

08.1;08.2

Синтез методом молекулярно-пучковой эпитаксии и свойства наноструктур InGaN разветвленной морфологии на кремниевой подложке

© Р.Р. Резник¹, К.П. Котляр², Н.В. Крыжановская², С.В. Морозов^{3,4}, Г.Э. Цырлин^{1,2,5–7}

¹ Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики (Университет ИТМО), Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия

⁴ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

⁵ Институт аналитического приборостроения РАН, Санкт-Петербург, Россия

⁶ Санкт-Петербургский политехнический университет им. Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

⁷ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: moment92@mail.ru

Поступило в Редакцию 11 июля 2019 г.

В окончательной редакции 18 июля 2019 г.

Принято к публикации 18 июля 2019 г.

Продemonстрирована принципиальная возможность синтеза наноструктур InGaN разветвленной морфологии („наноцветов“) методом молекулярно-пучковой эпитаксии на поверхности подложки кремния. Результаты морфологических исследований показали, что развитие морфологии наноструктур InGaN происходит в несколько этапов даже при поддержании неизменной температуры подложки. Выращенные структуры демонстрируют линию фотолюминесценции в широком диапазоне длин волн от 450 до 950 nm при комнатной температуре.

Ключевые слова: нитридные наноструктуры, кремний, молекулярно-пучковая эпитаксия, полупроводники, оптоэлектроника.

DOI: 10.21883/PJTF.2019.21.48475.17975

В настоящее время полупроводниковые соединения нитридов металлов III группы благодаря своим уникальным свойствам вызывают повышенный интерес для современной оптоэлектроники [1]. В частности, тройные соединения InGaN являются перспективными для создания приборов, излучающих в видимой области спектра [2]. Интерес к получению таких структур обусловлен в том числе перспективами интеграции полупроводников III-N и кремниевой электроники, возможностью использования подложек больших (до 150–200 mm) размеров, их низкой стоимостью, хорошей электрической проводимостью, а также получением „template“ структур. Однако синтез качественных прямозонных двумерных слоев InGaN на кремниевых подложках затруднен ввиду значительного различия постоянных решеток и коэффициентов термического расширения, что является причиной возникновения высокой плотности дефектов различной природы в слое InGaN. Для успешного решения этих проблем прилагаются значительные усилия. В частности, для подавления процесса возникновения дислокаций несоответствия и снижения количества дефектов в эпитаксиальном полупроводниковом нитридном слое формируют барьерные промежуточные слои {SiC/Si(111), AlN/GaN/SiC/Si(111) и GaN/AlN–GaN/SiC/Si(111)} [3,4]. Однако такой подход способствует снижению эффективности или вообще невозможности создания приборов на основе InGaN.

Вместе с тем весьма перспективным является альтернативный путь преодоления проблемы — синтез непланарных наноструктур InGaN сложной формы на поверхности кремниевой подложки. Благодаря развитой морфологии механические напряжения в полупроводниковых наноструктурах, вызванные различием постоянных решеток и коэффициентов термического расширения, релаксируют, и количество дефектов значительно уменьшается [5]. В работе [6] были предприняты попытки синтеза методом молекулярно-пучковой эпитаксии нитридных наноструктур развитой морфологии для оптических приложений видимого диапазона. Однако синтезировать структуры на основе InGaN/GaN удалось только с использованием многоступенчатых процедур, включающих в себя прокисление кремния, создание маски для травления, травление в плазме SF₆ и удаление маски в плавиковой кислоте для создания отверстий для синтеза наноструктур. Такой процесс подготовки поверхности кремния для последующего роста является дорогостоящим и времязатратным.

В настоящей работе приведены результаты комплекса экспериментальных процедур по синтезу методом молекулярно-пучковой эпитаксии и изучению морфологических и оптических свойств наноструктур InGaN разветвленной морфологии (по виду напоминающих „наноцветы“, НЦ) непосредственно на поверхности кремния.

Эксперименты по синтезу НЦ InGaN проводились с помощью установки молекулярно-пучковой эпитаксии

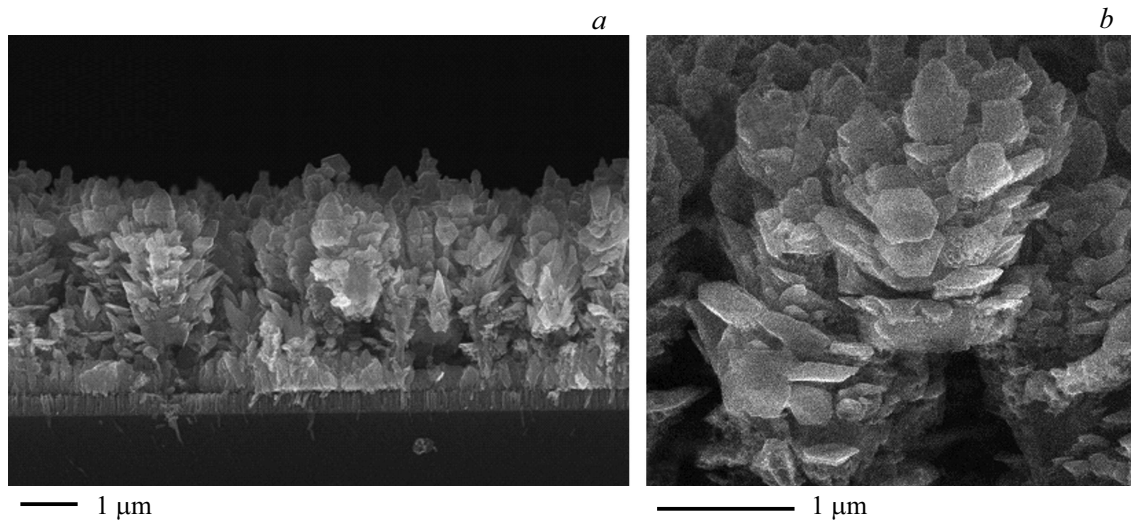


Рис. 1. *a* — типичное РЭМ-изображение „наноцветов“ InGaN, выращенных на подложке Si(111); *b* — типичное РЭМ-изображение поверхности одиночного „наноцветка“ InGaN.

Сопраст 12 фирмы Riber, оснащенной эффузионными источниками галлия, индия и плазменным источником азота. В качестве подложек использовались пластины кремния ориентации (111), легированные бором. На первом этапе загруженная в ростовую камеру подложка нагревалась до 950°C для термической очистки. Давление в камере в этот момент составляло $7 \cdot 10^{-8}$ Torr. Затем температуру подложки понижали до 600°C и инициировали источник плазмы азота. Температура роста во время процесса не изменялась. После стабилизации температуры подложки одновременно открывались заслонки источников Ga и In. Потоки галлия и индия при синтезе НЦ InGaN были равны и составляли $1 \cdot 10^{-7}$ Torr. Рост НЦ InGaN длился 17 h.

Для исследования поверхности во время проведения ростовых экспериментов (*in situ*) использовался метод дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО). По изменениям картин ДБЭО было видно, что формирование наноструктур преимущественно в вюрцитной фазе начиналось уже после 60 s роста.

Исследования морфологических свойств синтезированных структур выполнялись с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Supra 25 Zeiss. Изучение оптических свойств синтезированных структур проводилось с помощью метода фотолюминесценции (ФЛ) при комнатной температуре. В качестве возбуждения использовалась вторая гармоника (400 nm) фемтосекундного лазера „Tsunami“ фирмы Spectra-Physics (800 nm, 120 fs, 80 MHz). Сигнал ФЛ измерялся с помощью спектрометра „Acton TriVista“ и регистрировался CCD фирмы Princeton Instruments. Кинетика ФЛ регистрировалась с помощью streak-камеры „Optoscorp“ фирмы Optronis.

На рис. 1, *a, b* приведены типичные РЭМ-изображения НЦ InGaN, выращенных на кремниевой подложке. Из рисунка видно, что синтезированные наноструктуры InGaN обладают сильно развитой морфологией. Средняя

высота выращенных структур составила $4 \mu\text{m}$. Необходимо отметить, что, как видно из рисунка, НЦ InGaN синтезировались в несколько этапов: сначала сформировались наноклонки, затем переходный слой и, наконец, наноструктуры с более развитой морфологией. Вероятно, разные этапы роста соответствуют эффективно разной (несмотря на постоянство ее поддержания по термопарным измерениям) температуре на поверхности, которая уменьшается с увеличением высоты наноструктур. Это может быть связано с изменением коэффициента термического поглощения растущей структуры вследствие образования развитой поверхности [7,8].

На рис. 2, *a* приведены спектры фотолюминесценции выращенного образца, полученные при комнатной температуре при различных мощностях оптического возбуждения. На спектре ФЛ наблюдается широкая полоса в спектральном диапазоне от 450 до 950 nm, которая обусловлена излучением от НЦ InGaN. Максимум интенсивности спектра ФЛ находится вблизи 600 nm. Таким образом, данные наноструктуры могут быть перспективными в качестве активной области для создания источников белого света на основе одной системы материалов. Мы предполагаем, что большая ширина линии ФЛ связана с изменением процентного соотношения In и Ga в твердом растворе, которое может быть вызвано, в частности, эффективным изменением температуры на поверхности во время роста. Этот факт открывает перспективы для контроля индекса преломления источника белого света путем подбора температуры подложки в процессе осаждения материала.

На рис. 2, *b* приведена зависимость интегральной интенсивности ФЛ от оптической мощности возбуждения синтезированной структуры. Как видно из рисунка, зависимость описывается линейной функцией вида $f = kx + b$, где $k \sim 0.95$. Рост интенсивности не насыщается вплоть до мощности возбуждения 10 mW. Такой характер зависимости указывает на высокое оптическое

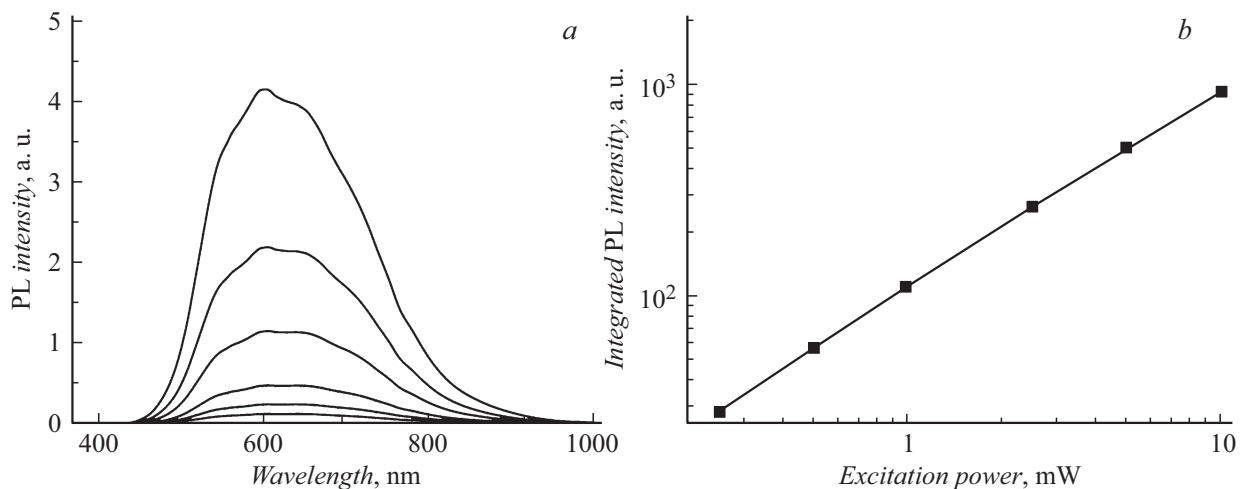


Рис. 2. *a* — спектры ФЛ при комнатной температуре „наноцветов“ InGaN, выращенных на подложке Si(111), измеренные при различной мощности оптического возбуждения. Спектры ФЛ соответствуют мощностям возбуждения 0.25, 0.5, 1, 2.5, 5 и 10 mW (снизу вверх). *b* — зависимость интегральной интенсивности ФЛ от мощности возбуждения „наноцветов“ InGaN. Точки соответствуют экспериментальным данным, линия — результат линейной аппроксимации в двойном логарифмическом масштабе.

качество выращенных структур. Коэффициент наклона, близкий к единице, свидетельствует о слабой роли безызлучательной рекомбинации в структуре.

Таким образом, нами была продемонстрирована принципиальная возможность синтеза „наноцветов“ InGaN методом молекулярно-пучковой эпитаксии на поверхности подложки кремния. Разработанная технология роста позволяет синтезировать наноструктуры InGaN разветвленной морфологии без использования предростовых процедур подготовки поверхности, что способствует значительному снижению цены и времени на создание таких наноструктур. Результаты морфологических исследований показали, что рост происходит в несколько этапов. Выращенные структуры демонстрируют линию ФЛ в широком диапазоне длин волн от 450 до 950 nm при комнатной температуре. Все эти факты указывают на перспективность таких структур для оптических приложений, например для создания белых светодиодов на основе одного материала.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 19-72-30010). Синтез образцов проведен при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (в рамках выполнения госзадания № 16.2483.2017/4.6). Исследования оптических свойств синтезированных образцов осуществлены при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 16-29-03037-офи).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] *Ambacher O.* // J. Phys. D: Appl. Phys. 1998. V. 31. P. 2653–2710.
- [2] *Moustakas T.D., Iliopoulos E., Sampath A.V., Ng H.M., Doppalapudi D., Misra M., Korakakis D., Singh R.* // J. Cryst. Growth. 2001. V. 227-228. P. 13–20.
- [3] *Бессолов В.Н., Ботнарюк В.М., Жилев Ю.В., Коненкова Е.В., Поletaев Н.К., Раевский С.Д., Родин С.Н., Смирнов С.Л., Шарофудинов Ш., Щеглов М.П., Park H.S., Koike M.* // Письма в ЖТФ. 2006. Т. 32. В.15. С. 60–66.
- [4] *Reznik R., Soshnikov I., Kukushkin S., Osipov A., Talalaev V., Cirlin G.* // AIP Conf. Proc. 2019. V. 2064. P. 040004.
- [5] *Дубровский В.Г., Цырлин Г.Э., Устинов В.М.* // ФТП. 2009. Т. 43. В. 12. С. 1585–1628.
- [6] *Hu F.R., Ochi K., Zhao Y., Hanea K.* // Appl. Phys. Lett. 2006. V. 89. P. 171903.
- [7] *Glas F., Harmand J.-C.* // Phys. Rev. B. 2006. V. 73. P. 155320.
- [8] *Сибирев Н.В., Сошников И.П., Дубровский В.Г., Аршанский Е.* // Письма в ЖТФ. 2006. Т. 32. В. 7. С. 28–35.