

03,07,08

Рост колончатых микрокристаллов GaN комбинированным РА-МВЕ/HVPE методом

© А.А. Корякин¹, В.О. Гридчин¹, Ш.Ш. Шарофидинов², Л.Н. Дворецкая¹, И.В. Штром³,
А.Ю. Серов⁴, К.П. Котляр¹, В.В. Лендяшова¹, И.С. Мухин¹, Г.Э. Цырлин^{1,3}

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

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

³ Институт аналитического приборостроения РАН, Санкт-Петербург, Россия

⁴ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: koryakinaa@spbau.ru

Поступила в Редакцию 16 мая 2025 г.

В окончательной редакции 8 июня 2025 г.

Принята к публикации 10 июня 2025 г.

Изучен селективный рост колончатых микрокристаллов GaN на кремниевых подложках комбинированным РА-МВЕ/HVPE методом. На первом этапе методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (РА-МВЕ) производился селективный рост массивов колончатых кристаллов GaN субмикронного размера. На втором этапе осуществлялось зарощивание массива колончатых кристаллов GaN методом хлорид-гидридной газофазной эпитаксии (HVPE) для увеличения их латеральных размеров. Продемонстрировано контролируемое зарощивание методом HVPE массива колончатых кристаллов GaN, приводящее к увеличению их среднего диаметра с ~ 200 до ~ 500 nm и уменьшению среднего отношения длины к диаметру с ~ 4 до ~ 2 . Методом растровой электронной микроскопии и низкотемпературной фотолюминесценции изучено влияние эпитаксиального зарощивания на морфологические, оптические и структурные свойства массива колончатых кристаллов GaN.

Ключевые слова: РА-МВЕ, HVPE, колончатые микрокристаллы GaN, эпитаксиальное зарощивание.

DOI: 10.61011/FTT.2025.06.60937.125-25

1. Введение

Колончатые микрокристаллы нитрида галлия, широкозонного полупроводника с высокой термической и химической стабильностью, являются перспективным материалом для создания электронных и оптоэлектронных устройств. Так большое внимание исследователей в настоящее время уделяется созданию на их основе светоизлучающих диодов [1,2]. С этой целью на поверхности колончатых микрокристаллов GaN формируют многослойную гетероструктуру InGaN типа „ядро–оболочка“. Другим применением одиночных колончатых микрокристаллов GaN является использование их в качестве активной области оптических микрорезонаторов, поддерживающих моды шепчущей галереи с высокой добротностью и стабильностью частот [3]. Также необходимо отметить применение колончатых микрокристаллов GaN в качестве высокочувствительных газовых сенсоров [4]. При создании приборных структур на основе GaN синтез массивов колончатых микрокристаллов имеет ряд преимуществ по сравнению с ростом тонких пленок. Во-первых, это низкая плотность структурных дефектов и отсутствие трещин из-за малой площади контакта с подложкой [1]. В резуль-

тате колончатые микрокристаллы GaN возможно синтезировать на подложках с большим рассогласованием кристаллических решеток и, в частности, на кремнии, что позволяет реализовать монолитную интеграцию с кремниевой элементной базой. Во-вторых, благодаря большому отношению площади поверхности к объему возможно увеличение активной поверхности светоизлучающей структуры в 10 раз по сравнению с планарными гетероструктурами [1]. В-третьих, преимуществом является уменьшение спонтанной поляризации, так как боковые поверхности колончатых микрокристаллов GaN, имеющих структуру вюрцита и формирующихся преимущественно в c или $-c$ направлении, образованы неполярными или полуполярными гранями [2]. Эффективность работы приборов на основе колончатых микрокристаллов GaN определяется степенью однородности их морфологии, полярности и поверхностной плотности массивов. Для решения проблемы однородности массива кристаллов используют селективные методы роста, т.е. рост осуществляется на подложках, покрытых диэлектрическими масками (например, SiO_x или SiN_x) с отверстиями [5–7] или на профилированных подложках [8]. Селективный рост колончатых микрокристаллов GaN обычно производится эпитаксиальными метода-

ми, такими как МОС-гидридная эпитаксия [1,5,9–11], молекулярно-пучковая эпитаксия с плазменной активацией азота (РА-МВЕ) [6,8,12] и хлорид-гидридная газофазная эпитаксия (HVPE) [7,13,14]. Отдельной задачей является достижение большого аспектного отношения, т.е. отношения длины колончатых микрокристаллов к их диаметру. Так для получения однородного массива колончатых кристаллов методом МОС-гидридной эпитаксии, имеющих большое аспектное отношение, в работе [9] была использована специальная техника роста при которой потоки вещества включаются в импульсном режиме. В работах [5,10] было установлено, что необходимым условием получения колончатых микрокристаллов GaN является использование смеси H_2 и N_2 в качестве газа-носителя. В то время как при росте в атмосфере чистого N_2 рост колончатых кристаллов не наблюдается. Также рост колончатых микрокристаллов GaN с большим аспектным отношением был продемонстрирован в работе [11] при использовании H_2 в качестве газа-носителя с примесью силана (SiH_4). Данная техника получила широкое распространение, однако недостатком ее является формирование неоднородного по толщине слоя SiN на боковых поверхностях микрокристаллов. При селективном росте GaN методом РА-МВЕ лимитирующим фактором образования колончатых микрокристаллов GaN являются размеры отверстий в маске. В работе [6] было установлено, что при размере отверстий в маске больше ~ 500 nm на кремниевых подложках с буферными слоями AlN формируются структуры, представляющие собой сросшиеся колончатые нанокристаллы, не имеющие ярко выраженных граней GaN. Это происходит из-за полицентрического зарождения GaN в отверстиях в маске, которое при росте без буферных слоев может наблюдаться уже при размере отверстий ~ 100 nm. Кроме того, недостатком селективного метода РА-МВЕ является низкая скорость роста, а также паразитная нуклеация нитевидных нанокристаллов GaN на маске. Однако, плотность последних возможно существенно уменьшить подбором температуры подложки и потоков вещества [15]. Также важно отметить, что при росте методом РА-МВЕ наблюдается тенденция к уменьшению диаметра колончатых кристаллов от их основания к вершине, связанная с механизмом роста кристаллов данным методом, а именно с формированием эшелонных ступеней на боковых поверхностях кристаллов [16]. С другой стороны, особенности механизма роста методом РА-МВЕ позволяют достигать большие аспектные отношения без использования специальных техник роста. Несмотря на повышенный интерес к синтезу колончатых микрокристаллов GaN эпитаксиальными методами, применению метода HVPE посвящено относительно небольшое число работ [7,13,14]. Как и в методе МОС-гидридной эпитаксии, было установлено, что условием получения колончатых микрокристаллов является присутствие H_2 в атмосфере реактора. При этом большое аспектное отношение (~ 5) было получено только одной группой [7]. Следует отметить,

что в недавних работах [7,17] продемонстрировано, что метод HVPE, применяемый обычно для роста толстых слоев GaN, является также перспективным методом для синтеза микро- и наноструктур. В этой связи достоинством метода HVPE по сравнению с РА-МВЕ и МОС-гидридной эпитаксией является относительно низкое пересыщение вблизи подложки несмотря на большие величины потоков вещества на входе в реактор и высокую скорость роста GaN, что связано с высокой скоростью химической реакции газов [17,18]. В результате микрокристаллы GaN образуются в квазиравновесных условиях, имеют хорошее кристаллическое качество и форму близкую к равновесной.

В данной работе массивы колончатых микрокристаллов GaN синтезированы на кремниевых подложках комбинированным РА-МВЕ/HVPE методом. На первом этапе на подложках Si(111) методом РА-МВЕ производится селективный рост массива колончатых кристаллов GaN субмикронного размера. На втором этапе осуществляется наращивание полученного массива методом HVPE с целью увеличения латеральных размеров кристаллов GaN и формирования огранки их боковых поверхностей (гранями, параллельными c оси). Важно отметить, что большой латеральный размер и соответствующая огранка кристаллов GaN необходимы для их применения в ряде приборных приложений и, в частности, в качестве оптических микрорезонаторов. Рост GaN на кристаллических затравках высокого кристаллического качества, имеющих большое отношение длины к диаметру, а также возможность достижения большой анизотропии роста в методе HVPE, определяют перспективность использования комбинированного метода для синтеза колончатых микрокристаллов GaN. Следует отметить, что подобный комбинированный метод синтеза ранее применялся только одной группой [19] с целью формирования „оболочки“ GaN p -типа на поверхности самоиндуцированных нитевидных нанокристаллов GaN, имеющих n -тип легирования.

2. Эксперимент

Рост колончатых кристаллов GaN субмикронных размеров (нитевидных нанокристаллов) производился методом РА-МВЕ на установке Riber Compact 12 согласно разработанной ранее методике [20]. Для роста использовались подложки Si(111) n -типа с маской SiO_2 (50 nm), полученной методом термического окисления. Отверстия в маске формировались методом микросферной фотолитографии с применением плазмохимического травления [21]. Расстояние между центрами отверстий и их поверхностная плотность ($\sim 0.4 \mu m^{-2}$) определялись размером используемых микросфер (1.8 μm). Диаметр отверстий составил $\sim 0.4 \mu m$. Перед началом роста производился термический отжиг подложки в течение 15 min при температуре 870 °C. РА-МВЕ рост осуществлялся при температуре 820 °C в течение 22 h

при эквивалентном давлении потока галлия, измеренном с помощью датчика Байярда–Альперта, $2 \cdot 10^{-7}$ Torr. Поток азота составил 0,4 sccm при мощности источника плазмы 450 W. Эпитаксиальное зарощивание методом HVPE осуществлялось в реакторе горизонтального типа при атмосферном давлении. Температура в зоне роста составляла 1040°C при потоках HCl (над жидким галлием) и NH_3 равных 100 и 1000 sccm, соответственно; время роста было равным 30 и 50 s. В качестве газаносителя использовался аргон. Таким образом, для дальнейшего исследования были подготовлены три образца: колончатые кристаллы GaN, синтезированные методом RA-MBE (образец 1); колончатые кристаллы GaN после зарощивания методом HVPE в течение 30 s (образец 2) и 50 s (образец 3). Морфология полученных массивов кристаллов GaN изучалась с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Supra 25 Zeiss. Для изучения полярности колончатых кристаллов GaN применялся метод травления в водном растворе KOH (1 : 5) при температуре 70°C . Для исследования оптических свойств полученных образцов проводились измерения методом низкотемпературной фотолюминесценции (ФЛ) с использованием двойного монохроматора МДР-204-2 (ЛОМО-Фотоника) с дисперсией $25 \text{ \AA}/\text{mm}$ в гелиевом криостате замкнутого цикла (Janis Research Company). Возбуждение спектров ФЛ осуществлялось ультрафиолетовым He–Cd-лазером ($\lambda = 325 \text{ nm}$).

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1–3 представлены типичные РЭМ-изображения массивов колончатых кристаллов GaN, сформированных методом RA-MBE, а также после зарощивания методом HVPE. Из анализа РЭМ-изображений следует, что при выбранных условиях HVPE роста сохраняется селективность, т.е. происходит эпитаксиальное зарощивание кристаллов GaN, сформированных на первом этапе роста в отверстиях маски SiO_2 . При этом поверхностная плотность колончатых кристаллов GaN соответствует плотности отверстий в маске SiO_2 . На рис. 4 представлены статистические данные по изменению диаметра колончатых кристаллов GaN для всех исследуемых образцов. Видно, что средний диаметр колончатых кристаллов GaN увеличивается с 200 до 470 nm за 30 s и до 500 nm за 50 s HVPE роста, т.е. приблизительно в 2 раза. Наблюдаемое замедление скорости роста связано с формированием паразитных кристаллитов, на которые приходится значительная доля потока напыляемого вещества.

Среднее отношение высоты колончатых кристаллов GaN к диаметру при зарощивании уменьшается с ~ 4 до ~ 2.5 и ~ 2 , соответственно за 30 s и 50 s осаждения. Среднеквадратическое отклонение распределения по диаметрам разделенное на средний диаметр до и после зарощивания имеет близкие значения для всех образцов, а именно: ~ 0.4 для образца 1, ~ 0.5 для

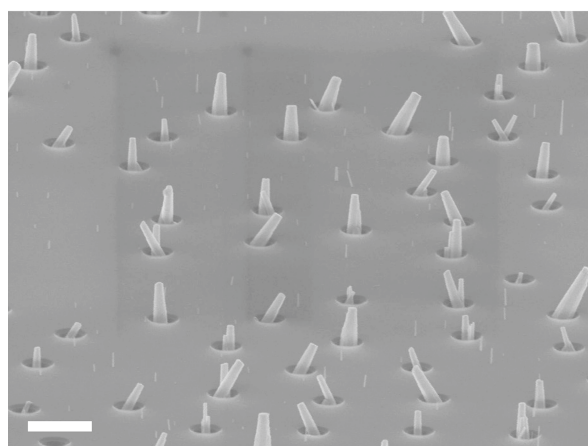


Рис. 1. РЭМ-изображение колончатых кристаллов GaN, селективно сформированных методом RA-MBE (образец 1). Масштабная шкала равна $1 \mu\text{m}$.

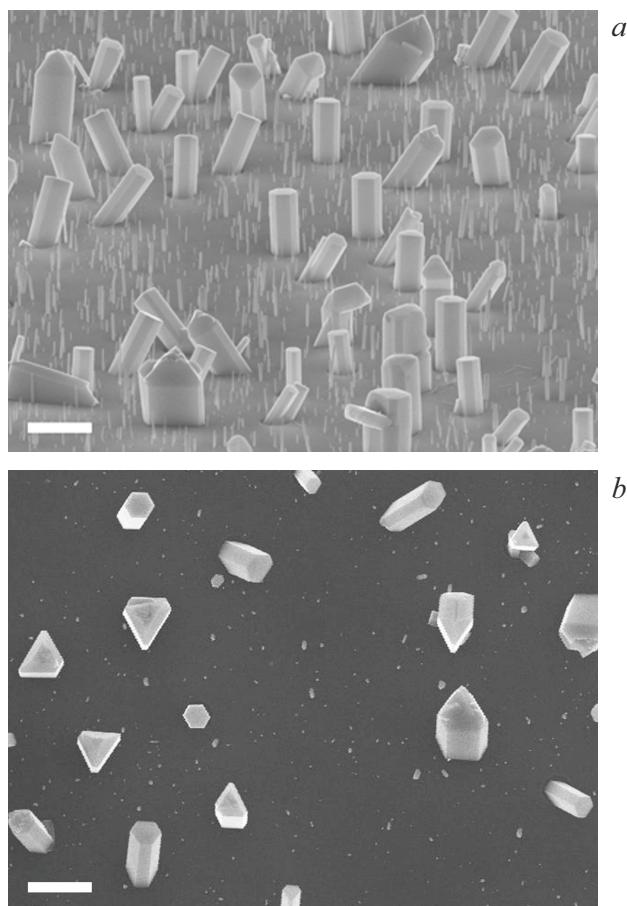


Рис. 2. РЭМ-изображение колончатых кристаллов GaN после зарощивания методом HVPE в течение 30 s (образец 2): *a* — изометрический вид под углом 15° к плоскости подложки; *b* — вид сверху (наличие участков без колончатых кристаллов связано с неоднородным распределением микросфер на поверхности SiO_2 при формировании отверстий в маске методом микросферной фотолитографии). Масштабная шкала равна $1 \mu\text{m}$.

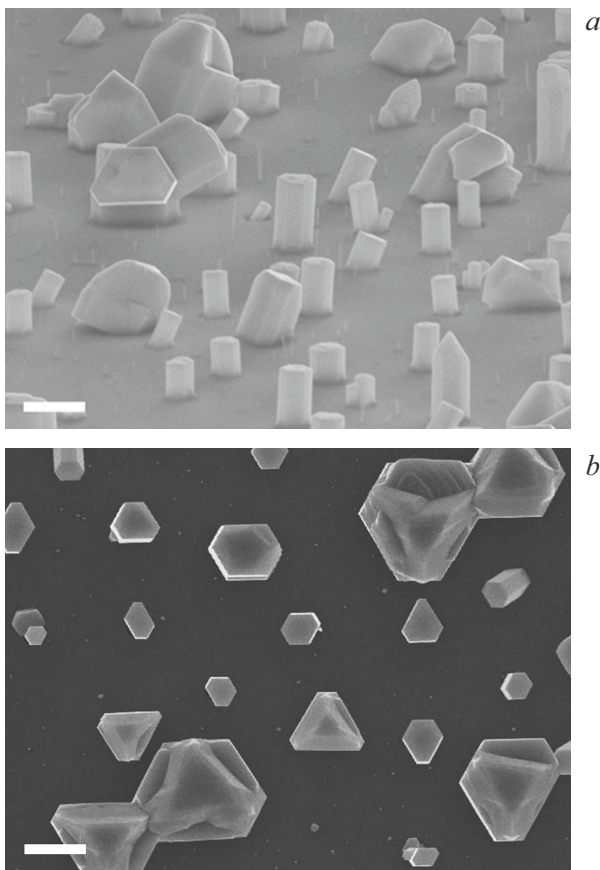


Рис. 3. РЭМ-изображение колончатых кристаллов GaN после зарощивания методом HVPE в течение 50 s (образец 3): *a* — изометрический вид под углом 15° к плоскости подложки; *b* — вид сверху. Масштабная шкала равна $1 \mu\text{m}$.

образцов 2 и 3. Доля наклонных относительно нормали к подложке кристаллов при зарощивании в течение 30 s также сохраняется. Отметим, что причина существования различных направлений роста связана с протравливанием кремния в отверстиях в маске SiO_2 (на стадии формирования маски) и формированием в нем ямок, как следует из РЭМ-изображений скола образцов. В результате происходит нуклеация зародышей GaN, имеющих различную ориентацию c -оси. При времени зарощивания 50 s доля наклонных кристаллов уменьшается, что связано с преимущественным формированием паразитных кристаллитов из них (30% от общего числа). Также обнаружено, что, как и ожидалось, при зарощивании методом HVPE меняется форма колончатых кристаллов GaN.

Так у колончатых кристаллов GaN, получаемых методом PA-MBE, наблюдается уменьшение диаметра от основания к вершине (боковые поверхности отклонены на $\sim 3^\circ$ относительно c -направления), связанное с формированием эшелонных ступеней на боковых поверхностях колончатых кристаллов, зарождающихся у основания кристаллов [16].

При росте колончатых кристаллов GaN в реакторе HVPE происходит зарощивание сформированных ранее ступеней, после которого нуклеация новых ступеней возможна на всей площади боковых граней кристаллов GaN. Таким образом реализуется послойный рост боковых граней колончатых кристаллов GaN и формируются неполярные вертикальные плоскости GaN, соответствующие вюрцитной структуре. На основе сравнения морфологии и, в частности, огранки кристаллов GaN после зарощивания в течение 30 и 50 s был сделан вывод о том, что условием возникновения паразитных кристаллитов (кристаллы с диаметром $1\text{--}2 \mu\text{m}$ на рис. 3), вероятно, является формирование нескольких колончатых кристаллов GaN из одного отверстия в маске SiO_2 (на первом этапе), причем имеющих определенный тип полярности. Такие кристаллы имеют наибольшую скорость роста, однако, содержат также большое количество дефектов, обнаруженных путем травления образцов в KOH. После 30 s зарощивания их латеральные размеры находятся в интервале $\sim 0.6\text{--}1.0 \mu\text{m}$ (на рис. 2 соответствуют кристаллам с наибольшим диаметром и вершиной пирамидальной формы) и отделения их распределения по размерам от основного распределения еще не происходит. Также при зарощивании методом HVPE возможно изменение направления роста кристаллов и формирование так называемых триподов, механизм образования которых описан в обзоре [17] ($\sim 2\%$ от общего числа). Кроме того, отметим что существенного увеличения размеров паразитных нитевидных нанокристаллов GaN, сформированных в результате PA-MBE роста на маске SiO_2 , за время HVPE зарощивания не наблюдается.

Травление полученных образцов в KOH показало, что колончатые кристаллы GaN до HVPE зарощивания (об-

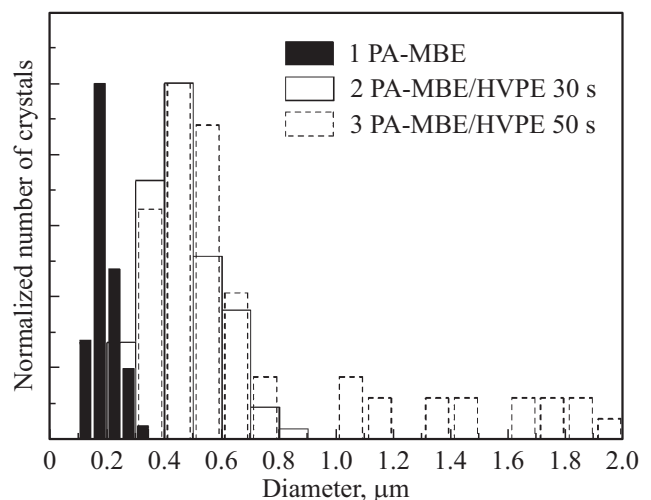


Рис. 4. Распределение диаметров колончатых кристаллов GaN до и после зарощивания методом HVPE (образцы 1, 2 и 3). Кристаллы GaN с диаметрами больше $\sim 1 \mu\text{m}$ (образец 3) соответствуют паразитным кристаллитам и не учитываются при подсчете среднего диаметра.

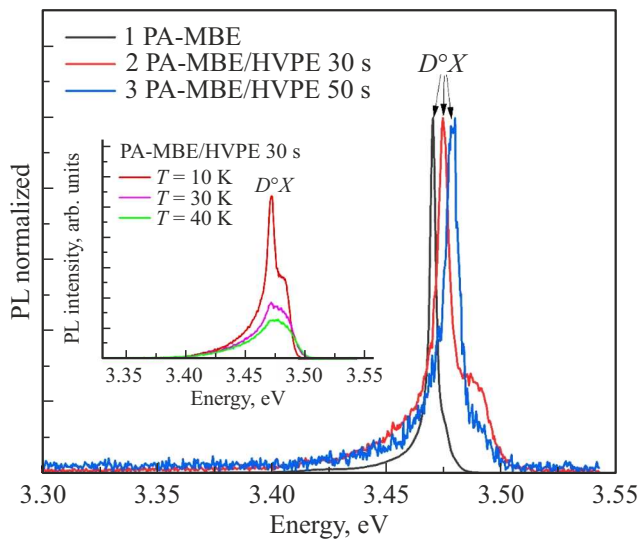


Рис. 5. Спектры ФЛ колончатых кристаллов GaN до и после зарощивания методом HVPE (образцы 1, 2 и 3). На вставке представлена температурная зависимость ФЛ образца 2.

разец 1) имеют, преимущественно, полярность N-типа ($\sim 80\%$), на что указывает относительно высокая скорость травления и пирамидальная форма вершин после травления [5]. В тоже время было установлено, что после HVPE зарощивание (образцы 2 и 3) подавляющее большинство кристаллов имеет смещенную полярность ($\sim 70\%$). Это проявляется либо в обнаружении структуры „ядро–оболочка“, когда „HVPE оболочка“ колончатого кристалла травится значительно быстрее, чем его центральная часть, сформированная методом PA-MBE [22], либо в том, что вершина колончатого кристалла стравливается значительно быстрее, чем часть кристалла под ней (для колончатых кристаллов, имеющих вершину пирамидальной формы как на рис. 2 и рис. 3). Доля Ga-полярных колончатых кристаллов, проявивших устойчивость к травлению [5] и имеющих плоскую вершину, составила $\sim 30\%$ (кристаллы в форме прямых призм на рис. 2 и рис. 3). Для установления механизмов смены полярности при зарощивании методом HVPE требуются дальнейшие исследования.

На рис. 5 показаны спектры ФЛ, измеренные при температуре 10 K для трех образцов. Вставка на рис. 5 демонстрирует температурную зависимость ФЛ для образца 2. На вставке при температуре 10 K хорошо заметен интенсивный пик с максимумом 3.474 eV, который практически полностью исчезает при температуре 30 K, а при 40 K уже отсутствует в спектре. Такое спектральное положение и зависимость от температуры характерно для линии ФЛ в спектре GaN, соответствующей связанному на доноре экситоне $D^{\circ}X$. Узкие интенсивные линии ФЛ с максимумами 3.47, 3.474 и 3.479 eV для образцов 1, 2 и 3 (рис. 5) также соответствуют комбинации связанных на доноре экситонов. Интенсивный спектр ФЛ образца 1 соответствует излучению от колон-

чатых кристаллов GaN высокого кристаллического совершенства, полученных методом PA-MBE [15]. В тоже время для образцов 2 и 3 наблюдается небольшой сдвиг максимумов в коротковолновую сторону, уширение основной линии ФЛ (ее полуширина ($FWHM$) возрастает с 4 до 8 meV), а также возникновение дополнительной слабоинтенсивной линии ФЛ около 3.49 eV.

Это может быть связано с возникновением упругих напряжений при зарощивании методом HVPE как на интерфейсе с „PA-MBE ядром“, так и на дефектах, возникших в процессе синтеза. Кроме того, уширение и сдвиг основной линии ФЛ, а также возникновение дополнительной коротковолновой линии ФЛ, может быть вызвано неконтролируемым легированием. Например, так как при температуре зарощивания возможна диффузия кремния из подложки и слоя SiO_2 в колончатые кристаллы GaN [23].

4. Заключение

Таким образом, в работе была продемонстрирована возможность контролируемого селективного роста колончатых микрокристаллов GaN на кремниевых подложках комбинированным PA-MBE/HVPE методом. Показано, что эпитаксиальное зарощивание методом HVPE позволяет, во-первых, увеличить в несколько раз латеральный размер кристаллов GaN и, во-вторых, сформировать огранку их боковых поверхностей. Была исследована зависимость морфологии, оптических свойств и структуры колончатых кристаллов GaN от времени зарощивания методом HVPE. Методом низкотемпературной ФЛ показано, что колончатые кристаллы GaN после зарощивания сохраняют хорошее кристаллическое качество. Также обнаружено, что распределение по размерам и степень упорядоченности на подложке колончатых кристаллов GaN после зарощивания определяются в значительной степени характеристиками исходных массивов затравочных кристаллов GaN. Для получения массивов колончатых микрокристаллов GaN, подходящих для приборных приложений, требуется дальнейшая оптимизация предложенного комбинированного метода роста. В частности, для управления полярностью и формирования упорядоченных массивов могут быть использованы кремниевые подложки с буферными слоями III-нитридов.

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] M. Mandl, X. Wang, T. Schimpke, C. Kölper, M. Binder, J. Ledig, A. Waag, X. Kong, A. Trampert, F. Bertram, J. Christen, F. Barbagini, E. Calleja, M. Strassburg. *Phys. status solidi — Rapid Res. Lett.* **7**, 10, 800 (2013).
- [2] J. Meier, G. Bacher, *Materials (Basel)* **15**, 5, 1626 (2022).
- [3] H. Chen, J. Li, G. Yu, H. Zong, R. Lang, M. Lei, S. Li, M.S.A. Khan, Y. Yang, T. Wei, H. Liao, L. Meng, P. Wen, X. Hu. *Opt. Express* **30**, 10, 16794 (2022).
- [4] M.A.H. Khan, M.V. Rao. *Sensors* **20**, 14, 3889 (2020).
- [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. *J. Cryst. Growth* **315**, 1, 164 (2011).
- [6] K.A. Bertness, A.W. Sanders, D.M. Rourke, T.E. Harvey, A. Roshko, J.B. Schlager, N.A. Sanford. *Adv. Funct. Mater.* **20**, 17, 2911 (2010).
- [7] 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).
- [8] А.Н. Семенов, Д.В. Нечаев, С.И. Трошков, Д.С. Березина, А.С. Аббас, В.Н. Жмерик. *Конденсированные среды и межфазные границы* **25**, 4, 532 (2023).
- [9] S.D. Hersee, X. Sun, X. Wang. *Nano Lett.* **6**, 8, 1808 (2006).
- [10] S. Li, X. Wang, M.S. Mohajerani, S. Fündling, M. Erenburg, J. Wei, H.-H. Wehmann, A. Waag, M. Mandl, W. Bergbauer, M. Strassburg. *J. Cryst. Growth* **364**, 149 (2013).
- [11] 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).
- [12] S. Li, A. Waag. *J. Appl. Phys.* **111**, 7 (2012).
- [13] H.-P. Liu, J.-D. Tsay, W.-Y. Liu, Y.-D. Guo, J.T. Hsu, I.-G. Chen. *J. Cryst. Growth* **260**, 1, 79 (2004).
- [14] K. Lekhal, S.-Y. Bae, H.-J. Lee, T. Mitsunari, A. Tamura, M. Deki, Y. Honda, H. Amano. *J. Cryst. Growth* **447**, 55 (2016).
- [15] V.O. Gridchin, L.N. Dvoretckaia, K.P. Kotlyar, R.R. Reznik, A.V. Parfeneva, A.S. Dragunova, N.V. Kryzhanovskaya, V.G. Dubrovskii, G.E. Cirlin. *Nanomaterials* **12**, 14, 2341 (2022).
- [16] S.N. Filimonov, Y.Y. Hervieu. *J. Cryst. Growth* **427**, 60 (2015).
- [17] E. Gil, Y. André, R. Cadoret, A. Trassoudaine. В сб.: *Handb. Cryst. Growth / Под ред. T.F. Kuech. Elsevier, Amsterdam.* (2015). С. 51.
- [18] G.B. Stringfellow. *Organometallic Vapor-Phase Epitaxy.* Academic Press, N. Y. (1999). 572 с.
- [19] A. Sanders, P. Blanchard, K. Bertness, M. Brubaker, C. Dodson, T. Harvey, A. Herrero, D. Rourke, J. Schlager, N. Sanford, A.N. Chiaramonti, A. Davydov, A. Motayed, D. Tsvetkov. *Nanotechnology* **22**, 46, 465703 (2011).
- [20] 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).
- [21] L. Dvoretckaia, V. Gridchin, A. Mozharov, A. Maksimova, A. Dragunova, I. Melnichenko, D. Mitin, A. Vinogradov, I. Mukhin, G. Cirlin. *Nanomaterials* **12**, 12, 1993 (2022).
- [22] X. Wang, S. Li, S. Fündling, J. Wei, M. Erenburg, H.-H. Wehmann, A. Waag, W. Bergbauer, M. Strassburg, U. Jahn, H. Riechert. *Cryst. Growth Des.* **12**, 5, 2552 (2012).
- [23] V.G. Talalaev, J.W. Tomm, S.A. Kukushkin, A.V. Osipov, I.V. Shtrom, K.P. Kotlyar, F. Mahler, J. Schilling, R.R. Reznik, G.E. Cirlin. *Nanotechnology* **31**, 29, 294003 (2020).

Редактор А.Н. Смирнов