

Электронные и оптические свойства гибридных гетероструктур GaN/por-Si(111)

П.В.Середин, Д.Л.Голощанов, Д.С.Золотухин, А.С.Леньшин, А.М.Мизеров, И.Н.Арсентьев, Г.Ляйсте, М.Ринке

С использованием метода молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (МПЭ ПА) получены интегрированные гетероструктуры на основе самоупорядоченного массива наноколонн GaN на подложках из Si с достаточно однородным распределением диаметров, впоследствии коалесцировавших в 2D слой. Применение «податливой» подложки por-Si для синтеза GaN методом МПЭ ПА позволило получить свободный от трещин GaN-слой, предотвратить процесс травления Ga-Si, сохранить резкий гладкий интерфейс Si-GaN, а также частично подавить генерацию напряжений растяжения, возникающих при охлаждении гетероструктуры от температуры роста до комнатной путем ее релаксации на нанопористом интерфейсе Si-GaN, что позитивно отразилось на его оптических свойствах в УФ области.

Ключевые слова: нитрид галлия, наноколонны, молекулярно-пучковая эпитаксия, пористый кремний, оптические и электронные свойства.

1. Введение

На сегодняшний день во всем мире предпринимают огромные усилия для исследования различных подходов к интеграции оптических функциональных элементов и кремниевой схемы обработки электрических сигналов [1–3]. Эта задача обусловлена все возрастающими потребностями в создании нового поколения элементов оптоэлектронной компонентной базы с гораздо более высокой пропускной способностью и меньшей потребляемой мощностью, чем существующие сейчас оптоэлектронные аналоги, т.е. необходимо развитие «кремниевой фотоники», призванной объединить источники и приемники излучения на кремниевой подложке [4]. Кроме того, это связано с поиском альтернатив подложкам на основе сапфира и карбида кремния.

За последние десятилетия было предложено множество подходов для улучшения кристаллического совершенства гетероструктур на основе III-N-системы материалов [5]. Однако внушительное различие между постоянными кристаллической решетки и коэффициентами теплового расширения твердых растворов нитридов AIII-N и под-

ложки Si весьма серьезно затрудняет рост рабочих гетероструктур хорошего качества, приводя к возникновению большого числа различных дефектов в волноводах устройств: к их растрескиванию, к неконтролируемым флуктуациям состава при эпитаксиальном выращивании твердых растворов и, следовательно, к значительному снижению эффективности работы приборов [6].

Среди многих возможных подходов к решению описанных проблем, возникающих при интеграции AIII-N и Si, в настоящее время изучены лишь некоторые, позволяющие совместить полупроводниковые материалы AIII-N и кремниевый чип, такие как эпитаксиальный рост на переходных (буферных) слоях для фильтрации дислокаций, прорастающих от гетероинтерфейса в активную область приборной гетероструктуры [7, 8], рост через градиентные слои и использование SiGe-технологии [9].

Рассматривая подходы к эпитаксиальному росту на переходных (буферных) слоях AIII-N/Si-структур, следует отметить, что для фильтрации дислокаций, прорастающих от гетероинтерфейса в активную область приборной гетероструктуры, используют многопериодные сверхрешетки, слои с чередующейся 2D и 3D морфологией, слои с плавным изменением состава и др., а также их комбинации [7, 8, 10]. Буферные слои представляют собой сложные, многослойные гетероструктуры, толщины которых могут достигать нескольких десятков микрометров. При этом неоднородность состава буферных слоев ограничивает возможность их использования в качестве волновода для акустических волн при создании акустоэлектронных приборов. Кроме того, несмотря на то что использование буферных слоев позволяет эффективно снижать плотность прорастающих дислокаций в активной зоне гетероструктуры, их плотность на гетероинтерфейсе AIII-N/Si остается высокой, ухудшая акустические свойства конечной структуры. Что же касается развития SiGe-технологии, то ее применение оправданно лишь в частном случае создания кремний-германиевой электроники, для кото-

П.В.Середин. Воронежский государственный университет, Россия, 394006 Воронеж, Университетская пл., 1; Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, Россия, 620002 Екатеринбург, ул. Мира, 19; e-mail: paul@phys.vsu.ru
Д.Л.Голощанов, Д.С.Золотухин, А.С.Леньшин. Воронежский государственный университет, Россия, 394006 Воронеж, Университетская пл., 1

А.М.Мизеров. Санкт-Петербургский национальный исследовательский академический университет РАН, Россия, 194021 С.-Петербург, ул. Хлопина, 8, корп. 3А

И.Н.Арсентьев. Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Россия, 194021 С.-Петербург, Политехническая ул., 26

Н.Leiste, M.Rinke. Karlsruhe Nano Micro Facility H.-von-Helmholtz-Platz 1 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany

Поступила в редакцию 4 апреля 2019 г.

рой различие параметров решетки в гетеропаре Ge/Si минимально, что весьма упрощает эпитаксиальный рост и снимает целый ряд проблем.

После появления первых GaN/Si-светодиодов [11] и выпуска коммерческих продуктов на их основе главным направлением поисковых исследований в мировой практике с целью решения стоящих перед АИПН/Si-технологией проблем являются разработка монолитно-интегрированных гибридных АИПН/Si-гетероструктур и создание на их основе массивов микросветодиодов, способных поддерживать высокие скорости модуляции сигнала, и интегрированных оптоэлектронных систем приема и передачи на чипе [12]. Как показали последние исследования в данной области, в случае успешного преодоления стоящих перед этой технологией проблем доминирующее положение на рынке займут устройства, полученные именно на основе такой гибридной интеграции [13–15].

Развитие технологии гибридной интеграции АИПН и кремния обещает коренным образом изменить наши представления о фотонике будущего, что связано в первую очередь с созданием одномерных наногетероструктур. Гетероэпитаксия в одномерной форме (нанопровод/наностолбик) дает возможность интегрировать различные материалы, которые нелегко выращивать вместе в виде тонких пленок, использовать многообразие новых комбинаций материалов в одной гетеропаре, а также представляет собой идеальную платформу для последующего изготовления гибридных гетероструктур, сочетающих лучшие транспортные и оптические характеристики разнородных материалов в одном устройстве [16, 17]

Снижение упругой энергии, возникающей из-за несоответствия параметров решетки, с помощью создания слоя наностолбиков и их последующей коалесценции, может играть важную роль в дальнейшем росте на них низкодефектной монокристаллической пленки АИПН на кремнии.

В большинстве работ, посвященных формированию структур из нанокколонок, авторы используют два основных подхода. Во-первых, осуществляется рост нанокколонок АИПН с последующей их коалесценцией методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений (ГФЭМОС) на предварительно маскированных подложках Si, необходимых для зарождения слоев нанокколонок [18]. Во-вторых, методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (МПЭ ПА) формируются нанокolonки АИПН, после чего методом ГФЭМОС обеспечивается коалесценция нанокколонок в сплошной слой [19].

Однако, несмотря на наметившийся прогресс, поиск более оптимальных способов интеграции АИПН и Si продолжается. Основной причиной для этого является нерешенная до конца задача низкодислокационного и низкодефектного роста эпитаксиального слоя на кремнии. В литературе все еще отсутствуют сведения о подходах к эффективному снижению упругой энергии, возникающей из-за несоответствия параметров решетки, при росте гибридных гетероструктур с помощью создания слоя наностолбиков и их последующей коалесценции. Кроме того, не прекращается поиск технологических приемов, дающих возможность получить гибридные гетероструктуры с высокими функциональными характеристиками. Эти трудности все еще не преодолены, однако разработка новых подходов к эпитаксиальному росту нитридов на

подложках Si с применением молекулярно-пучковой эпитаксии уже позволила повысить качество пленки, получаемой на подложке кристаллического Si, до уровня, соответствующего возможности активного применения в оптоэлектронике.

На наш взгляд, одним из путей к эффективному управлению упругой энергией в процессах эпитаксиального роста гибридных гетероструктур АИПН/Si, а следовательно и к улучшению рабочих характеристик конечных устройств, является использование «податливых» Si-подложек, представляющих собой нанопористый слой кремния и сформированную на нем эпитаксиальную структуру с 3D (в виде нанокколонок) морфологией [20–22]. В наших предыдущих работах удалось показать, что полученные на пористом кремнии (por-Si) слои АИПВ из нанокколонок имеют не только более высокую концентрацию носителей заряда по сравнению со слоями, выращенными на кристаллическом кремнии (c-Si), но и более высокий квантовый выход фотолюминесценции (+25%).

Говоря об эффективности применения пористой подложки Si вместо кристаллической, следует отметить, что, хотя известные попытки роста на пористом слое [23] показали перспективность такого подхода к формированию интегрированных АИПВ/Si-структур, фактически это не привело к развитию предложенной технологии. Это связано с тем, что в [23] авторы при формировании податливой подложки использовали слои макро- и мезопористого кремния. В результате исследовательские группы столкнулись с тем фактом, что зачастую эпитаксиальная пленка растрескивалась, и преодолеть трудности, связанные с созданием низкодефектных монокристаллических твердых растворов с низкой плотностью дислокаций, не удалось. Кроме того, никак не контролировались глубина пористого подслоя, шероховатость и морфология поверхности, не учитывались вопросы предэпитаксиальной подготовки податливых подложек, а также процессы перераспределения напряжений в податливый подслой.

Результаты наших предварительных исследований показывают, что рост эпитаксиальной пленки GaN из нанокколонок на подложках нанопористого Si позитивно сказывается на структурном качестве эпитаксиальных пленок и их тонких структурных свойствах. Это, в свою очередь, безусловно должно отразиться на электронных и оптических свойствах, проявляемых такого рода структурами, а также на изменении их стехиометрии.

В связи с этим в настоящей работе мы, с использованием средств электронной и оптической спектроскопии, изучили влияние податливой Si-подложки с предварительно сформированным на ней слоем нанопористого кремния (por-Si) на механизмы эпитаксиального роста самоупорядоченного массива нанокolonн GaN и их последующую коалесценцию в сплошной 2D слой.

2. Материалы и методы исследования

Эпитаксиальные слои GaN выращивались методом МПЭ ПА на установке промышленного типа Veeco Gen 200, позволяющей использовать во время одного ростового процесса одновременно до семи трехдюймовых пластин. Для активации азота применялся высокочастотный (13.56 МГц) плазменный источник Riber RFN 50/63.

Следует отметить, что слои GaN, выращенные на подложках кремния методом МПЭ ПА имеют, как прави-

ло, структуру в виде зерен (мозаичную), обусловленную островковым механизмом зарождения GaN на решеточно-рассогласованных подложках кремния. В процессе роста происходят разрастание наноструктур GaN в наноклонны и их коалесценция в сплошной слой. Вместе с тем известно, что с использованием метода МПЭ ПА возможно формирование как слоев наноклононок GaN (в случае азотообогащенных условий роста), так и относительно гладких слоев (при металлообогащенных условиях). Кроме того, эффективность активации молекулярного азота при МПЭ ПА не зависит от температуры подложки, что позволяет изменять температуру роста структур GaN в широких пределах – от экстремально низких до максимально возможных для данной технологии значений ($\sim 900^\circ\text{C}$).

Для роста нелегированных слоев GaN использовались подложки Si(111) и por-Si(111), прошедшие химическую подготовку с целью удаления органических загрязнений. Непосредственно перед ростом подложки отжигались в ростовой камере установки для МПЭ ПА при температуре $T_s = 850^\circ\text{C}$ в течение 30 мин. После этого подложки Si(111) были нитридизованы при $T_s = 850^\circ\text{C}$ в течение 30 мин в потоке активированного азота, соответствующем эквивалентной скорости роста структур GaN порядка 0.1 мкм/ч, для формирования переходного слоя нитрида кремния на поверхности Si(111).

Пористый слой кремния при создании податливой подложки por-Si был сформирован на монокристаллической пластине c-Si(111) методом электрохимического травления в спиртовом растворе плавиковой кислоты по стандартной методике [24–26]. Толщина пористого слоя составляла ~ 30 нм. Задаваемый технологический средний размер пор был равен $\sim 1–5$ нм.

Непосредственный синтез слоев GaN на нитридизованных подложках Si(111) состоял из двух стадий: сначала выращивался зародышевый низкотемпературный слой LT-GaN толщиной 15 нм при $T_s = 650^\circ\text{C}$ и соотношении потоков галлия и активированного азота 1:1. После этого выращивался основной, высокотемпературный слой HT-GaN толщиной ~ 820 нм при $T_s = 730^\circ\text{C}$ и соотношении потоков $\sim 6:1$. Концентрации элементов в слоях были уточнены методом рентгеновского микроанализа с использованием приставки к электронному микроскопу.

Концентрация носителей и тип проводимости определялись с помощью эффекта Холла методом ван дер Пау при комнатной температуре с использованием установки Есориа-3000 (Корея). Планарные серебряные контакты толщиной 30 нм были нанесены на пленки методом магнетронного напыления. Исследования фазового состава поверхности методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) были выполнены на лабораторном спектрометре фирмы SPECS при возбуждении линией $\text{Mg K}\alpha$. Спектры комбинационного рассеяния (КР) были получены на микроскопе Renishaw 1000 с объективом $50\times$ NPlan при возбуждении излучением аргонового лазера с длиной волны 514.5 нм. Мощность лазерного пучка не превышала 3 мВт.

Оптические свойства образцов изучались в диапазоне длин волн 190–900 нм методом УФ спектроскопии с помощью прибора LAMBDA 650 фирмы Perkin Elmer, оснащенного универсальной приставкой URA, позволяющей получать спектры отражения в интервале углов падения $8^\circ–80^\circ$.

3. Экспериментальные результаты

3.1. Электрофизические измерения

Измерения типа проводимости, концентраций, а также подвижности носителей заряда методом ван дер Пау были выполнены нами при комнатной температуре. Эксперимент показал, что слой наноклононок GaN, выращенный на подложках как c-Si, так и por-Si, имеет проводимость p-типа. Холловские концентрации носителей заряда и подвижности носителей приведены в табл.1. Хорошо видно, что для пленки на кристаллическом кремнии концентрация носителей выше, а подвижность носителей ниже, чем для слоя, выращенного на подложке por-Si. Полученные результаты согласуются с данными уже имеющихся работ для объемных пленок GaN [27, 28].

Табл.1. Результаты электрофизических методов измерений образцов.

Образец	Концентрация носителей заряда (cm^{-3})	Подвижность ($\text{cm}^2 \cdot \text{V}^{-1} \cdot \text{c}^{-1}$)
GaN/c-Si(111)	7.9×10^{19}	8.6
GaN/por-Si(111)	2.4×10^{18}	52.4

3.2. Измерения методом РФЭС

С помощью метода рентгеновского микроанализа мы определили элементный состав пленок GaN, выращенных на подложках двух типов. Для анализа использовалось ускоряющее напряжение 10 кВ и исследовались участки образца размером примерно 750×750 мкм. Эффективная глубина микроанализа составила ~ 0.25 мкм. Эксперимент показал, что основными элементами в пленке являются галлий и азот. При этом следует отметить, что к стехиометрическому составу более близок состав слоя, выращенного на податливой подложке por-Si(111).

Методом РФЭС был выполнен анализ состава поверхности гетероструктур GaN/Si(111) на различной глубине, задаваемой временем травления образца. Травление поверхности в течение 30 с осуществлялось ионами аргона с энергией 4 кэВ при плотности ионного тока 30 мкА/см^2 и скорости травления образцов 1.5–2.5 нм/мин. Таким образом, глубина анализа образцов с помощью данной методики составляла $\sim 1–2$ нм.

Обработка экспериментальных данных осуществлялась с использованием программного пакета Origin 9.0. Методика определения линии фона, а также его вычитание согласно алгоритмам, предложенным Ширли [9], были также реализованы с помощью данной программы. При нахождении энергий связи основных уровней элементов гетероструктуры реперной линией служила линия C 1s естественных углеводородных загрязнений поверхности любого образца, не подвергнутого специальной очистке, приведенная к энергии $E_b[\text{C 1s}] = 285$ эВ. Идентификация основных уровней элементов и их химического состояния на основе результатов РФЭС проводилась с использованием базы данных рентгеновских фотоэлектронных спектров Национального института стандартов США.

На рис.1 представлены спектры Ga $2p_{3/2}$ исследованных образцов. В качестве эталона использовалась пленка монокристаллического GaN толщиной 3 мкм, полученная методом МПЭ на подложке Al_2O_3 по стандартной

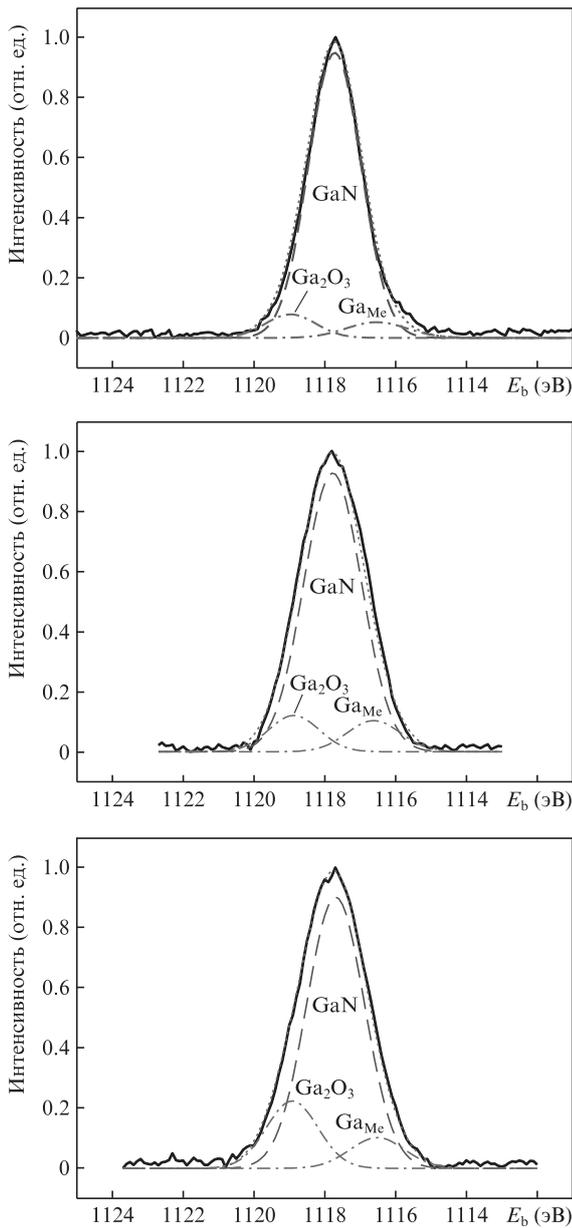


Рис.1. Спектры $Ga 2p_{3/2}$ эталонного образца GaN (а) и гетероструктур GaN/c-Si(111) (б) и GaN/por-Si(111) (в), выращенных на кристаллическом и пористом кремнии. Сплошная кривая – эксперимент, пунктирная кривая – модель, штриховая кривая – GaN (эталон).

технологии, обеспечивающей высокое структурное качество монокристаллического слоя GaN [29].

Из результатов РФЭС-анализа следует, что полосы $Ga 2p$ для слоя GaN, выращенного на c-Si(111) и на por-Si(111), шире в обе стороны, чем полоса для эталонного образца GaN. Кроме того, РФЭС-спектры полосы $Ga 2p$ для образцов GaN/c-Si(111) и GaN/por-Si(111) в целом совпадают.

Разложение всех спектров $Ga 2p$ на компоненты показывает, что эталонный образец в основном является фазой GaN (главный пик соответствует $E_b = 1178$ эВ), при этом на его поверхности возможно наличие небольшого количества металлического галлия ($E_b = 1165$ эВ) и оксида Ga_2O_3 ($E_b = 1119$ эВ). Что же касается слоев GaN, выращенных на кремниевых подложках, то вклад боковых

компонент в разложении их экспериментальных РФЭС-спектров растет. При этом анализ показывает, что в спектре для слоя GaN, выращенного на кристаллическом кремнии, компонента, соответствующая металлическому Ga (Ga_{Me}), наиболее выражена. Спектры N 1s для полученных образцов практически не отличаются друг от друга по форме и положению полосы и совпадают со спектром для эталона GaN ($E_b = 397.8$ эВ).

3.3. Результаты оптических исследований

На рис.2 представлены КР-спектры изученных образцов, полученные по обработанной нами методике [30]. Из экспериментальных данных видно, что в спектрах обоих образцов присутствует один набор комбинационных мод. Наиболее интенсивной модой является продольный оптический фонон монокристаллической подложки Si(LO). Кроме этой моды в КР-спектрах имеются три низкоинтенсивных колебания вблизи 430 , 617 и 675 cm^{-1} , связанные с Si. Что касается отклика эпитаксиального слоя, то в спектрах для образцов обоих типов присутствуют разрешенные для фазы GaN вюрцитной сингонии $E_1(LO)$ - и $A_1(LO)$ -фононы, расположенные вблизи ~ 564 и 730 cm^{-1} , а также дополнительная мода, характерная для вюрцитного GaN в области 301 cm^{-1} .

Следует обратить внимание на тот факт, что положение $A_1(LO)$ -моды в спектре для гетероструктуры, выращенной на податливой подложке por-Si, сдвинуто на 4 cm^{-1} относительно положения этого фонона в КР-спектре для структуры, полученной на кристаллическом кремнии. Кроме того, в первом случае $A_1(LO)$ -мода имеет меньшую полуширину. Это согласуется с данными рентгеновской дифракции по росту GaN-слоя, практически согласованного по параметру решетки с пористым подслоем в плоскости роста и испытывающего значительную дисторсию в направлении роста, но при этом имеющего лучшее кристаллическое качество, чем слой, полученный на подложке c-Si.

Отметим, что в КР-спектрах обоих образцов присутствует дополнительное низкоинтенсивное колебание в области 820 cm^{-1} , которое вероятнее всего можно отнести к аморфной фазе нитрида кремния SiN [31], образующейся в результате непреднамеренной нитридации подложки на начальной стадии 3D гетероэпитаксиального роста

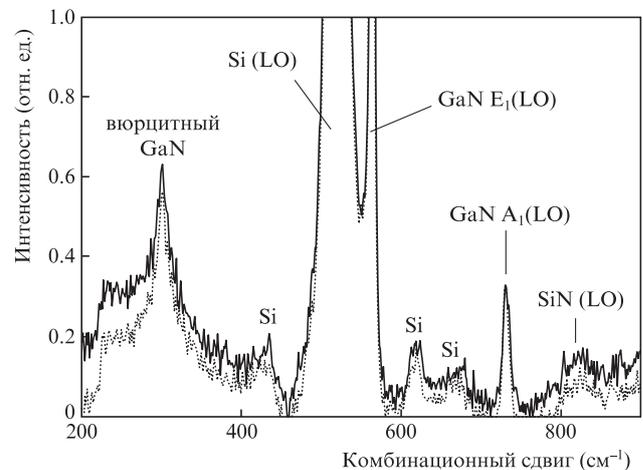


Рис.2. Результаты КР-спектроскопии гетероструктур GaN/c-Si(111) (сплошная кривая) и GaN/por-Si(111) (пунктирная кривая).

GaN. Этот результат совпадает с предварительно полученными нами данными рентгеновской дифрактометрии об образовании аморфного подслоя.

Следует отметить, что определенные нами экспериментально для GaN частоты основных фоновых мод в КР-спектрах не совпадают с уже имеющимися литературными данными для объемного монокристаллического слоя [32]. Хорошо известно, что это происходит вследствие появления биаксиальной деформации в эпитаксиальном слое из-за большого рассогласования параметров кристаллической решетки в гетеропаре GaN/Si. Однако обнаруженный нами частотный сдвиг хорошо согласуется с результатами теории, представленными в работах [32–34], где изменение частоты оптического фонона в спектре задается следующим соотношением:

$$\Delta\omega = 2a\epsilon_{xx} + b\epsilon_{zz}, \tag{1}$$

где a и b – потенциалы деформации кристалла; ϵ_{xx} и ϵ_{zz} – компоненты тензора упругости.

Оптические свойства образцов в УФ и видимом диапазонах (190–900 нм) мы исследовали с применением методики съемки на отражение, уже показавшей свою эффективность в наших предыдущих работах по исследованию тонких пленок, сформированных на объемных подложках [35–38]. С использованием предложенной методики и экспериментальных спектров отражения-пропускания образца, полученных при разных углах падения излучения, по интерференционной картине может быть рассчитан показатель преломления образца для длины волны, соответствующей интерференционному максимуму/минимуму, и в итоге определена дисперсия показателя преломления в широком диапазоне длин волн [36, 37].

Для этого мы используем соотношение, которое связывает толщину эпитаксиальной пленки d , выращенной на толстой подложке, и показатель преломления n :

$$d = \frac{N\lambda_1\lambda_2}{2(\lambda_1 - \lambda_2)\sqrt{(n^2 - \sin^2\alpha)}}. \tag{2}$$

Здесь λ_1 и λ_2 – длины волн, соответствующие максимуму и минимуму интерференции в спектре; N – порядок интерференции; α – угол падения излучения на пленку. При проведении расчета мы делаем допущение о том, что в пределах изменения длины волны показатель преломления изменяется незначительно.

На рис.3 представлены значения показателя преломления исследованных образцов, рассчитанные на основе предложенной методики, а также его аппроксимированные дисперсионные зависимости. Хорошо видно, что показатель преломления эпитаксиального слоя GaN, выращенного как на подложке c-Si, так и на податливой подложке rof-Si, монотонно возрастает с уменьшением длины волны. При этом в области длин волн 330–430 нм (~3.75–2.9 эВ) наблюдается экстремальный рост показателя преломления для обоих образцов. Данный факт может свидетельствовать о близости положения края фундаментального поглощения эпитаксиальной пленки к указанной длине волны [39–41]. Следует также отметить, что для всей области длин волн, где была определена дисперсия показателя преломления пленки GaN, характерна весьма важная особенность. В одной и той же спектральной области показатель преломления GaN-слоя, выращенного на подложке c-Si, в среднем на 10% больше, чем слоя, по-

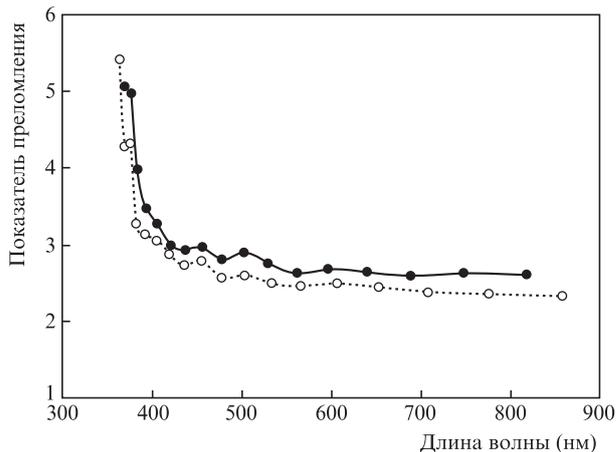


Рис.3. Дисперсионная зависимость показателя преломления гетероструктур GaN/c-Si(111) (●) и GaN/por-Si(111) (○).

лученного на податливой подложке rof-Si. Кроме того, исходя из вида дисперсионной функции можно предположить, что ее наибольший максимум (а следовательно и энергия, соответствующая краю фундаментального поглощения) для образца GaN/por-Si сдвинут в сторону больших энергий по сравнению с аналогичной величиной для образца GaN/c-Si, что должно отразиться на механизмах оптического поглощения в эпитаксиальном слое GaN.

Для выявления особенностей оптического поглощения в образцах их экспериментальные спектры пропускания-отражения, полученные при угле падения электромагнитного излучения ~67° в области длин волн 190–900 нм, были пересчитаны в спектры поглощения.

С использованием соотношений Крамерса–Кронига [42] мы рассчитали оптическую плотность D образцов и построили зависимости $(D/h\nu)^2$ от энергии квантов $h\nu$ (рис.4). Графический анализ полученных результатов позволяет выявить отдельные линейные участки этих зависимостей. Линейная экстраполяция данных участков к нулевому значению энергии дает возможность определить энергию прямых переходов, характерных для исследованных образцов (табл.2).

Анализ полученной нами информации показывает (рис.4), что для обоих образцов характерно появление двух прямых переходов. Первый из них относится к прямым разрешенным межзонным переходам зона Γ_6V –зона

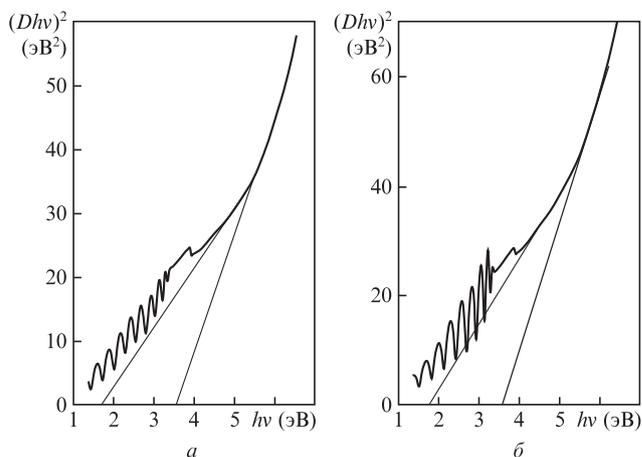


Рис.4. Зависимости $(D/h\nu)^2$ от энергии квантов для образцов гетероструктур GaN/c-Si(111) (а) и GaN/por-Si(111) (б).

Табл.2. Результаты рентгеноструктурного анализа.

Образец	Энергия (эВ) прямых переходов	
	$\Gamma_{-6V}-\Gamma_{-1C}$ (GaN) [43]	зона-зона (SiN) [44]
GaN/c-Si(111)	3.55	1.76
GaN/por-Si(111)	3.58	1.77

Γ_{-1C} GaN. Энергия этого перехода практически совпадает с литературным значением оптической ширины запрещенной зоны GaN и находится в довольно хорошем согласии с уже имеющимися данными [43].

Что касается второго прямого разрешенного перехода с энергией ~ 1.7 эВ, то его энергия совпадает с шириной запрещенной зоны соединения SiN. Этот результат согласуется с данными рентгеновской дифракции и КР-спектроскопии об образовании аморфной фазы нитрида кремния в эпитаксиальной пленке и с результатами нашей предыдущей работы [20].

Следует подчеркнуть, что экстремумы дисперсионной зависимости показателя преломления эпитаксиальной пленки GaN, выращенной на подложках как c-Si, так и por-Si, хорошо совпадают с энергиями краев оптического поглощения, определенными из зависимости $(D/h\nu)^2$ от $h\nu$, а также с литературными данными, что подтверждает наши предположения о величине оптической ширины запрещенной зоны для эпитаксиального слоя GaN, выращенного методом МПЭ ПА на подложках обоих типов. Кроме того, отметим, что определенная нами экспериментально оптическая ширина запрещенной зоны для эпитаксиального слоя GaN, выращенного на подложке por-Si, превышает аналогичную величину для слоя, полученного на монокристаллическом кремнии, на 0.1 эВ.

4. Обсуждение результатов

С использованием метода МПЭ ПА на подложках Si(111) и por-Si(111) были выращены интегрированные гетероструктуры GaN/Si. Проведен спектроскопический анализ полученных образцов.

Исследование элементного состава поверхностного слоя пленки GaN показало, что к стехиометрическому составу более близок состав слоя, выращенного на податливой подложке por-Si(111), и на его поверхности не наблюдается образования нанокластеров металлического галлия, которое имело место при росте на стандартной подложке c-Si.

В одной и той же спектральной области показатель преломления эпитаксиального GaN-слоя, выращенного на подложке c-Si, в среднем на 10% больше, чем слоя, полученного на податливой подложке por-Si. При этом энергия, соответствующая краю фундаментального поглощения, для образца GaN/por-Si сдвинута в сторону больших энергий по сравнению с аналогичной величиной для образца GaN/c-Si.

Анализируя полученные нами результаты, технологические данные, а также информацию из уже известных литературных источников, следует отметить, что температура роста значительно влияет на размер зародышевых островков GaN, поскольку с ее увеличением значительно возрастает поверхностная подвижность адатомов осаждаемого вещества [45]. Чем выше поверхностная подвижность, тем больше средний размер формирующихся зародышевых островков до момента их полной коалесцен-

ции. Однако в данном контексте можно говорить лишь о среднем размере зерен при формировании наноколонн GaN, т. к. реальное распределение их размеров имеет довольно хаотический характер. В работе [46] было показано, что наиболее энергетически выгодной для нуклеации GaN кристаллографической плоскостью кремния является плоскость {111}. Мы предполагаем, что селективное травление в этой плоскости при создании por-Si-подслоя приводит на начальном этапе к формированию описанной в [47] морфологии поверхности, представляющей собой изотропно распределенные холмики GaN. При толщине пористого слоя 20 нм холмики имеют примерно одинаковый размер и являются усеченными, а их верхняя плоскость соответствует кристаллографической плоскости кремния {111}. Таким образом, энергетически выгодна нуклеация GaN на плоскостях усеченных вытравленных холмиков, а высокая поверхностная подвижность адатомов приводит к тому, что каждый одиночный зародышевый островок полностью покрывает соответствующую ему плоскость {111} каждого холмика.

Мы считаем, что использование низкотемпературного буферного слоя с 3D морфологией поверхности приводит к снятию напряжений, генерирующихся на интерфейсе GaN-Si(111), на боковых свободных поверхностях наноколонн. Использование же нанопористого por-Si-слоя позволяет снизить плотность прорастающих дислокаций благодаря снижению угловой и плоскостной ориентаций зародышевых островков, что соответственно снижает генерацию дислокаций несоответствия.

5. Заключение

С использованием метода МПЭ ПА были получены интегрированные гетероструктуры на основе самоупорядоченного массива наноколонн GaN на подложках из Si с достаточно однородным распределением диаметров, впоследствии коалесцирующих в 2D слой.

Применение податливой подложки por-Si для синтеза GaN методом МПЭ ПА позволило получить свободный от трещин GaN-слой, что позитивно отразилось на его оптических свойствах в УФ области.

В одной и той же спектральной области показатель преломления эпитаксиального GaN-слоя, выращенного на подложке c-Si, в среднем на 10% больше, чем слоя, полученного на податливой подложке por-Si. При этом энергия, соответствующая краю фундаментального поглощения образца GaN/por-Si, сдвинута в сторону больших энергий по сравнению с аналогичной величиной для образца GaN/c-Si, что свидетельствует о большей оптической ширине запрещенной зоны слоя на подложке por-Si.

Использование податливой подложки por-Si, процедуры предэпитаксиальной высокотемпературной нитридации этой подложки и технологических условий при МПЭ ПА, обеспечивающих зарождение слоя GaN в 3D режиме роста с последующим переходом к 2D режиму роста слоя GaN, позволило предотвратить процесс травления Ga-Si, сохранить резкий гладкий интерфейс Si-GaN, а также частично подавить генерацию напряжений растяжения, возникающих при охлаждении гетероструктуры от температуры роста до комнатной путем ее релаксации на нанопористом интерфейсе Si-GaN.

Таким образом, применение податливых Si-подложек является удобным для формирования полупроводнико-

вых приборных гетероструктур на основе GaN методом МПЭ ПА.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ МД-42.2019.2 и при финансовой поддержке в рамках постановления № 211 Правительства РФ (контракт №02.A03.21.0006). Ростовые эксперименты проводились в рамках Государственного задания Минобрнауки РФ №16.9789.2017/БЧ. В части диагностики интегрированных структур работа поддержана грантом №11.4718.2017/8.9 Минобрнауки РФ в рамках Государственного задания вузам в сфере научной деятельности на 2017–2019 гг. В части исследования свойств податливых подложек работа выполнена в соответствии с Государственным заданием ФТИ им. А.Ф.Иоффе. Мы выражаем огромную признательность сотрудникам Лаборатории нано- и микротехнологий Исследовательского центра Карлсруэ за предоставление доступа к приборам лабораторий.

- Ho V.X., Al Tahtamouni T.M., Jiang H.X., Lin J.Y., Zavada J.M., Vinh N.Q. *ACS Photonics*, **5**, 1303 (2018).
- Laurent T., Manceau J.-M., Monroy E., Lim C.B., Renneson S., Semond F., Julien F.H., Colombelli R. *Appl. Phys. Lett.*, **110**, 131102 (2017).
- Ajay A., Lim C.B., Browne D.A., Polaczynski J., Bellet-Amalric E., den Hertog M.I., Monroy E. *Phys. Status Solidi B*, **254**, 1600734 (2017).
- Wang W., Wang H., Yang W., Zhu Y., Li G. *Sci. Rep.*, **6**, 24448 (2016).
- Derluyn J., Germain M., Meissner E., in *Gallium Nitride-Enabled High Frequency High Efficiency Power Conversion* (Cham: Springer, 2018, pp 1–28).
- Li D. *Sci. Bull.*, **61**, 1723 (2016).
- Gkanatsiou A., Lioutas C.B., Frangis N., Polychroniadis E.K., Prystawko P., Leszczynski M. *Superlattices Microstruct.*, **103**, 376 (2017).
- Sugawara Y., Ishikawa Y., Watanabe A., Miyoshi M., Egawa T. *J. Cryst. Growth*, **468**, 536 (2017).
- Buzynin Y., Shengurov V., Zvonkov B., Buzynin A., Denisov S., Baidus N., Drozdov M., Pavlov D., Yunin P. *AIP Adv.*, **7**, 015304 (2017).
- Yuan Kok I.J., Soh C.B., Sang N.X., Lee T.H., Kadir A., Chua S.J. *Procedia Eng.*, **215**, 1 (2017).
- Damilano B., Natali F., Brault J., Huault T., Lefebvre D., Tauk R., Frayssinet E., Moreno J.-C., Cordier Y., Semond F., Chenot S., Massies J. *J. Appl. Phys. Express*, **1**, 121101 (2008).
- Li K.H., Fu W.Y., Cheung Y.F., Wong K.K.Y., Wang Y., Lau K.M., Choi H.W. *Optica*, **5**, 564 (2018).
- Li C., Ji Z., Li J., Xu M., Xiao H., Xu X. *Sci. Rep.*, **7**, 15301 (2017).
- Zhang W., Zhang X., Wang Y., Hu F. *Opt. Mater.*, **72**, 422 (2017).
- Kano T., Yoshida J., Miyagawa R., Mizuno Y., Oto T., Kishino K. *Electron. Lett.*, **51**, 2125 (2015).
- Vanhollebeke K., Moerman I., Van Daele P., Demeester P. *Prog. Cryst. Growth Charact. Mater.*, **41**, 1 (2000).
- Hahn C., Zhang Z., Fu A., Wu C.H., Hwang Y.J., Gargas D.J., Yang P. *ACS Nano*, **5**, 3970 (2011).
- Wang H.-C., Tang T.-Y., Yang C.C., Malinauskas T., Jarasiunas K. *Thin Solid Films*, **519**, 863 (2010).
- Bougrioua Z., Gibart P., Calleja E., Jahn U., Trampert A., Ristic J., Utrera M., Nataf G. *J. Cryst. Growth*, **309**, 113 (2007).
- Seredin P.V., Goloschchapov D.L., Lenshin A.S., Mizerov A.M., Zolotukhin D.S. *Phys. E: Low-Dimens. Syst. Nanostructures*, **104**, 101 (2018).
- Seredin P.V., Lenshin A.S., Zolotukhin D.S., Arsenyev I.N., Zhabotinskiy A.V., Nikolaev D.N. *Phys. E: Low-Dimens. Syst. Nanostructures*, **97**, 218 (2018).
- Seredin P.V., Lenshin A.S., Zolotukhin D.S., Arsenyev I.N., Nikolaev D.N., Zhabotinskiy A.V. *Phys. B: Condens. Matter.*, **530**, 30 (2018).
- Romanov S.I., Mashanov V.I., Sokolov L.V., Gutakovskii A., Pchelyakov O.P. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 4118 (1999).
- Lenshin A.S., Seredin P.V., Agapov B.L., Minakov D.A., Kashkarov V.M. *Mater. Sci. Semicond. Process.*, **30**, 25 (2015).
- Леньшин А.С., Кашкаров В.М., Середин П.В., Агапов Б.Л., Минаков Д.А., Ципенюк В.Н., Домашевская Е.П. *ЖТФ*, **84** (2), 70 (2014) [*Tech. Phys.*, **59** (2), 224 (2014)].
- Kashkarov V.M., Len'shin A.S., Seredin P.V., Agapov B.L., Tsipenuk V.N. *J. Surf. Invest.: X-Ray Synchrotron Neutron Tech.*, **6**, 776 (2012).
- Usikov A., Kovalenkov O., Ivantsov V., Sukhoveev V., Dmitriev V., Shmidt N., Poloskin D., Petrov V., Ratnikov V. *MRS Symp. Proc.*, **831**, 453 (2005).
- Lieten R.R., Motsnyi V., Zhang L., Cheng K., Leys M., Degroote S., Buchowicz G., Dubon O., Borghs G. *J. Phys. Appl. Phys.*, **44**, 135406 (2011).
- Mizerov A.M., Jmerik V.N., Kaibyshev V.K., Komissarova T.A., Masalov S.A., Ivanov S.V. *Semiconductors*, **43**, 1058 (2009).
- Seredin P.V., Glotov A.V., Domashevskaya E.P., Arsenyev I.N., Vinokurov D.A., Tarasov I.S. *Phys. B: Condens. Matter*, **405**, 2694 (2010).
- San Andrés E., del Prado A., Martínez F.L., Mártel I., Bravo D., López F.J. *J. Appl. Phys.*, **87**, 1187 (2000).
- Correia M.R., Pereira S., Pereira E., Frandon J., Alves E. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 4761 (2003).
- Briggs R.J., Ramdas A.K. *Phys. Rev. B*, **13**, 5518 (1976).
- Teng L., Zhang R., Xie Z.-L., Tao T., Zhang Z., Li Y.-C., Liu B., Chen P., Han P., Zheng Y.-D. *Chin. Phys. Lett.*, **29**, 027803 (2012).
- Володин В.А., Ефремов М.Д., Принц В.Я., Преображенский В.В., Семягин Б.Р., Говоров А.О. *Письма в ЖЭТФ*, **66** (1), 45 (1997) [*JETP Lett.*, **66** (1), 47 (1997)].
- Seredin P.V., Lenshin A.S., Kashkarov V.M., Lukin A.N., Arsenyev I.N., Bondarev A.D., Tarasov I.S. *Mater. Sci. Semicond. Process.*, **39**, 551 (2015).
- Seredin P.V., Kashkarov V.M., Arsenyev I.N., Bondarev A.D., Tarasov I.S. *Phys. B: Condens. Matter*, **495**, 54 (2016).
- Seredin P.V., Lenshin A.S., Goloschchapov D.L., Lukin A.N., Arsenyev I.N., Bondarev A.D., Tarasov I.S. *Semiconductors*, **49**, 915 (2015).
- Kuzmenko A.B. *Rev. Sci. Instrum.*, **76**, 83 (2005).
- Lucarini V., Peiponen K.-E., Saarinen J.J., Vartiainen E.M. *Kramers–Kronig Relations in Optical Materials Research* (Berlin–New York: Springer, 2005).
- Seredin P.V., Goloschchapov D.L., Lukin A.N., Len'shin A.S., Bondarev A.D., Arsenyev I.N., Vavilova L.S., Tarasov I.S. *Semiconductors*, **48**, 1527 (2014).
- Уханов И.И. *Оптические свойства полупроводников* (М.: Наука, 1977).
- Specht P., Ho J.C., Xu X., Armitage R., Weber E.R., Erni R., Kisielowski C. *Solid State Commun.*, **135**, 340 (2005).
- Deshpande S.V., Gulari E., Brown S.W., Rand S.C. *J. Appl. Phys.*, **77**, 6534 (1995).
- Nechaev D.V., Aseev P.A., Jmerik V.N., Brunkov P.N., Kuznetsova Y.V., Sitnikova A.A., Ratnikov V.V., Ivanov S.V. *J. Cryst. Growth*, **378**, 319 (2013).
- Lee S.C., Sun X.Y., Hersee S.D., Brueck S.R.J., Xu H. *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 2079 (2004).
- Houbertz R., Memmert U., Behm R.J. *J. Vac. Sci. Technol. B: Microelectron. Nanometer Struct. Process. Meas. Phenom.*, **12**, 3145 (1994).