, их ухода с наклонных стенок V-дефектов и других механизмов нарушения морфологии на микроуровне. Ранее, при оптимизации режимов роста GaN, сильно легированного магнием, мы видели, что улучшение планарности поверхности может достигаться некоторым подавлением слоевого механизма роста [11].

Таким образом, в работе обнаружено существенное улучшение морфологии поверхности селективно выращенных сильнолегированных кремнием мезаполосков GaN при введении незначительного количества алюминия и отсутствие паразитного осаждения на маске Si_3N_4 при достаточно малом мольном потоке TMAI. Установлено также, что к выращенным таким образом мезаполоскам $\text{AlGaN}:\text{Si}$ омические контакты формируются и без их вжигания, в том числе и контакты на основе Ni/Au, которые при напылении на слаболегированные слои

(Al)GaN формируют барьеры Шоттки. Это открывает возможность формирования омических и барьерных контактов к структуре при едином напылении контактной металлизации.

Работа поддержана Министерством образования и науки РФ (соглашение о субсидии № 14.607.21.0003 от 05.06.2014, уникальный код проекта: RFMEFI60714X0003) и РФФИ 13-02-00804.

Список литературы

- [1] Майборода И.О., Андреев А.А., Перминов П.А., Федоров Ю.В., Занавескин М.Л. // Письма в ЖТФ. 2014. Т. 40. В. 11. С. 80.
- [2] Zheng Z., Seo H., Pang L., Kim K. // Phys. Status Solidi A. 2011. V. 208 (4). P. 951.
- [3] Guo J., Li G., Faria F., Cao Yu, Wang R., Verma J., Gao X., Guo Sh., Beam E., Ketterson A., Schuette M., Saunier P., Wistey M., Jena D., Xing H. // IEEE Electron Device Lett. 2012. V. 33 (4). P. 525.
- [4] Jie H., Ming L., Chak-Wah T., Kei-May L. // Chin. Phys. B. 2014. V. 23 (12). P. 128 102.
- [5] Rozhavskaya M.M., Lundin W.V., Troshkov S.I., Tsatsulnikov A.F., Dubrovskii V.G. // Phys. Status Solidi A. 2015. V. 212 (4). P. 851.
- [6] Nam O., Bremser M.D., Zheleva T.S., Davis R.F. // Appl. Phys. Lett. 1997. V. 71 (18). P. 2638.
- [7] Romano L.T., Van de Walle C.G., Ager III J.W., Gotz W., Kern R.S. // Appl. Phys. 2000. V. 87 (11). P. 7745.
- [8] Лундин В.В., Давыдов Д.В., Заварин Е.Е., Попов М.Г., Сахаров А.В., Яковлев Д.С., Базаревский Д.С., Талалаев Р.А., Цацульников А.Ф., Мизеров М.Н., Устинов В.М. // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. В. 5. С. 9.
- [9] Iwaya M., Iida D., Sugiyama T., Takeuchi T., Kamiyama S., Akasaki I. Activation energy of extremely low-resistivity and high carrier concentration Si-doped Al_{0.05}Ga_{0.95}N / Abstract book of ISGN-5, Atlanta, USA, May 19–22, 2014. P. 37.
- [10] Kondratyev A.V., Talalaev R.A., Lundin W.V., Sakharov A.V., Tsatsulnikov A.F., Zavarin E.E., Fomin A.V., Sizov D.S. // J. Cryst. Growth. 2004. V. 272. P. 420.
- [11] Лундин В.В., Сахаров А.В., Заварин Е.Е., Сеницын М.А., Николаев А.Е., Михайловский Г.А., Брунков П.Н., Гончаров В.В., Бер Б.Я., Казанцев Д.Ю., Цацульников А.Ф. // ФТП. 2009. V. 43 (7). P. 996.