

03,07,08

Селективный рост колончатых микрокристаллов GaN методом HVPE на темплейтах $\text{SiO}_x/\text{AlN}(\text{PA-MBE})/\text{Si}(111)$, полученных с использованием микросферной фотолитографии

© А.А. Корякин¹, Ш.Ш. Шарофидинов², В.О. Гридчин³, А.М. Даутов³, Л.Н. Дворецкая¹, А.В. Нащекин², И.В. Штром^{1,3,4}, Н.Г. Философов³, Д.В. Минив¹, И.С. Мухин¹, Г.Э. Цырлин^{3,4}

¹ Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет имени Ж.И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

⁴ Институт аналитического приборостроения РАН, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: koryakinaa@spbau.ru

Поступила в Редакцию 15 июня 2026 г.

В окончательной редакции 17 июня 2026 г.

Принята к публикации 18 июня 2026 г.

Исследованы особенности селективного роста колончатых микрокристаллов GaN методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) на темплейтах $\text{SiO}_x/\text{AlN}(\text{PA-MBE})/\text{Si}(111)$, полученных с использованием микросферной фотолитографии. Изучено влияние примеси Mg на морфологию колончатых микрокристаллов GaN. Обнаружено, что увеличение количества примеси Mg в атмосфере реактора HVPE приводит к смене огранки микрокристаллов GaN. Морфология, структура и оптические свойства колончатых микрокристаллов GaN исследованы методами растровой электронной микроскопии, рентгеновской дифракции и низкотемпературной фотолюминесценции.

Ключевые слова: HVPE, селективная эпитаксия, нитрид галлия, колончатые микрокристаллы.

DOI: 10.61011/FTT.2026.06.63566.10209

1. Введение

Создание светоизлучающих диодов на основе колончатых микрокристаллов InGaN/GaN со структурой „ядро-оболочка“ в последнее время привлекает большое внимание исследователей [1,2]. Это связано с тем, что рост III-нитридов в форме непланарных нано- и микроструктур обладает рядом преимуществ по сравнению с синтезом тонких пленок. К ним относится более низкая плотность структурных дефектов благодаря малой площади контакта с подложкой и большому отношению площади поверхности к объему, а также уменьшенный эффект спонтанной поляризации, так как боковые поверхности колончатых кристаллов образованы неполярными или полуполярными гранями. Следует также отметить, что технология эпитаксиального роста неполярных и полуполярных слоев III-нитридов высокого качества существенно более сложная, чем *c*-ориентированных слоев [3,4]. Селективный рост колончатых микрокристаллов GaN осуществляется методами МОС-гидридной эпитаксии [5–7], молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (PA-MBE) [8,9], методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) [10–13], а также комбинированными методами [14,15]. Селективная эпитаксия микрокристаллов GaN реализуется обычно за счет использования масок (SiO_x , SiN_x , Ti), сформирован-

ных на поверхности подложек литографическим методами [5,6,8,11–14]. Также селективный рост микрокристаллов GaN был продемонстрирован на профилированных подложках [7,9] и посредством эпитаксиального заражения массива затравочных кристаллов, сформированного с помощью методов травления через маску [15]. В настоящее время наибольшее распространение для роста колончатых микрокристаллов GaN получил метод МОС-гидридной эпитаксии благодаря хорошей воспроизводимости и высоким скоростям роста [1]. Применение метода HVPE, получившего широкое распространение для синтеза толстых слоев III-нитридов, для селективного роста микроструктур GaN остается недостаточно изученным, несмотря на его преимущества, связанные с квазиравновесными условиями синтеза и рекордно высокой скоростью роста [15,16].

В настоящей работе исследуется селективный рост колончатых микрокристаллов GaN методом HVPE на подложках Si(111) с буферными слоями AlN, сформированными методом PA-MBE и покрытыми маской из оксида кремния (далее — темплейты $\text{SiO}_x/\text{AlN}/\text{Si}(111)$). Для изготовления масок SiO_x использовался метод микросферной фотолитографии [17–22]. Данный метод существенно менее ресурсозатратный по сравнению с электронной литографией, применяемой обычно для формирования масок для исследования роста нано- и

микрокристаллов. Метод микросферной фотолитографии заключается в экспонировании фоторезиста источником ультрафиолетового излучения через плотноупакованный монослой микросфер (например, полистироловых или кварцевых), сформированный на поверхности фоторезиста. Микросферная фотолитография с последующим травлением через маску обычно используется для изготовления профилированных тонких слоев, а также нано- и микроструктур [17]. В тоже время большой интерес представляет применение данного метода для эпитаксиального роста упорядоченных массивов нано- и микроструктур. Так с использованием микросферной фотолитографии был продемонстрирован синтез методом МОС-гидридной эпитаксии упорядоченного массива кристаллов GaN субмикронных размеров, имеющих пирамидальную форму, на слое GaN с маской SiO_x , сформированном на поверхности светодиодной структуры (с целью уменьшения внутреннего отражения генерируемого излучения на границе с воздухом) [20]. В работе [21] светодиодные структуры на основе микрокристаллов InGaN/GaN пирамидальной формы были синтезированы методом МОС-гидридной эпитаксии на сапфировых подложках с буферными слоями GaN и маской SiO_x , полученной также с использованием микросферной фотолитографии. Также был продемонстрирован селективный рост методом РА-MBE нитевидных кристаллов GaN субмикронного размера на кремниевых подложках с маской SiO_x , полученной с применением микросферной фотолитографии [22]. На основе таких кристаллов возможно формирование светодиодных структур InGaN/GaN [18]. Кроме того, нами была показана возможность их контролируемого латерального зародывания методом HVPE для формирования колончатых микрокристаллов GaN [14]. В тоже время, насколько известно авторам работы, применение микросферной фотолитографии для селективного роста GaN методом HVPE ранее не было изучено. Поэтому целью настоящей работы было исследование особенностей роста колончатых микрокристаллов GaN в реакторе HVPE на темплейтах $\text{SiO}_x/\text{AlN}/\text{Si}(111)$, полученных с использованием микросферной фотолитографии.

2. Эксперимент

Для изготовления темплейтов $\text{SiO}_x/\text{AlN}/\text{Si}(111)$ на кремниевых подложках (диаметр 1 inch, n -тип легирования, разориентация 4°) методом РА-MBE формировались буферные слои AlN согласно адаптированной методике [23–25]. Рост AlN производился с использованием установки Riber Compact 12. Перед ростом подложки Si(111) обрабатывались в плавиковой кислоте, а затем отжигались в ростовой камере при температуре 920°C в течение 20 min. Рост буферного слоя состоял из нескольких стадий. Сначала производилась нитридизация подложки в течение 20 min при температуре 600°C в потоке плазмы азота (мощность 350 W, поток 0.2 sccm) для формирования слоя Si_xN_y . Затем напылялся алюминий при той же температуре и выключенном источнике

плазмы азота в течение 5 s. Рост AlN производился при температуре 870°C при потоке Al, равном $1.4 \cdot 10^{-7}$ Torr (измеренному с помощью датчика Байярда-Альперта), в течение 30 min, а затем при потоке Al, равном $2.5 \cdot 10^{-7}$ Torr в течение 120 min, что соответствует азотообогащенному и металл-обогащенному режиму. Слой SiO_x был сформирован методом плазмохимического осаждения (PECVD, Oxford Instruments Plasmalab 100) в два этапа. На первом этапе выполнялось осаждение слоя оксида кремния толщиной 50 nm из смеси газов SiH_4 и N_2O при давлении 600 mTorr и температуре подложки 250°C ; высокочастотная плазма 13.56 MHz поддерживалась при мощности 44 mW/cm². На втором этапе, в едином технологическом цикле, наносился слой аморфного гидрогенизированного кремния (a-Si:H) толщиной 2–3 nm из смеси SiH_4 и H_2 при мощности плазмы 22 mW/cm² для улучшения адгезии к фоторезисту. С целью формирования маски SiO_x была проведена оптимизация технологического процесса микросферной фотолитографии [18] для подложек Si(111) с буферным слоем AlN. Перед нанесением фоторезиста путем последовательной ультразвуковой обработки осуществлялась очистка поверхности SiO_x в ацетоне, деионизованной воде и изопропанол в течение 5 min в каждой среде. Для десорбции влаги и повышения адгезии фоторезиста к подложке проводился термический отжиг образцов при температуре 250°C в течение 30 min. После этого, в течение 1 min методом центрифугирования наносился фоторезист марки AZ MIR 701 (скорость вращения 4000 rpm). Затем также методом центрифугирования наносились полистироловые микросферы диаметром 1.5 μm с предварительной выдержкой в течение 10 min, необходимой для оседания сфер на поверхность подложки. Экспонирование фоторезиста проводилось при длине волны источника излучения 365 nm. Экспериментально полученная оптимальная доза экспонирования составила 220 mJ/cm². Удаление микросфер после экспонирования фоторезиста осуществлялось с помощью ультразвуковой обработки в ортоксиле в течение 3 min. Проявление структур осуществлялось в растворе ТМАН (проявитель П-238-МФ) в течение 1 min. Травление слоя оксида кремния через маску фоторезиста проводилось в плазме фторида серы и кислорода с использованием установки плазменной очистки PiNK Plasma system V15-G PlasmaFinish. Соотношение газовых потоков SF_6/O_2 составляло 60:40 ml/min при мощности 200 W, время травления составляло 6–12 min. Последующее удаление фоторезистной маски осуществлялось путем обработки в растворе для удаления резистов Remover PG при 60°C в течение 15 min. Финальная очистка поверхности подложки от органики проводилась в аммиачно-перекисном растворе ($\text{H}_2\text{O}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{H}_2\text{SO}_4 = 3:1:1$) при температуре кипения в течение 10 min. Непосредственно перед ростом образцы подвергались обработке в буферном растворе плавиковой кислоты (BHF, 5%) для удаления оставшегося поверхностного слоя оксида кремния. Рост колончатых микрокристаллов GaN методом HVPE на подготовленных темплейтах $\text{SiO}_x/\text{AlN}/\text{Si}(111)$

осуществлялся в реакторе горизонтально типа при суммарном давлении газов, равном 1 atm. Температура в зоне роста составляла 1000–1090 °C; поток HCl был равным 0.1 slm (образцы 1–3) и 0.2 slm (образец 4); поток NH₃ составлял 1 slm; поток газа-носителя аргона был равным 4 slm; время роста составляло 20–50 s. Температура в зоне с источником жидкого галлия была равна 850 °C. Данные условия HVPE роста близки к стандартным условиям роста для планарных слоев GaN [26]. Для исследования влияния примеси Mg на морфологию микрокристаллов GaN в отдельной зоне реактора, поддерживаемой при температуре 700 °C, при росте образцов 1–3 помещался источник металлического магния. Рост образца 4 осуществлялся без источника Mg. Однако, из-за остаточного содержания примеси в реакторе данный образец также был легирован, как показали исследования фотолюминесценции (ФЛ) образцов. Таким образом, для дальнейших исследований было выращено 4 образца при различных температуре T и времени роста t : $T = 1000$ °C и $t = 50$ s (образец 1), $T = 1000$ °C и $t = 30$ s (образец 2), $T = 1090$ °C и $t = 30$ s (образец 3), $T = 1000$ °C и $t = 20$ s (образец 4). Морфология и структура выращенных образцов были изучены методами растровой электронной микроскопии (РЭМ, микроскоп JSM 7001F (JEOL)) и рентгеновской дифракции (дифрактометр Bruker Карра Apex II). Оптические свойства образцов были охарактеризованы методом низкотемпературной (5 K) ФЛ с использованием двойного монохроматора МДР-204-2 (ЛОМО-Фотоника) с дисперсией 25 Å/mm в гелиевом криостате замкнутого цикла (Janis Research Company). Возбуждение спектров ФЛ осуществлялось ультрафиолетовым He–Cd-лазером с длиной волны 325 nm.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлено РЭМ-изображение скола подложки Si(111) со слоем AlN (250 nm), сформированным методом РА-МВЕ. Применение многостадийной методики позволило получить слои с высокой однородностью и малой шероховатостью ($RMS = 0.5–1$ nm). На рис. 2, *a, b* показаны типичные РЭМ-изображения маски SiO_x (толщиной ~ 50 nm) с отверстиями, сформированными методом микросферной фотолитографии, на подложках Si(111) с буферным слоем AlN.

Видно, что сформирован упорядоченный массив отверстий диаметром ~ 600 nm, образующий треугольную решетку с шагом $\sim 1.5 \mu m$ (соответствует размерам используемых микросфер). Наблюдаемые на больших площадях подложки отклонения в расположении отверстий от треугольной решетки, а также их размеров связаны с отклонением от плотной упаковки монослоя микросфер. Отметим, что из-за неполного покрытия микросферами поверхности подложки отверстия в маске были сформированы только на части поверхности ($\sim 20\%$). На рис. 2, *a* видно, что форма отверстий в маске близка к кругу, а слой AlN частично протравлен в

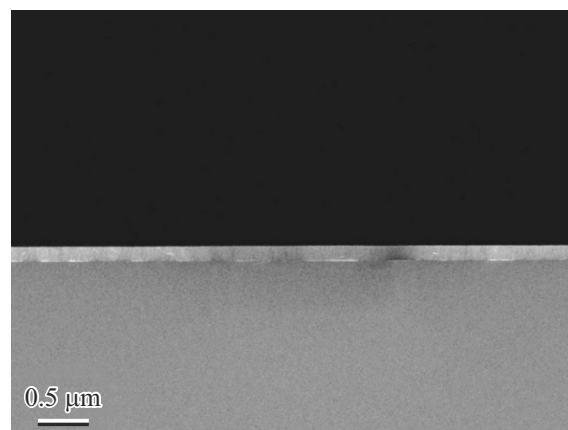


Рис. 1. РЭМ-изображение буферного слоя AlN на Si(111), выращенного методом РА-МВЕ.

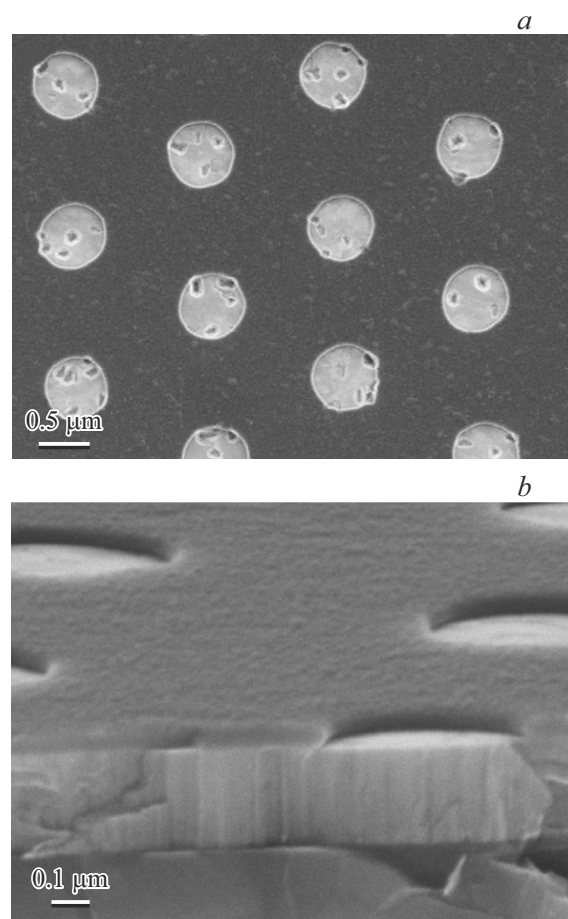


Рис. 2. (а) РЭМ-изображение подложки SiO_x/AlN/Si с отверстиями в маске (вид сверху). Также показано изображение скола подложки (вид под углом 15° к плоскости подложки) (b).

точках выхода прорастающих дислокаций в слое AlN как результат обработки в аммиачно-перекисном растворе. Из рис. 2, *b* также следует, что в результате напыления методом PECVD был сформирован шероховатый слой SiO_x (наибольшая высота профиля ~ 20 nm).

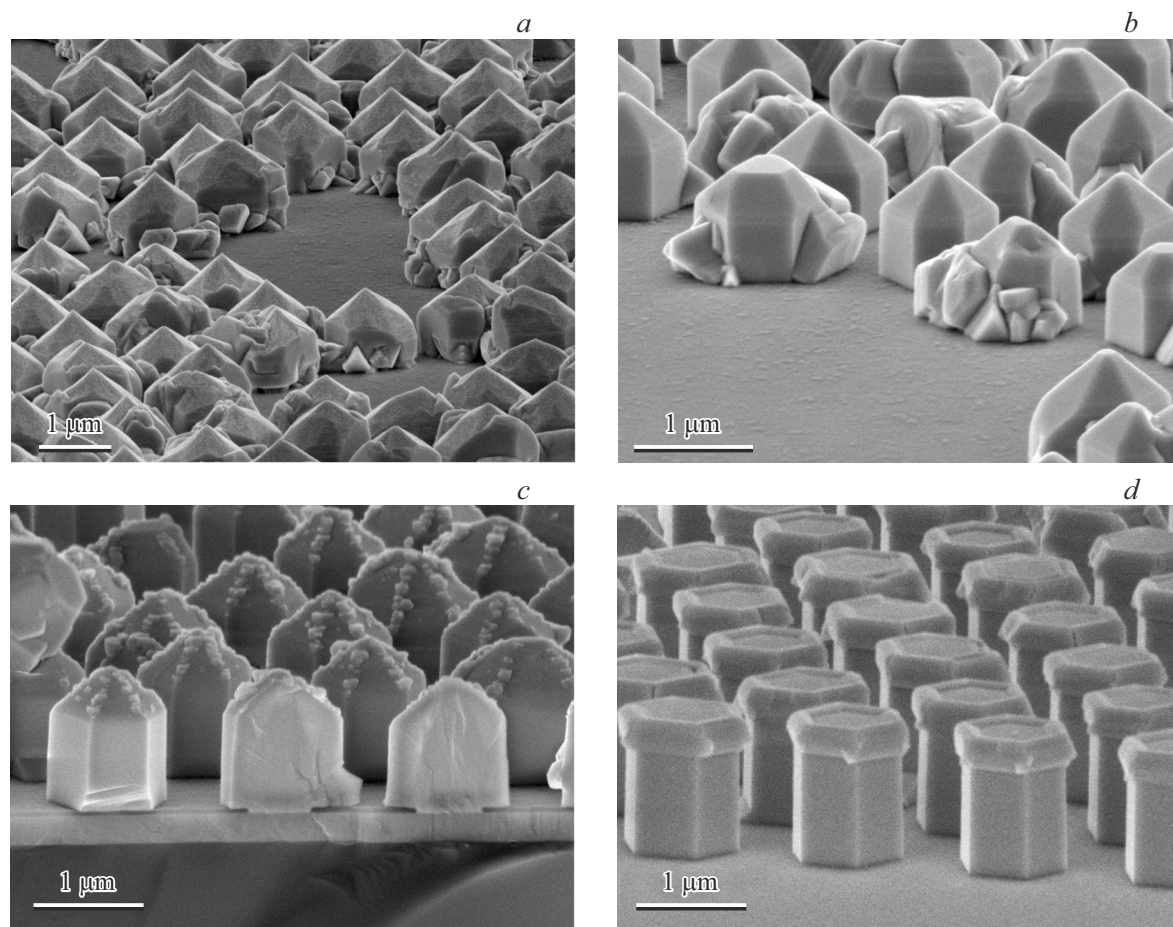


Рис. 3. РЭМ-изображения выращенных массивов колончатых микрокристаллов GaN: *a* — образец 1, *b* — образец 2, *c* — образец 3, *d* — образец 4. Изометрический вид под углом 15° к плоскости подложки.

На рис. 3, *a, b, c, d* приведены типичные РЭМ-изображения поверхности 4 образцов после роста GaN методом HVPE. На всех образцах видна высокая селективность роста микрокристаллов GaN. Микрокристаллы имеют малый разброс по высоте и латеральным размерам. Характерный диаметр кристаллов равен $\sim 1 \mu\text{m}$ при отношении высоты кристаллов к их латеральным размерам (аспектному отношению), равном 1–1.3. В промежутках между отверстиями рост кристаллов GaN не наблюдается. Однако, на части подложки без отверстий в маске на слое SiO_x обнаружено формирование микрокристаллов GaN эпитаксиально не связанных с подложкой. Поверхностная плотность таких кристаллов мала, так что количество материала в них на 1–2 порядка меньше, чем в селективно выращенных микрокристаллах. Микрокристаллы, сформированные на образцах 1–3, имеют форму прямой шестиугольной призмы, усеченной у вершины или на половине высоты наклонными гранями GaN. В случае образца 4 форма микрокристаллов близка к правильной шестиугольной призме.

Рентгеноструктурный анализ показал, что колончатые микрокристаллы имеют структуру вюрцита, ось роста

соответствует направлению гексагональной c -оси, вертикальные поверхности соответствуют m -граням GaN. Также по углу наклона граней относительно c -плоскости ($\sim 46^\circ$ для образца 1 и 42° для образцов 2 и 3) было установлено, что наклонные грани соответствуют плоскостям $(1\bar{1}02)\text{GaN}$ (r -грань). На всех образцах у основания колончатых микрокристаллов обнаружено формирование поликристаллов с характерными размерами 0.1–0.5 μm (рис. 1, *a, b, c*). Также на образцах 3 и 4 на вершинах колончатых микрокристаллов обнаружено формирование поликристаллов (как следует из анализа их огранки) размером $\sim 1 \mu\text{m}$ (рис. 3, *c*). В результате доля кристаллов правильной формы на образцах 1–4 равна приблизительно: 20 % (без учета поликристаллов размером, меньшим 200 nm), 25 %, 40 % и 70 %, соответственно. Кроме того, на образцах 3 и 4 ребра граней на вершинах микрокристаллов покрыты, соответственно, островками размера $\sim 50 \text{ nm}$ и сплошной дефектной пленкой с характерным размером $\sim 250 \text{ nm}$.

Структурные свойства микрокристаллов GaN на образцах 2 и 3 были исследованы методом рентгеновской дифракции (XRD). Были установлены следующие эпитаксиальные соотношения: $[0001]\text{GaN} \parallel [0001]\text{AlN} \parallel [111]\text{Si}$

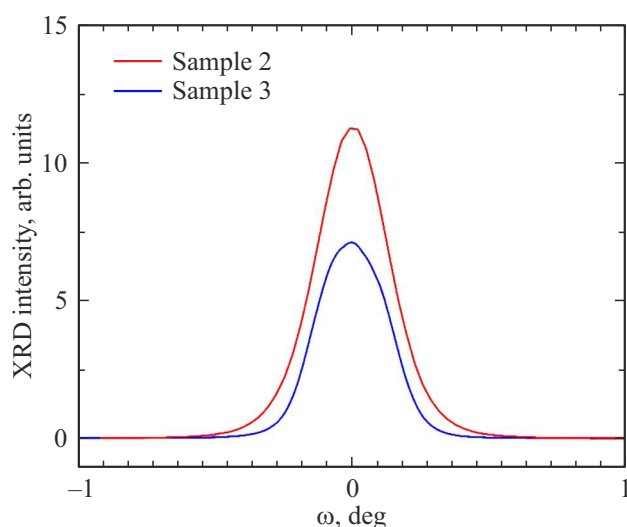


Рис. 4. Рентгеновские кривые качания для рефлексов (0002) от образцов 2 и 3.

и $[11\bar{2}0]\text{GaN}||[11\bar{2}0]\text{AlN}||[1\bar{1}0]\text{Si}$. При этом c -оси для GaN и AlN отклонены от направления $[111]$ подложки Si на 2° в направлении $[11\bar{2}]\text{Si}$. В предположении, что скол подложки Si соответствует плоскости (111) и что вертикальные грани микрокристаллов находятся в плоскости скола (как на рис. 3, c для образца 3) было установлено, что данные грани являются m -плоскостями GaN. Это согласуется с результатами других работ по выращиванию микрокристаллов GaN методом HVPE [10–12] и связано с меньшей поверхностной энергией m -граней по сравнению с вертикальными a -гранями. Также установлено, что сформированные микрокристаллы GaN не содержат механических напряжений (на основе анализа сечений, проведенных через зону Лауэ нулевого порядка). Однако, у исследуемых образцов наблюдается наличие диффузного рассеяния рентгеновских лучей в области рефлексов $(1\bar{1}01)$ и $(1\bar{1}02)$, что может свидетельствовать о наличии дефектов упаковки (при этом у образца 2 диффузное рассеяние выражено слабее). Для рефлекса (0002) были построены кривые качания и определены их полуширина (FWHM) (рис. 4). Для плёнок GaN хорошего кристаллического качества, выращенных на кремнии с буферными слоями III-нитридов, значение FWHM рефлекса (0002) варьируется в диапазоне 10–20 arcmin [27,28], что соответствует значениям полученным в настоящей работе: 18.8 arcmin и 18.1 arcmin для образца 2 и 3. Нужно отметить, что рентгеноструктурный анализ также показал, что наряду с вюрцитной фазой GaN образцы 2 и 3 содержат в небольшом количестве сфалеритную фазу.

Из построения кинетических диаграмм Вульфа и на основе полученных РЭМ-изображений отдельных микрокристаллов были определены скорости роста граней GaN (см. таблицу). Обнаружено, что отношение скорости роста c -граней к m -граням равно 5–8, а отношение скорости роста наклонных r -граней к m -граням лежит

в интервале 2–6. Это обеспечивает аспектное отношение ~ 1 и наличие ярко выраженных вертикальных граней GaN. В этой связи, особый интерес представляет образец 4, на котором наклонные грани полностью отсутствуют. Для сравнения приведем типичные отношения скоростей роста граней микрокристаллов GaN при селективном росте методом HVPE (без водорода в качестве газа-носителя и примесей), полученные в работах [10] и [29]: отношение скоростей роста c -грани и m -грани равно ~ 3 и ~ 1.5 , соответственно; а отношение между скоростями роста для наклонных граней $(1\bar{1}01)$ (или $(2\bar{2}03)$) и m -грани равно ~ 3 и ~ 1 . В результате микрокристаллы имеют такое же аспектное отношение ~ 1 , как и в настоящем исследовании, однако вертикальные грани либо не формируются, либо их площадь в несколько раз меньше площади наклонных граней.

Тип грани	Образец 1	Образец 2	Образец 3	Образец 4
c -грань	(> 78)	115	(> 152)	223
r -грань	38	65	85	(> 175)
m -грань	17	16	19	27

Хорошо установлено, что для увеличения относительной площади m -граней и вместе с тем аспектного отношения необходимо производить рост в атмосфере реактора HVPE с достаточным содержанием водорода, т.к. пассивация m -граней водородом приводит к снижению их поверхностной энергии [10–12,29]. В методе МОС-гидридной эпитаксии с целью увеличения аспектного отношения селективных микрокристаллов GaN также используют водород в качестве газа-носителя и/или примесь Si (силан) [30]. Систематических исследований влияния примеси Mg на HVPE рост микрокристаллов GaN не было опубликовано. Однако, известны отдельные работы, демонстрирующие рост нанокристаллов GaN, легированных Mg и имеющих большое аспектное отношение [31]. В тоже время, в экспериментах по селективному росту колончатых микрокристаллов GaN методом МОС-гидридной эпитаксии было установлено [32], что увеличение потока прекурсора Mg приводит к смене формы вершины с заостренной на плоскую, а также к увеличению вертикального роста на $\sim 15\%$. Также в исследовании [32] обнаружено, что добавление второй легирующей примеси, Si, приводит к нелинейной зависимости формы вершины (плоская/заостренная) от потока прекурсора Mg. Поэтому относительно большую площадь вертикальных граней GaN, обнаруженную в нашем исследовании и эффект смены огранки при переходе от образцов 1–3 (с большим содержанием Mg) к образцу 4 (с малым содержанием Mg) мы связываем, во-первых, с наличием примеси Mg в атмосфере реактора, а, во-вторых, с возможным комплексным влиянием

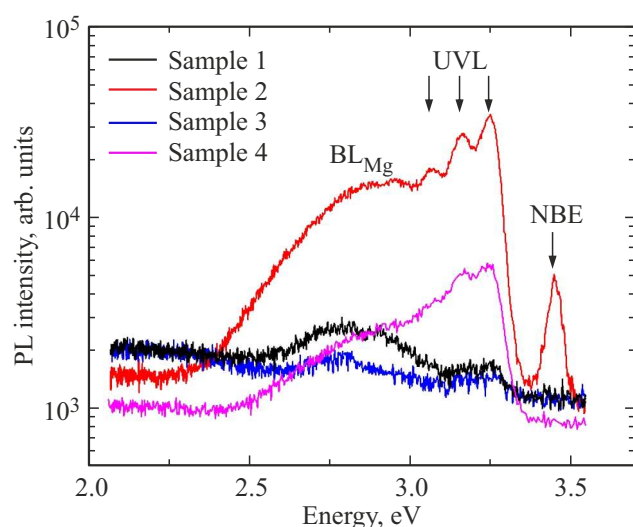


Рис. 5. Спектры ФЛ (5 K) колончатых микрокристаллов GaN (образцы 1–4).

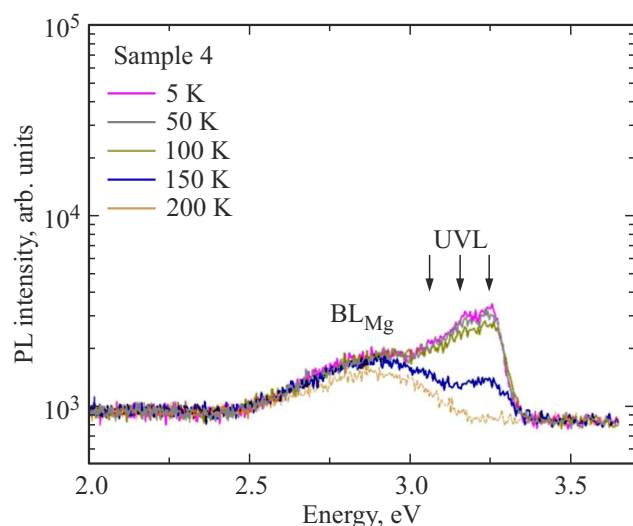


Рис. 6. Температурная зависимость спектра ФЛ для образца 4.

Mg совместно с молекулами других газов-реагентов на кинетику роста GaN. Для выяснения этих закономерностей требуются дальнейшие исследования. Отметим, что различие величины потока HCl для образцов 1–3 и образца 4 эффект смены формы вершины не может быть объяснен. Действительно, при увеличении в 2 раза потока HCl следует ожидать увеличения скорости роста кристалла GaN также максимум в 2 раза (в предположении, что поток прекурсора Ga (GaCl) также увеличится в 2 раза [29]). Это согласуется с данными таблицы, из которых следует, что наблюдается увеличение скорости роста в 1.5–2 раза. Однако, в этом случае скорость роста наклонных r -граней образца 4 не должна превышать $\sim 130 \mu\text{m/h}$, что, согласно кинетической диаграмме Вульфа привело бы к появлению таких граней у микрокристаллов.

На рис. 5 показаны спектры низкотемпературной ФЛ для выращенных образцов. Для образца 2 различается спектральная линия ($\sim 3.46 \text{ eV}$), соответствующая связанному на доноре экситоне (NBE). При исследовании всех образцов видна характерная часть спектра, связанная с примесью Mg, которая была детально исследована в работе [33]. Участок UVL (ultraviolet luminescence) объясняется наличием мелкого акцептора Mg_{Ga} (линия $\sim 3.27 \text{ eV}$), за которым следуют несколько реплик ЛО фоонов с уменьшающейся интенсивностью. Полоса BL_{Mg} (blue luminescence) обусловлена электронными переходами от глубокого донора, природа которого не вполне изучена, к мелкому акцептору Mg_{Ga} (максимум в интервале $2.7\text{--}3.0 \text{ eV}$). Температурная зависимость ФЛ для образца 4 (рис. 6) согласуется с результатом работы [33]. Отметим, что температура роста 1000°C и отношение потоков NH_3/HCl , равное 5–10, для образцов 2 и 4, демонстрирующих наибольшую интенсивность фотолюминесценции близки к оптимизированным условиям, найденным в предыдущих исследованиях [11,12]. Температура роста и отношения потоков NH_3/HCl в работах [11] и [12] были равны, соответственно: 1020°C и 15; 980°C и 7. Малое время роста микроструктур в нашем исследовании (менее 1 min) по сравнению с работами [10–12] (десять минут) связано с большими потоками газов-реагентов (больше, чем в 2 раза) и отсутствием водорода в атмосфере реактора, пассивация поверхности GaN которым, приводит к снижению скорости роста GaN [29].

Таким образом, показана возможность применения метода микросферной фотолитографии для изготовления темплейтов $\text{SiO}_x/\text{AlN}/\text{Si}(111)$ высокого качества. Установлено, что маски SiO_x на слое AlN, сформированном методом PA-MBE на подложках Si(111), сохраняются при высоких температурах ($1000\text{--}1090^\circ\text{C}$). Продemonстрирован селективный рост методом HVPE колончатых микрокристаллов GaN хорошего кристаллического совершенства на полученных темплейтах $\text{SiO}_x/\text{AlN}/\text{Si}(111)$. Также обнаружен эффект смены огранки колончатых микрокристаллов GaN при увеличении количества примеси Mg во время роста. Для установления количественных закономерностей между морфологией микрокристаллов GaN и содержанием примеси Mg требуются дальнейшие исследования. Поверхность выращенных микрокристаллов GaN может быть функционализирована путем формирования многослойной InGaN „оболочки“, с использованием методов МОС-гидридной эпитаксии и PA-MBE.

Благодарности

Авторы выражают благодарность проф. С.А. Кукушкину за обсуждение механизмов роста III-нитридов.

Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00761.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] J. Meier, G. Bacher. *Materials* (Basel) **15**, 5, 1626 (2022).
- [2] D. Wei, B. Zhang, S. Zhang, B. Yang, D. Sun, H. Yu, K. Jiang, B. Wang, Y. Wu, Q. Li, L. Wang, L. Zhang, G. Wang, S. Wang, Y. Zhang, Q. Xu. *Semicond. Sci. Technol.* **41**, 5, 053002 (2026).
- [3] V.N. Bessolov, E.V. Konenkova, S.A. Kukushkin, A.V. Osipov, S.N. Rodin. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **38**, 75 (2014).
- [4] A.A. Koryakin, S.A. Kukushkin, A.V. Osipov, S.S. Sharofidinov, M.P. Shcheglov. *Materials* (Basel) **15**, 18, 6202 (2022).
- [5] W. Bergbauer, M. Strassburg, C. Kölper, N. Linder, C. Roder, J. Lähnemann, A. Trampert, S. Fündling, S.F. Li, H.-H. Wehmann, A. Waag. *Nanotechnology* **21**, 30, 305201 (2010).
- [6] S.F. Li, S. Fündling, X. Wang, S. Merzsch, M.A.M. Al-Suleiman, J.D. Wei, H.-H. Wehmann, A. Waag, W. Bergbauer, M. Strassburg. *Cryst. Growth Des.* **11**, 5, 1573 (2011).
- [7] M. Ahn, W. Jeong, K. Shim, S. Kang, H. Kim, D. Kim, J. Jhin, J. Kim, D. Byun. *Materials* (Basel) **16**, 6, 2462 (2023).
- [8] S. Albert, A. Bengoechea-Encabo, P. Lefebvre, F. Barbagini, M.A. Sanchez-Garcia, E. Calleja, U. Jahn, A. Trampert. *Appl. Phys. Lett.* **100**, 23 (2012).
- [9] V.N. Jmerik, N.V. Kuznetsova, D.V. Nechaev, T.V. Shubina, D.A. Kirilenko, S.I. Troshkov, V.Y. Davydov, A.N. Smirnov, S.V. Ivanov. *J. Cryst. Growth* **477**, 207 (2017).
- [10] H.-P. Liu, J.-D. Tsay, W.-Y. Liu, Y.-D. Guo, J.T. Hsu, I.-G. Chen. *J. Cryst. Growth* **260**, 1–2, 79 (2004).
- [11] K. Lekhal, S.-Y. Bae, H.-J. Lee, T. Mitsunari, A. Tamura, M. Deki, Y. Honda, H. Amano. *J. Cryst. Growth* **447**, 55 (2016).
- [12] G. Avit, Y. André, C. Bougerol, D. Castelluci, A. Dussaigne, P. Ferret, S. Gaugiran, B. Gayral, E. Gil, Y. Lee, M.R. Ramdani, E. Roche, A. Trassoudaine. *Cryst. Growth Des.* **16**, 5, 2509 (2016).
- [13] E. Semlali, G. Avit, Y. André, E. Gil, A. Moskalenko, P. Shields, V.G. Dubrovskii, A. Cattoni, J.-C. Harmand, A. Trassoudaine. *Nanotechnology* **35**, 26, 265604 (2024).
- [14] A.A. Корякин, В.О. Гридчин, Ш.Ш. Шарофидинов, Л.Н. Дворецкая, И.В. Штром, А.Ю. Серов, К.П. Котляр, В.В. Лендяшова, И.С. Мухин, Г.Э. Цырлин. *ФТТ* **67**, 6, 934 (2025).
- [15] S. Krylyuk, R. Debnath, H.P. Yoon, M.R. King, J.-Y. Ha, B. Wen, A. Motayed, A.V. Davydov. *APL Mater.* **2**, 10 (2014).
- [16] E. Gil, Y. André, R. Cadoret, A. Trassoudaine. В сб.: *Handb. Cryst. Growth* / Под ред. T.F. Kuech. Elsevier, Amsterdam. (2015). С. 51.
- [17] Z. Zhang, C. Geng, Z. Hao, T. Wei, Q. Yan. *Adv. Colloid Interface Sci.* **228**, 105 (2016).
- [18] L. Dvoretckaiia, V. Gridchin, A. Mozharov, A. Maksimova, A. Dragunova, I. Melnichenko, D. Mitin, A. Vinogradov, I. Mukhin, G. Cirilin. *Nanomaterials* **12**, 12, 1993 (2022).
- [19] B.-C. Lin, C.-S. Ku, H.-Y. Lee, A.T. Wu. *Appl. Surf. Sci.* **414**, 212 (2017).
- [20] C. Du, T. Wei, H. Zheng, L. Wang, C. Geng, Q. Yan, J. Wang, J. Li. *Opt. Express* **21**, 21, 25373 (2013).
- [21] K. Wu, T. Wei, D. Lan, X. Wei, H. Zheng, Y. Chen, H. Lu, K. Huang, J. Wang, Y. Luo, J. Li. *Appl. Phys. Lett.* **103**, 24 (2013).
- [22] В.О. Гридчин, К.П. Котляр, Р.Р. Резник, Л.Н. Дворецкая, А.В. Парфеньева, И.С. Мухин, Г.Э. Цырлин. *Письма в ЖТФ* **46**, 21, 32 (2020).
- [23] V.N. Jmerik, E.V. Lutsenko, S.V. Ivanov. *Phys. status solidi* **210**, 3, 439 (2013).
- [24] D. Milakhin, T. Malin, V. Mansurov, Y. Maidebura, D. Bashkatov, I. Milekhin, S. Goryainov, V. Volodin, I. Loshkarev, V. Vdovin, A. Gutakovskii, S. Ponomarev, K. Zhuravlev. *Surfaces and Interfaces* **51**, 104817 (2024).
- [25] В.О. Гридчин, А.М. Даутов, Т. Шугабаев, В.В. Лендяшова, К.П. Котляр, Г.П. Сотник, Д.А. Козодаев, Е.В. Пирогов, Р.Р. Резник, Д.Н. Лобанов, А. Кузнецов, А.Д. Большаков, Г.Э. Цырлин. *Письма в ЖТФ* **51**, 14, 39 (2025).
- [26] Ш.Ш. Шарофидинов, С.А. Кукушкин, А.В. Редьков, А.С. Гращенко, А.В. Осипов. *Письма в ЖТФ* **45**, 14, 24 (2019).
- [27] X.-Q.S. Ide, S.-H.C. Shimizu, S. Hara, H. Okumura, S. Sonoda, S. Shimizu. *Jpn. J. Appl. Phys.* **39**, 1A, L16 (2000).
- [28] A.K. Dhasiyan, F.W. Amalraj, S. Jayaprasad, N. Shimizu, O. Oda, K. Ishikawa, M. Hori. *Sci. Rep.* **14**, 1, 10861 (2024).
- [29] O. Chelda-Gourmala, A. Trassoudaine, Y. André, S. Bouchoule, E. Gil, J. Tourret, D. Castelluci, R. Cadoret. *J. Cryst. Growth* **312**, 12–13, 1899 (2010).
- [30] X. Wang, S. Li, M.S. Mohajerani, J. Ledig, H.-H. Wehmann, M. Mandl, M. Strassburg, U. Steegmüller, U. Jahn, J. Lähnemann, H. Riechert, I. Griffiths, D. Cherns, A. Waag. *Cryst. Growth Des.* **13**, 8, 3475 (2013).
- [31] T.W. Kang, H.-M. Kim. *Met. Mater. Int.* **10**, 4, 367 (2004).
- [32] S. Bae, K. Lekhal, H. Lee, J. Min, D. Lee, Y. Honda, H. Amano. *Phys. status solidi* **254**, 8 (2017).
- [33] M.A. Reshchikov, P. Ghimire, D.O. Demchenko. *Phys. Rev. B* **97**, 20, 205204 (2018).

Редактор В.В. Емцев