

Влияние буферного слоя *por*-Si на структуру и морфологию эпитаксиальных гетероструктур $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Si}(111)$

© П.В. Середин¹, Д.Л. Голощапов¹, Д.С. Золотухин¹, М.А. Кондрашин¹,
А.С. Леньшин¹, Ю.Ю. Худяков¹, А.М. Мизеров², И.Н. Арсентьев³,
А.Н. Бельтюков⁴, Harald Leiste⁵, Monika Rinke⁵

¹ Воронежский государственный университет,
394006 Воронеж, Россия

² Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

³ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

⁴ Физико-технический институт Уральского отделения Российской академии наук,
426000 Ижевск, Россия

⁵ Karlsruhe Nano Micro Facility,
76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany

E-mail: paul@phys.vsu.ru

(Получена 12 апреля 2018 г. Принята к печати 21 мая 2018 г.)

С использованием метода молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на подложке монокристаллического кремния *c*-Si(111) и подложке с нанопористым буферным подслоем (*por*-Si) нами были выращены интегрированные гетероструктуры с нанокolonчатой морфологией пленки $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$. С привлечением комплекса структурных и микроскопических методов анализа было показано, что рост нанокolonнок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на нанопористом буферном слое имеет ряд преимуществ по сравнению с ростом на *c*-Si. Подложка *por*-Si задает преимущественную ориентацию роста нанокolonнок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ближе к направлению ориентации Si(111), а также позволяет получить нанокolonны $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ с более высокой кристаллографической однородностью и унифицированным по всей поверхности латеральным размером нанокolonн ~ 40 нм. Рост нанокolonн $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на пористом слое *por*-Si приводит к снижению величины компонент деформации ϵ_{xx} и ϵ_{zz} , а также плотности краевых и винтовых дислокаций по сравнению с величинами аналогичных коэффициентов для нанокolonн $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ выращенных на *c*-Si. Полученный на *por*-Si нанокolonчатый слой $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ обладает более высокой концентрацией носителей заряда (+20%) по сравнению со слоем, выращенный на *c*-Si, а также более высокой интенсивностью квантового выхода фотолюминесценции (+25%).

DOI: 10.21883/FTP.2018.13.46865.8888

1. Введение

Твердые растворы $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ являются идеальными кандидатами для разнообразных оптоэлектронных применений. Благодаря тому, что ширина запрещенной зоны $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ может изменяться в диапазоне энергий от 0.7 до 3.4 эВ, т. е. в зависимости от содержания индия может располагаться как в ИФ, так и в УФ диапазоне, эти твердые растворы активно используются как при конструировании свето- и лазерных диодов, так и солнечных элементов [1,2]

Хорошо известно, что основной подложкой для эпитаксиального роста $\text{A}^{\text{III}}\text{N}$ соединений с гексагональной кристаллической решеткой является сапфир *c*- Al_2O_3 . Однако использование монокристаллического кремния (*c*-Si) в роли подложки и его комбинация с $\text{A}^{\text{III}}\text{N}$ также весьма часто используется и имеет ряд преимуществ для промышленности, обусловленных уже тем фактом, что кремний — это основной материал современной электроники.

Однако эпитаксиальный рост слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, подходящих для оптоэлектронных устройств на подлож-

ках Si, оказался не простой задачей [2–4]. Внушительная разница между постоянными кристаллической решетки и коэффициентами теплового расширения у твердых растворов $\text{A}^{\text{III}}\text{N}$ и подложки Si весьма серьезно затрудняет рост пленки хорошего качества. Кроме того, при росте тройного твердого раствора $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ часто происходит либо разделение фаз, либо имеет место небольшая флуктуация состава, что приводит к появлению структурных дефектов, действующих как центры безызлучательной рекомбинации. Еще одним фактором, влияющим на качество пленок и соответственно коммерческую привлекательность финальных устройств на основе $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, является тот факт, что технологам все еще не удалось преодолеть текущие трудности с созданием гетероструктур, в основе которых находятся низкодефектные монокристаллические твердые растворы $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ с высоким содержанием индия в составе и низкой плотностью дислокаций.

Эти трудности все еще преодолеваются исследователями, однако разработка новых подходов к эпитаксиальному росту нитридов на Si с применением молекулярно-

пучковой эпитаксии (МПЭ) уже позволила повысить качество пленки, получаемой на подложке кристаллического Si до уровня активных применений в оптоэлектронике [5].

Одним из перспективных подходов к интеграции $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ и Si, используемых в рамках МПЭ является создание наноклончатой структуры на поверхности подложки [6,7]. Выращенные в виде нанопроводов/наностолбиков твердые растворы $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ являются уникальной платформой для дальнейшего роста гетероструктур. Хорошо известно, что именно в этой геометрии может быть значительно снижена энергия упругих напряжений, вызванная несоответствием параметров кристаллических решеток в гетеропаре $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Si}$ [8,9].

Снижение упругой энергии, возникающей из-за несоответствия параметров решетки, с помощью создания слоя наностолбиков и их последующей коалесценции, может играть важную роль в последующем росте на них низкодефектной монокристаллической пленки $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$.

Еще одним весьма перспективным подходом для роста слоя $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ на кремнии является использование буферного слоя нанопористого Si. В наших предыдущих работах было показано, что рост на нанопрофилированной поверхности кремния с существенно развитым рельефом (протопористый кремний) способствует интеграции $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ материалов с Si. В экспериментах по росту GaAs на *por*-Si были отмечены значительно меньшие остаточные напряжения в монокристаллической пленке и ее рост без использования переходного слоя в виде наноклончатой структуры [10–12].

Мы полагаем, что такой подход по созданию „податливых“ подложек, в основе которых находятся нанопористый буферный слой, сформированный непосредственно на Si, и выращенная на нем наноклончатая структура, является весьма перспективным подходом к интеграции $\text{A}^{\text{III}}\text{N}$ материалов с кремнием.

Обзор литературы по поставленной проблеме показал отсутствие аналогичных работ. Поэтому цель нашей работы состояла в исследовании влияния буферного слоя *por*-Si на особенности гетероэпитаксиального роста и физические свойства гетероструктур на основе соединений $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ с наноклончатой морфологией пленки.

2. Материалы и методы

Для исследования влияния буферного слоя *por*-Si на особенности гетероэпитаксиального роста и физические свойства гетероструктур на основе соединений $(\text{In,Ga})\text{N}/\text{Si}$ с наноклончатой морфологией пленки в едином эпитаксиальном процессе была выращена серия тестовых образцов. Были получены два типа образцов гетероструктур: $(\text{In,Ga})\text{N}/\text{Si}(111)$ (образец *a_cryst*) и $(\text{In,Ga})\text{N}/\text{por-Si}/\text{Si}(111)$ (образец *a_por*).

Буферный слой пористого кремния в структуре *a_por* мы получали методом электрохимического травления монокристаллических пластин кремния ориентации (111) в спиртовом растворе плавиковой кислоты по стандартной методике [13–15]. Толщина пористого слоя составляла ~ 30 нм. Средний размер пор 5–10 нм.

Слой $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ с наноклончатой морфологией пленки выращивались методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота (МПЭ ПА) на установке промышленного типа Veeco Gen 200 на подложках, прошедших предварительную химическую подготовку по методу Шираки. Удаление защитного слоя оксида кремния с подложек осуществлялось во время их отжига в ростовой камере при температуре подложки $T_S = 850^\circ\text{C}$ в течение 30 мин. Слой $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ толщиной ~ 150 нм выращивался при постоянных значениях температуры подложки $T_S = 400^\circ\text{C}$ в единичных стехиометрических условиях роста при равных соотношениях потоков металлов третьей группы ($F_{\text{III}} = F_{\text{Ga}} + F_{\text{In}}$) и активированного азота $F_{\text{III}} \sim F_{\text{N}} \sim 0.06$ мкм/ч, где поток индия составлял $F_{\text{In}} \sim 0.02$ мл/с, поток галлия — $F_{\text{Ga}} \sim 0.04$ мл/с.

Микроскопические исследования качества гетероинтерфейсов были выполнены на электронном микроскопе Libra 120 Carl Zeiss. Изучение морфологии поверхности проводили с использованием сканирующего зондового микроскопа Femtoscan-001 NT MDT в режиме атомно-силовой микроскопии.

Рентгенофазовый анализ полученных образцов проводили методом рентгеновской дифракции, с использованием дифрактометра ДРОН 4-07 с кобальтовой трубкой $\text{CoK}_\alpha = 1.790 \text{ \AA}$.

Структурное качество образцов, определение параметров решеток твердых растворов (кривые качания), а также анализ ориентации полученных наноклонн с использованием полюсных фигур проводили методом рентгеновской дифракции на дифрактометре Seifert 3003 HR с четырехкружным гониометром и монохроматизированным излучением меди с длиной волны $\text{CuK}_{\alpha 1} = 1.5405 \text{ \AA}$.

Концентрации элементов в твердом растворе 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 Esoria-3000 (Корея). Планарные серебряные контакты толщиной 30 нм были нанесены на пленки методом магнетронного напыления.

3. Экспериментальные результаты

3.1. Электрофизические измерения

Измерения типа проводимости, концентраций, а также подвижности носителей заряда методом Ван дер Пау

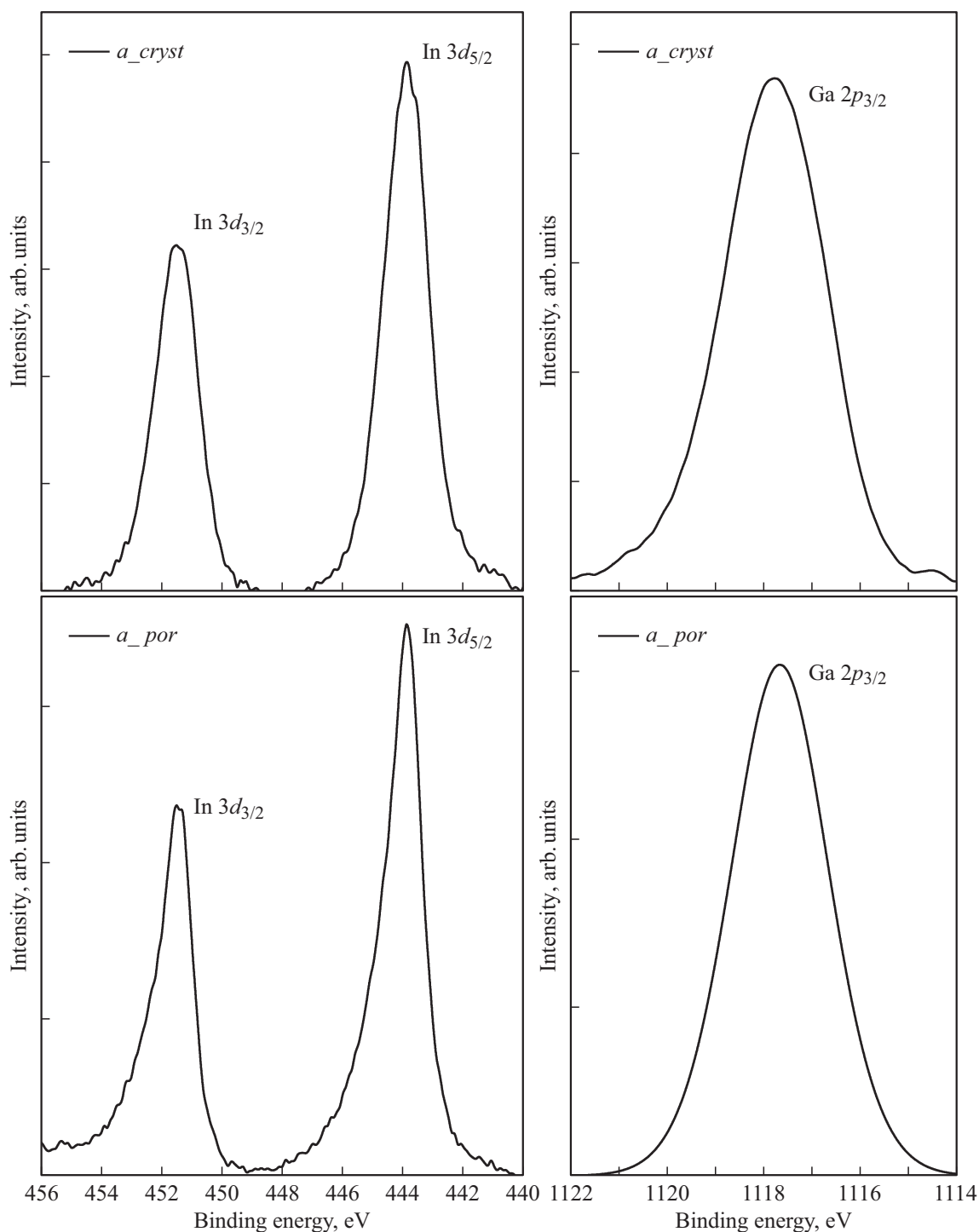


Рис. 1. Результаты XPS-спектроскопии.

при комнатной температуре показали, что нанокolonчатая пленка $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ для образцов обоих типов имеет *p*-тип проводимости. При этом величина холловской концентрации примеси находится на уровне $(3.0\text{--}3.64) \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, а подвижность носителей заряда $\sim 104 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ (табл. 1). Отметим, что если подвижность носителей для образцов находится на одном уровне, то концентрация носителей заряда в слое, вы-

ращенном на пористом кремнии *por-Si*, на $\sim 20\%$ выше, чем для слоя на *c-Si*.

3.2. Фазовый анализ

Используя приставку для рентгеновского микроанализа к электронному микроскопу, мы определили концентрации элементов, входящих в состав нанокolonчатой

Таблица 1. Описание образцов и результаты электрофизических методов измерений

Образец	Состав, x	Концентрация носителей заряда, см^{-3}	Подвижность, $\text{см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$
a_cryst	0.32	$3.00 \cdot 10^{19}$	104.7
a_por	0.34	$3.64 \cdot 10^{19}$	103.4

структуры. Для анализа использовалось ускоряющее напряжение электронов 10 кВ и исследовались участки образца порядка 750×750 мкм. Эффективная глубина микроанализа составила ~ 0.25 мкм. Эксперимент показал, что концентрация атомов индия в твердом растворе находится на уровне 31–33% для обоих образцов. С применением метода рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (XPS), которая позволяет исследовать химический состав поверхности, мы уточнили концентрации атомов в твердом растворе $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$. XPS спектры $\text{Ga}2p_3$ и $\text{In}3d_5$ приведены на рис. 1. Как видно из экспериментальных данных, максимум $\text{Ga}2p_3$ расположен около 1117.0 эВ, в то время как $\text{In}3d_5$ дублет около 444.2 и 452 эВ соответственно.

Как показано в работе [16], содержание индия в пленке может быть рассчитано на основе следующего соотношения:

$$X_{\text{In}} = \frac{I_{\text{In}3d_5}/F_{\text{In}3d_5}}{I_{\text{In}3d_5}/F_{\text{In}3d_5} + I_{\text{Ga}2p_3}/F_{\text{Ga}2p_3}}, \quad (1)$$

где I — интегральная интенсивность фотоэлектронных максимумов соответствующих линий в спектре, F — фактор чувствительности ($F_{\text{Ga}2p_3} = 2.75$ и $F_{\text{In}3d_5} = 4.53$). Определенные на основе соотношения (1) значения концентрации атомов In составили $x_{a_cryst} = 0.32$ и $x_{a_por} = 0.34$ для образцов a_cryst и a_por соответственно (см. табл. 1), что весьма хорошо согласуется с данными микроанализа.

Следует отметить, что исходя из анализа XPS спектров $\text{In}3d_5$, поверхность наностолбиков $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ имеет окисление, о чем свидетельствует асимметричная форма дублета $\text{In}3d_5$. При этом степень окисления наноколонн $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, выращенных на пористом кремнии (образец a_por), немного выше, чем для образца, выращенного на кристаллическом кремнии.

3.3. Результаты растровой электронной и атомно-силовой микроскопии (АСМ)

Микроскопия сколов гетероструктур, выполненная с помощью электронного микроскопа, позволила уточнить толщину слоя и оценить полученную наноколончатую структуру. Как видно из полученных данных (рис. 2), наноколончатый слой, выращенный на кристаллическом кремнии, имеет толщину ~ 170 нм, в то время как на пористом слое его толщина составила ~ 140 нм. Кроме

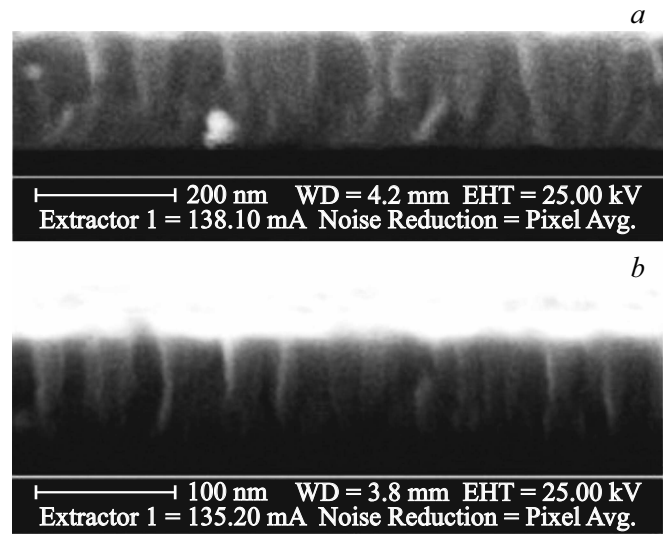


Рис. 2. Результаты исследований сколов гетероструктур методом электронной микроскопии: a — образец a_cryst ; b — образец a_por .

того, хорошо видно, что при росте на пористом слое степень коалесценции наноколонн $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ значительно выше.

Эти данные находятся в хорошем согласии с результатами атомно-силовой микроскопии, представленной на рис. 3. Эксперимент показывает, что плотность наноколонн $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на микроучастках поверхности значительно выше для образца, выращенного на слое пористого кремния. Кроме того, анализ формы распределения размеров наноколонн $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на поверхности двух типов образцов (рис. 3) показывает, что в случае эпитаксиального роста такой структуры на por -Si подавляющее количество наноколонн ($> 75\%$) имеют размер ~ 40 нм, в то время как при росте на c -Si размер наноколонн статистически варьируется в пределах 20–60 нм.

3.4. Дифрактометрические исследования

Применение рентгеновской дифрактометрии позволяет надежно определять параметры кристаллической решетки эпитаксиальных слоев в гетероструктуре, а также их релаксацию [17–19].

На рис. 4 приведены обзорные дифрактограммы для исследованных образцов a_cryst и a_por . Хорошо заметно, что на дифрактограммах обоих гетероструктур наиболее интенсивной линией является дифракция от плоскости (111) подложки Si. Что же касается остальных максимумов, то они являются дифракционными рефлексами (0002) и (0004) твердого раствора $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($x \sim 0.33$) с вюрцитной симметрией кристаллической решетки.

Следует отметить, что на малых углах дифракции у образцов наблюдается низкоинтенсивный галообразный

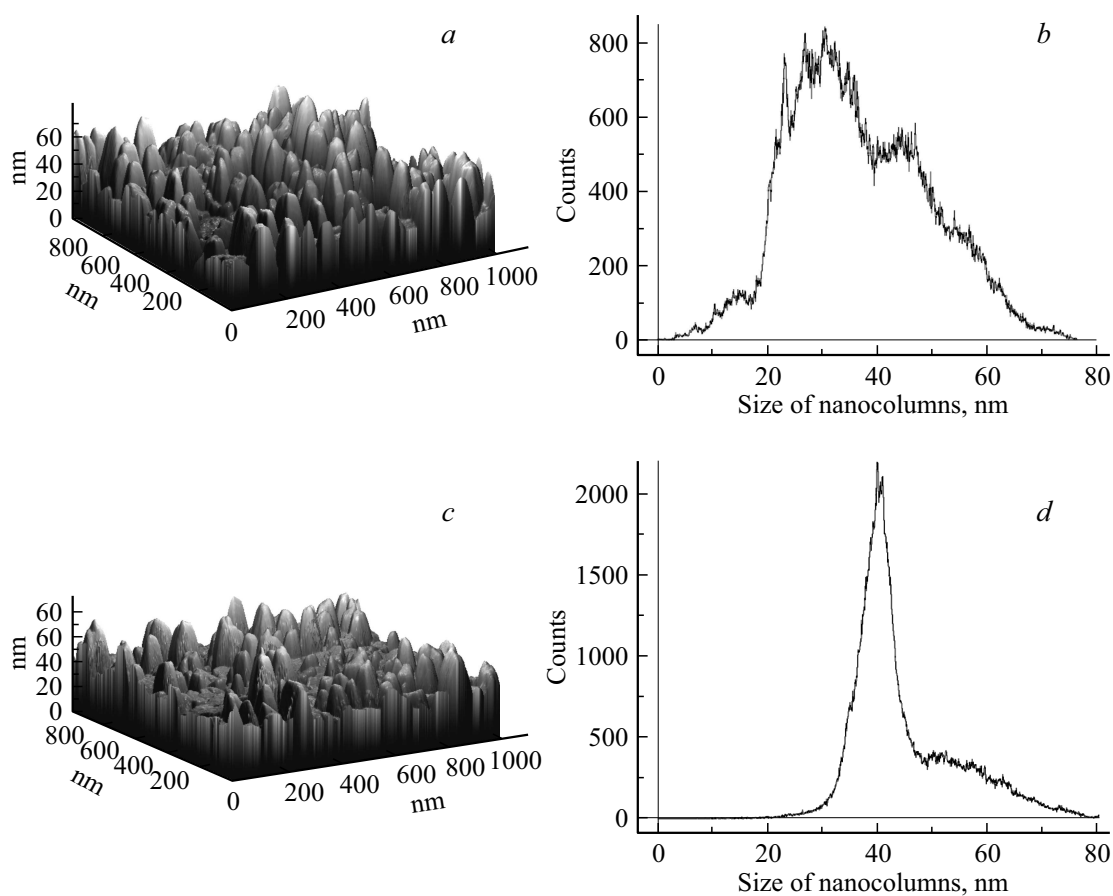


Рис. 3. Результаты атомно-силовой микроскопии. *a* — рельеф поверхности образца *a_cryst*; *b* — распределение размеров наноколонн $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на поверхности образца *a_cryst*; *c* — рельеф поверхности образца *a_por*; *d* — распределение размеров наноколонн $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на поверхности образца *a_por*.

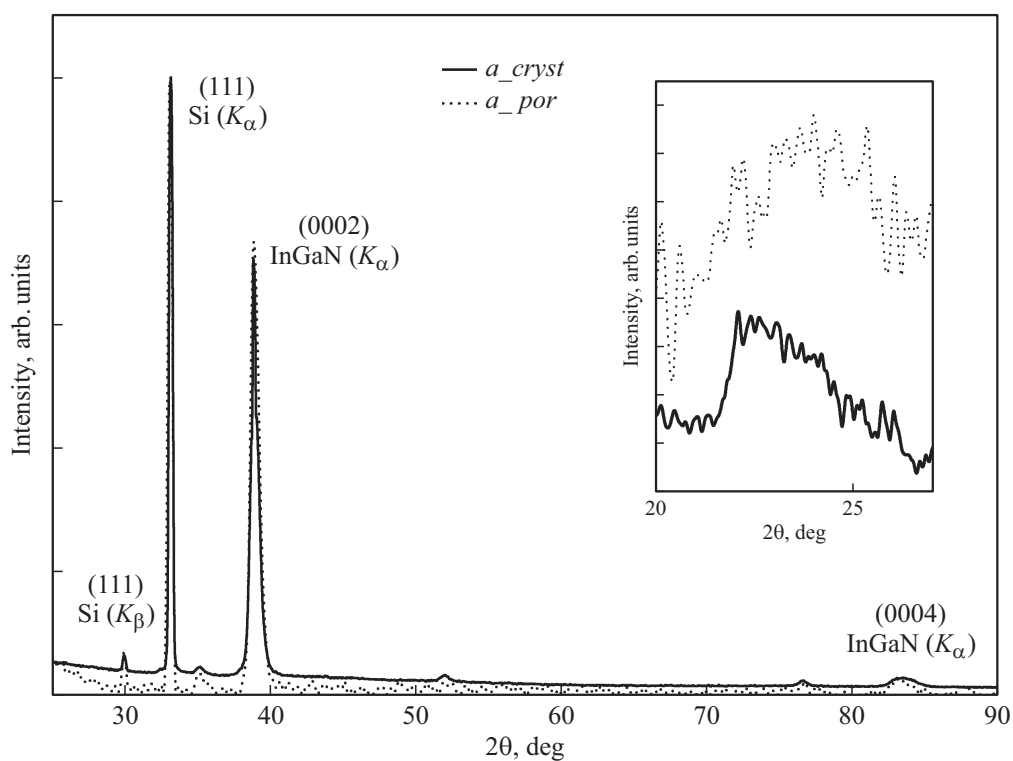


Рис. 4. Обзорная дифракция образцов гетероструктур.

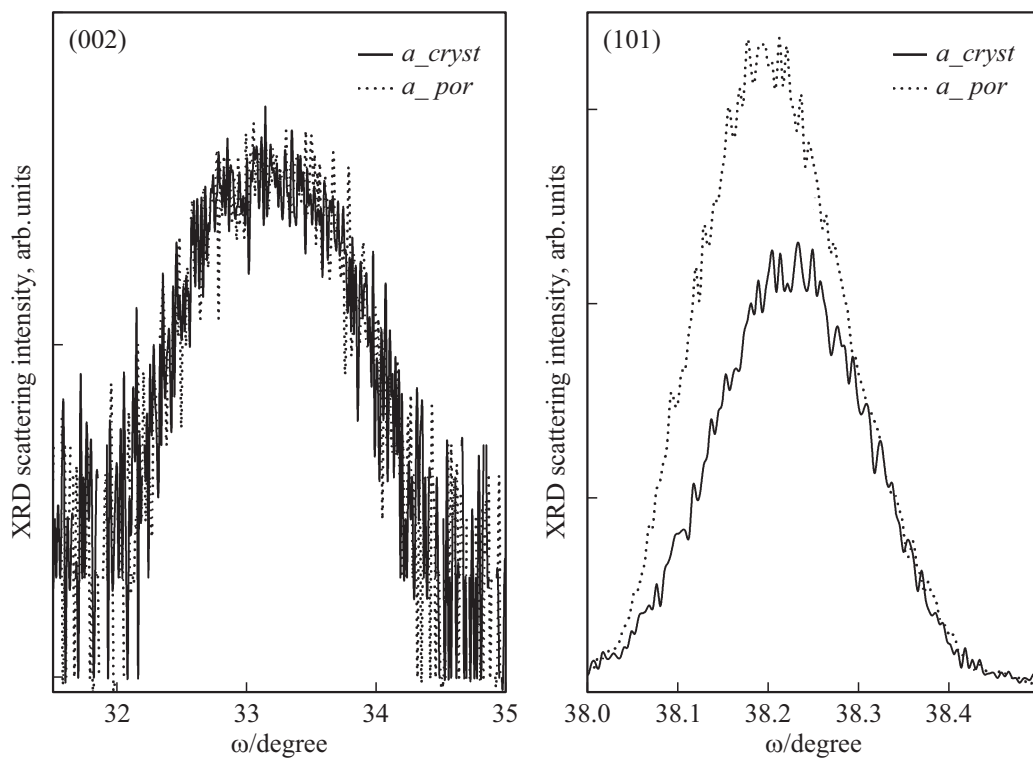


Рис. 5. Экспериментальные кривые качания для исследованных образцов в геометрии $2\theta-\omega$. *a* — скан для рефлекса (0002); *b* — скан для рефлекса (10 $\bar{1}$ 1).

фон, что свидетельствует о существовании аморфной фазы в составе эпитаксиальной пленки (см. вставку к рис. 4). Учитывая, что интенсивность этой дифракции выше для образца *a_por*, можно доподлинно утверждать, что объем аморфной фазы больше для гетероструктуры, выращенной на слое пористого кремния *por-Si*.

Хорошо известно, что основные параметры, характеризующие кристаллическую структуру наноклончатой пленки $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, такие как параметры решетки, их несоответствие параметрам монокристаллической подложки и возникающие в этом случае напряжения, могут быть определены из прямых измерений кривых качания.

На рис. 5 представлены экспериментальные кривые качания для исследованных образцов в геометрии $2\theta - \omega$.

Симметричный скан был выполнен для рефлекса (0002), а асимметричный для отражения (10 $\bar{1}$ 1).

Используя уравнение Бреггов $2d_{hk(k+l)l} \sin \theta = n\lambda$ из данных для симметричного рефлекса (0002) и соотношения $d_{000l} = \frac{c}{l}$ можем найти параметр *c*.

Далее, используя рассчитанное значение параметра *c*, а также данные асимметричного отражения (10 $\bar{1}$ 1) и соотношение

$$d_{hk-(k+l)l} = \frac{1}{\sqrt{\frac{4}{3a^2}(h^2 + k^2 + hk) + \frac{l^2}{c^2}}}, \quad (2)$$

можем найти параметр *a*.

Рассчитанные параметры кристаллических решеток представлены в табл. 2.

Для напряженной вюрцитной гетероструктуры $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ компоненты деформации ϵ_{xx} и ϵ_{zz} (параллельный и перпендикулярный к поверхности пленки) определяются как

$$\epsilon_{xx} = \frac{a - a_0(x)}{a_0(x)}, \quad \epsilon_{zz} = \frac{c - c_0(x)}{c_0(x)}, \quad (3)$$

где *a* и *c* — измеренные параметры решетки, тогда как $a_0(x)$ и $c_0(x)$ — полностью релаксированные параметры решетки.

Зависимость для параметров решеток твердого раствора $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, а также для коэффициента Пуассона может быть записана в виде линейного закона Вегарда по методике, аналогичной той, которая была многократно использована в наших предыдущих работах [20,21]:

$$\begin{aligned} c_0(x) &= c_0^{\text{GaN}} + (c_0^{\text{InN}} - c_0^{\text{GaN}})x, \\ a_0(x) &= a_0^{\text{GaN}} + (a_0^{\text{InN}} - a_0^{\text{GaN}})x, \\ v &= 0.210 + (0.399 - 0.210)x, \end{aligned} \quad (4)$$

где $c_0^{\text{GaN}} = 5.1850 \text{ \AA}$, $a_0^{\text{GaN}} = 3.1892 \text{ \AA}$, $c_0^{\text{InN}} = 5.7233 \text{ \AA}$, $a_0^{\text{InN}} = 3.5378 \text{ \AA}$, $v^{\text{GaN}} = 0.210$, $v^{\text{InN}} = 0.399$. Здесь параметры решеток и коэффициенты Пуассона бинарных соединений, рассчитанные из констант тензора упругих напряжений C_{ij} , приведены на основе данных [22] и

Таблица 2. Результаты рентгеноструктурного анализа

	Параметры		ϵ_{xx}	ϵ_{zz}	$\rho_{\text{screw}}^{\circ}$ см ⁻¹	$\rho_{\text{edge}}^{\circ}$ см ⁻¹	Искажение
	<i>c</i>	<i>a</i>					
<i>a_{cryst}</i>	5.4005	3.0178	-0.087	$7.06 \cdot 10^{-3}$	$3.15 \cdot 10^{10}$	$1.97 \cdot 10^9$	-0.081
<i>a_{por}</i>	5.4156	3.0253	-0.086	$7.04 \cdot 10^{-3}$	$3.10 \cdot 10^{10}$	$1.60 \cdot 10^9$	-0.082

практически совпадают с наиболее часто используемыми значениями [23,24].

Основываясь на теории упругости, деформация в плоскости роста ϵ_{xx} связана линейно с деформацией в направлении роста ϵ_{zz} через соотношение:

$$D = \frac{\epsilon_{zz}}{\epsilon_{xx}}, \quad (5)$$

где *D* — коэффициент дисторсии (искажения) [25].

Рассчитанные нами с учетом (3)–(5) значения компонент деформации ϵ_{xx} и ϵ_{zz} , а также величина коэффициента дисторсии, возникающей в наноклончатом слое, приведены в табл. 2.

Эпитаксиальный рост $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ в виде наноклончатой структуры, а также разница в параметрах решетки подложки и твердого раствора и коэффициентах их теплового расширения во время роста приводят к появлению большого числа дефектов в виде краевых и винтовых дислокаций. Эти дислокации проходят вдоль оси *c* кристаллической решетки, а их векторы Бюргерса характеризуют искажения, вызванные в кристаллической решетке дислокациями [26]. Как уже было сказано ранее, дислокации играют важную роль в релаксации напряжений кристаллических решеток при создании финальных оптоэлектронных устройств.

Ввиду того что появление различных по типу дислокаций вызывает уширение дифракционных рефлексов, для того чтобы оценить плотность дислокаций в $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, зачастую используют данные рентгеновских кривых качания.

Для расчета плотности краевых дислокаций используют асимметричный скан, в то время как для оценки плотности винтовых дислокаций применяют симметричное отражение [26].

В соответствии с данными работ [27,28] плотность дислокаций может быть вычислена исходя из следующего соотношения:

$$\begin{aligned} \rho_{\text{Dis}} &= \rho_{\text{edge}} + \rho_{\text{screw}}, \\ \rho &= \frac{\beta_{(hkl)}^2}{4.35b^2}, \\ b_{\text{screw}}^2 &= 2.65 \cdot a_0^2(x), \\ b_{\text{edge}}^2 &= 1.3a_0^2(x). \end{aligned} \quad (6)$$

Здесь $a_0^2(x)$ — ненапряженный параметр твердого раствора $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ с составом *x*.

Величины векторов Бюргерса b_{screw} и b_{edge} для $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ вычислены на основе предложенных в [28] подходов и линейного закона Вегарда для параметров решетки (4).

Рассчитанная плотность краевых и винтовых дислокаций для исследованных в работе образцов представлена в табл. 2.

Хорошо известно, что для $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ типичная плотность винтовых дислокаций, характеризующихся вектором Бюргерса $\langle 001 \rangle$, имеет величину $10^8 - 10^{10}$ см⁻², а краевых (вектор Бюргерса $1/3\langle 110 \rangle$) $\sim 10^8 - 10^9$ см⁻². Сравнивая полученные нами результаты и уже известные литературные данные можно отметить, что плотность дислокаций в слое $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ с наноклончатой морфологией лежит на границе значений, характерных для эпитаксиального сплошного слоя $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$.

3.5. Полусные фигуры

Для того чтобы определить симметрию и кристаллографическую ориентацию наноклонок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ выращенных на подложке *c-Si* и подложке с пористым слоем *por-Si*, мы провели измерение полюсных фигур для (111) рефлекса Si, (0002) и (10 $\bar{1}2$) рефлексов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$. Экспериментальные данные представлены на рис. 6. Как видно из полученных результатов для обоих образцов распределения интенсивности рентгеновского луча на полюсной фигуре около отражения (111) от Si и (0002) отражения от InGaN расположены в центрах полюсных фигур и никаких других рефлексов не наблюдается. Это означает, что ось *c* наностолбиков $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ перпендикулярна плоскостям Si(111).

Что же касается полюсной фигуры (10 $\bar{1}2$), то для обоих образцов характерно присутствие на ней трех внутренних рефлексов (при меньших χ_i), которые соответствуют отражению от (220) плоскости Si, а также шести внешних более интенсивных отражений от (10 $\bar{1}2$) плоскости $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$. Одновременное присутствие рефлексов $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ и Si обусловлено близостью межплоскостных расстояний. Исходя из распределения интенсивностей рентгеновского отражения на полюсной фигуре (10 $\bar{1}2$) следует, что в реальном пространстве направления $\langle \bar{1}10 \rangle$ в кремнии параллельны $\langle 100 \rangle$ направлениям в $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$. Другими словами, для обоих образцов подложка Si задает ориентацию растущей наноклончатой структуры.

Обратим внимание на то, что интенсивность рефлексов (220) Si по отношению к интенсивности отражений

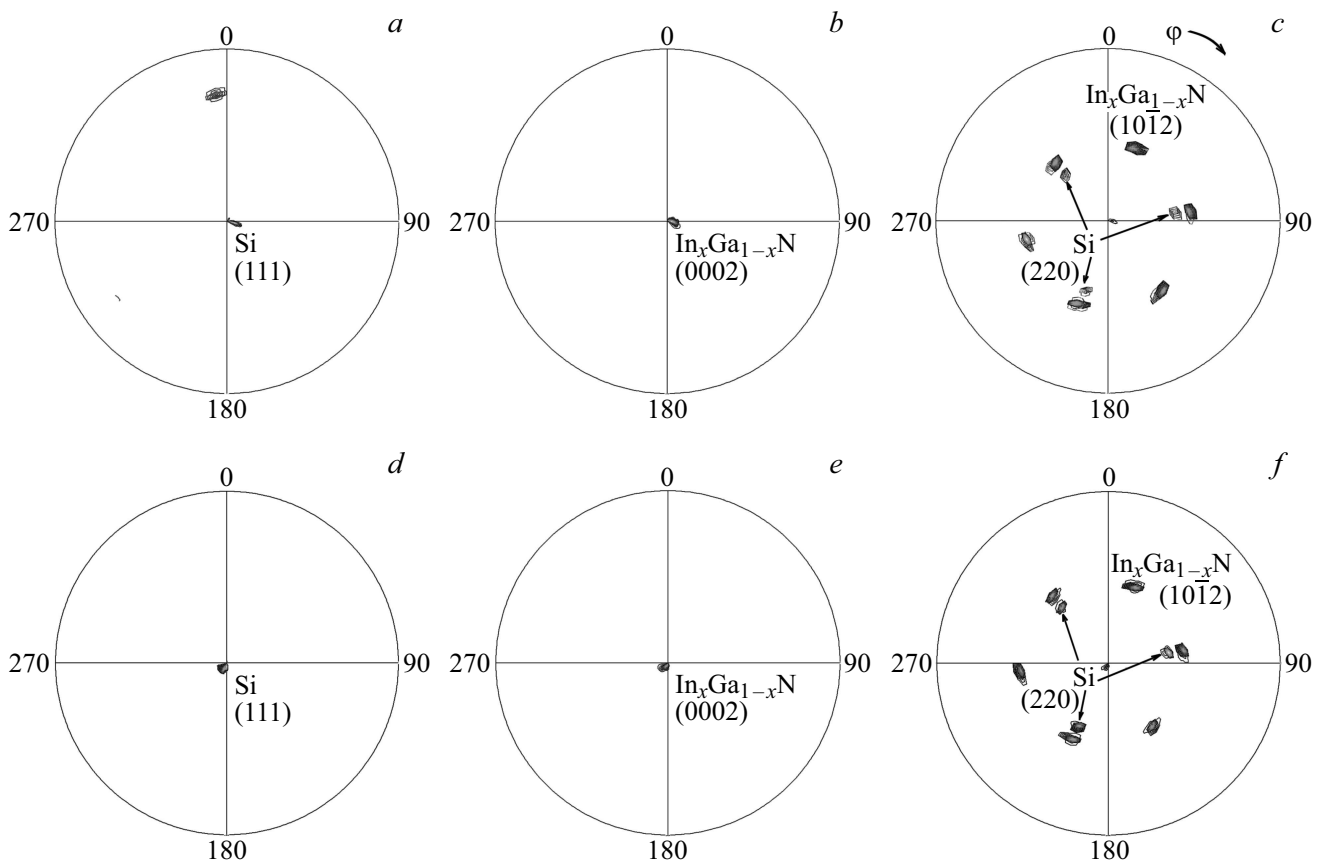


Рис. 6. Экспериментальные полюсные фигуры: (a, d) — (111) рефлекс Si; (b, e) — (0002) рефлекс $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$; (c, f) — $(10\bar{1}2)$ рефлекс $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$. (a, b, c) — образец a_cryst ; (d, e, f) — образец a_por .

от $(10\bar{1}2)$ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ у образца a_por значительно выше, чем для образца a_cryst . Это позволяет предположить, что направление преимущественной ориентации роста нанокколонок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ближе к направлению ориентации подложки у гетероструктуры, выращенной на пористом слое $por\text{-Si}$ (образец a_por).

Следует также отметить, что ширина $(10\bar{1}2)$ брэгговских отражений для $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ значительно больше, чем у брэгговских отражений (220) от подложки Si. Это означает, что кристаллографическая однородность нанокколонок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ хуже по отношению к кристаллографической однородности подложки Si, что в общем-то и не вызывает сомнений. При этом полуширина брэгговских отражений для слоя $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ выращенного на $por\text{-Si}$, меньше, чем полуширина аналогичного рефлекса для слоя $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, выращенного на $c\text{-Si}$.

4. Заключение

С использованием метода молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота на подложке Si(111) и $por\text{-Si}(111)$ нами были выращены интегрированные гетероструктуры с нанокolonчатой морфологией пленки $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$. С привлечением комплекса структурных и микроскопических методов анализа (высокоразре-

шающая рентгеновская дифракция, сканирующая электронная и атомно-силовая микроскопия) были получены следующие результаты.

Полученная нанокolonчатая пленка $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ имеет вюрцитную симметрию кристаллической решетки и состав $x \sim 0.33$. Состав нанокколонок подтвержден тремя независимыми методами: рентгеновского микроанализа, фотоэлектронной и фотолюминесцентной спектроскопии. Эпитаксиальный слой $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ имеет p -тип проводимости, при этом величина холловской концентрации примеси находится на уровне $(3.0\text{--}3.64) \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, а подвижность носителей заряда $\sim 104 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$. Однако при одинаковом уровне подвижности носителей заряда для обоих образцов концентрация носителей заряда на $\sim 20\%$ выше для пленки, выращенной на пористом кремнии.

Результаты АСМ показали, что плотность нанокolonн $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на микроучастках поверхности значительно выше для образца a_por , выращенного на слое пористого кремния. При этом рост нанокolonчатой структуры на слое пористого кремния приводит к тому, что средний размер более чем на 75% нанокolonн составляет $\sim 40 \text{ нм}$, в то время как при росте на подложке кристаллического кремния размер нанокolonн на поверхности статистически варьируется в пределах 20–60 нм.

Расчет, выполненный из данных рентгеновских кривых качания, показал, что рост наноклонн $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на пористом слое приводит к снижению величины компонент деформации ε_{xx} и ε_{zz} , а также плотности краевых и винтовых дислокаций по сравнению с величинами аналогичных коэффициентов для слоя $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на монокристаллическом Si. Снижение плотности краевых дислокаций для образца на пористом слое отмечено на уровне 25% по сравнению с гетероструктурой на кристаллическом кремнии Si(111).

Результаты исследования рентгеновских полюсных фигур показали, что для обоих образцов подложка Si задает ориентацию растущей наноклончатой структуры. Однако преимущественная ориентация роста наноклонок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ближе к направлению ориентации подложки у гетероструктуры, выращенной на пористом слое Si. Кристаллографическая однородность наноклонок $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$, выращенных на пористом слое, лучше, чем для $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ на монокристаллической подложке Si.

Таким образом, на основании комплекса полученных данных можно сделать вывод, что описанный нами подход к интеграции $\text{A}^{\text{III}}\text{N}$ соединений и кремниевой подложки имеет высокий потенциал и достаточно эффективно может быть внедрен в стандартные технологии оптоэлектроники.

Работа выполнена при поддержке гранта президента РФ МД-188.2017.2. Ростовые эксперименты проводились в рамках выполнения государственного задания Министерства образования и науки Российской Федерации № 16.9789.2017/БЧ. Работа в части исследований управления морфологией и составом монокристаллической и пористой подложек выполнена при финансовой поддержке ФТИ им. А.Ф. Иоффе В части диагностики интегрированных структур работа поддержана грантом № 11.4718.2017/8.9 Министерства образования и науки России в рамках государственного задания вузам в сфере научной деятельности на 2017–2019 гг.

We acknowledge the Karlsruhe Nano Micro Facility (KNMF, www.kit.edu/knmf) of the Forschungszentrum Karlsruhe for provision of access to instruments at their laboratories.

Список литературы

- [1] C. Li, Z. Ji, J. Li, M. Xu, H. Xiao, X. Xu. *Sci. Rep.*, **7**, 15301 (2017).
- [2] S. Albert, A. Bengoechea-Encabo, P. Lefebvre, M.A. Sanchez-Garcia, E. Calleja, U. Jahn, A. Trampert. *Appl. Phys. Lett.*, **99**, 131108 (2011).
- [3] S. Keating, M.G. Urquhart, D.V.P. McLaughlin, J.M. Pearce. *Cryst. Growth. Des.*, **11**, 565 (2011).
- [4] A. Kikuchi, M. Tada, K. Miwa, K. Kishino. *Proc. Integrated Optoelectronic Devices* (San Jose, California, United States, 2006) v. 6129, p. 612905.
- [5] W. Zhang, X. Zhang, Y. Wang, F. Hu. *Opt. Mater.*, **72**, 422 (2017).
- [6] T. Kano, J. Yoshida, R. Miyagawa, Y. Mizuno, T. Oto, K. Kishino. *Electron. Lett.*, **51**, 2125 (2015).
- [7] K. Vanhollebeke, I. Moerman, P. Van Daele, P. Demeester. *Prog. Cryst. Growth. Charact. Matters*, **41**, 1 (2000).
- [8] S. Shetty, S.M. Shivaprasad. *Proc. IEEE 2nd International Conference on Emerging Electronics (ICEE)* (Bangalore, India, 2014) p. 1.
- [9] C. Hahn, Z. Zhang, A. Fu, C.H. Wu, Y.J. Hwang, D.J. Gargas, P. Yang. *ACS Nano*, **5**, 3970 (2011).
- [10] P.V. Seregin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, I.N. Arsenyev, A.V. Zhabotinskiy, D.N. Nikolaev. *Phys. E. Low-Dim. Syst. Nanostructures*, **97**, 218 (2018).
- [11] P.V. Seregin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, I.N. Arsenyev, D.N. Nikolaev, A.V. Zhabotinskiy. *Phys. B: Condens. Matter*, **530**, 30 (2018).
- [12] P.V. Seregin, A.S. Lenshin, V.M. Kashkarov, A.N. Lukin, I.N. Arsenyev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. *Mater. Sci. Semicond. Proc.*, **39**, 551 (2015).
- [13] A.S. Lenshin, P.V. Seregin, B.L. Agapov, D.A. Minakov, V.M. Kashkarov. *Mater. Sci. Semicond. Proc.*, **30**, 25 (2015).
- [14] A.S. Len'shin, V.M. Kashkarov, P.V. Seregin, B.L. Agapov, D.A. Minakov, V.N. Tsipenyuk, E.P. Domashevskaya. *Techn. Phys.*, **59**, 224 (2014).
- [15] V.M. Kashkarov, A.S. Len'shin, P.V. Seregin, B.L. Agapov, V.N. Tsipenyuk. *J. Surf. Investig. X-ray Synchrotron Neutron Techn.*, **6**, 776 (2012).
- [16] Z.L. Fang, Q.F. Li, X.Y. Shen, H. Xiong, J.F. Cai, J.Y. Kang, W.Z. Shen. *J. Appl. Phys.*, **115**, 043514 (2014).
- [17] P.V. Seregin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, A.S. Lenshin, M.S. Smirnov, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **46**, 719 (2012).
- [18] P.V. Seregin, V.E. Ternovaya, A.V. Glotov, A.S. Len'shin, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov, H. Leiste, T. Prutskiy. *Phys. Solid State*, **55**, 2161 (2013).
- [19] P.V. Seregin, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, T. Prutskiy. *Semiconductors*, **47**, 1 (2013).
- [20] P.V. Seregin, A.S. Lenshin, A.V. Glotov, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov, T. Prutskiy, H. Leiste, M. Rinke. *Semiconductors*, **48**, 1094 (2014).
- [21] P.V. Seregin, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich. *Semiconductors*, **47**, 7 (2013).
- [22] S. Adachi. *Properties of semiconductor alloys: group-IV, III-V and II-VI semiconductors*, ed. by P. Capper, S. Kasap, A. Willoughby (U.K., Wiley, 2009).
- [23] M.A. Moram, Z.H. Barber, C.J. Humphreys. *J. Appl. Phys.*, **102**, 023505 (2007).
- [24] A.F. Wright. *J. Appl. Phys.*, **82**, 2833 (1997).
- [25] P.V. Seregin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, A.L. Stankevich, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **44**, 1106 (2010).
- [26] I. Booker, L. Rahimzadeh Khoshroo, J.F. Woitok, V. Kaganer, C. Mauder, H. Behmenburg, J. Gruis, M. Heuken, H. Kalisch, R.H. Jansen. *Phys. Status Solidi C*, **7**, 1787 (2010).
- [27] T. Metzger, R. Höppler, E. Born, O. Ambacher, M. Stutzmann, R. Stömmer, M. Schuster, H. Göbel, S. Christiansen, M. Albrecht, H.P. Strunk. *Philos. Mag. A*, **77**, 1013 (1998).
- [28] S.K. Hong, T. Yao, B.J. Kim, S.Y. Yoon, T.I. Kim. *Appl. Phys. Lett.*, **77**, 82 (2000).

Редактор Г.А. Оганесян

The effect of *por*-Si buffer layer on the structure and morphology of $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{Si}(111)$ epitaxial heterostructures

*P.V. Seredin*¹, *D.L. Goloshchapov*¹, *D.S. Zolotukhin*¹,
*M.A. Kondrashin*¹, *A.S. Lenshin*¹, *Yu.Yu. Khudyakov*¹,
*A.M. Miserov*², *I.N. Arsentyev*³, *A.N. Beltiukov*⁴,
*Harald Leiste*⁵, *Monica Rinke*⁵

¹ Voronezh State University,
394006 Voronezh, Russia

² St. Petersburg National Research Academic University
of the Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

³ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

⁴ Physico-Technical Institute of the Ural Branch
of the Russian Academy of Science,
426000 Izhevsk, Russia

⁵ Karlsruhe Nano Micro Facility,
76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany

Abstract We demonstrate successful growth of the $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ nanorods layer on traditional and compliant, with preformed nanoporous Si layer, *c*-Si(111) substrates by plasma-assisted molecular beam epitaxy. Usage of the structural and microscopic analysis methods revealed that $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ nanocolumns grown on porous Si layer have some advantages in comparison with ones, grown on traditional *c*-Si substrate. *Por*-Si layer better defines preferential $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ nanocolumns growth orientation closer to Si(111) substrate orientation. Moreover, *por*-Si layer helps to achieve nanocolumns with higher crystalline homogeneity and more unified lateral diameters distribution (~ 40 nm) in comparison with ones, grown on traditional *c*-Si substrate. Usage of the compliant substrate with *por*-Si layer leads to a decrease in the value of the ε_{xx} and ε_{zz} strain components, and helps to suppress edge and screw threading dislocation generation through the growth which results in better crystalline quality of $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{por}\text{-Si}(111)$ layer in comparison with $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{c}\text{-Si}(111)$ ones. $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{por}\text{-Si}(111)$ layer showed 20% higher carrier concentration and 25% more intensive photoluminescence spectra than $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{c}\text{-Si}(111)$ layer.