

Спектроскопические исследования интегрированных гетероструктур GaAs/Si

© П.В. Середин^{1,2}, Д.Л. Голощапов¹, И.Н. Арсентьев³, Д.Н. Николаев³, Н.А. Пихтин³, С.О. Слипченко³

¹ Воронежский государственный университет,
394018 Воронеж, Россия

² Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
620002 Екатеринбург, Россия

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

E-mail: paul@phys.vsu.ru, arsentyev@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 3 сентября 2020 г.

В окончательной редакции 10 сентября 2020 г.

Принята к публикации 10 сентября 2020 г.

Целью работы являлось исследование влияния нового типа податливых подложек на основе сверхструктурного слоя (SL) AlGaAs и слоя протопористого кремния (proto-Si), сформированного на *c*-Si, на оптические свойства эпитаксиального слоя GaAs, выращенного методом МОС-гидридной эпитаксии. Впервые показано, что низкотемпературный рост высококачественных эпитаксиальных пленок GaAs может быть реализован за счет использования податливых подложек SL/proto-Si. Введение SL в состав податливой подложки в дополнение к proto-Si позволяет нивелировать ряд негативных эффектов низкотемпературного роста, снизить уровень напряжений в эпитаксиальном слое, защитить от автолегирования атомами кремния, сократить число технологических операций по росту переходных буферных слоев, улучшить структурные и морфологические характеристики эпитаксиального слоя, а также достичь хороших оптических характеристик слоя. Проведены исследования полученных гетероструктур GaAs/Si методами рамановской спектроскопии, фотолюминесценции, спектроскопии оптического пропускания-отражения. Полученные данные послужат важным материалом для понимания основ физики и технологии интегрированных гетероструктур A^{III}B^V/Si, способствуя их применению в устройствах оптоэлектроники.

Ключевые слова: гетероструктура GaAs/Si, податливая подложка, proto-Si, сверхструктурный слой, рамановская спектроскопия, фотолюминесценция, оптические спектры

DOI: 10.21883/FTP.2021.01.50383.9519

1. Введение

Совмещение соединений A^{III}B^V, таких как полупроводники группы GaAs, с кремниевыми подложками предоставляет уникальный шанс объединить преимущества передовых полупроводниковых материалов с возможностями, развитыми кремниевой технологией. В итоге это позволит создать высокоскоростные и мощные устройства оптоэлектроники, солнечные элементы, светодиоды, лазеры и т.д. [1–3].

В ряде предыдущих работ [4–7] мы показали, что для создания гибридных гетероструктур GaAs/Si с высокими функциональными характеристиками весьма перспективно применение податливой подложки, которая представляет собой переходный нанопористый слой кремния, созданный непосредственно на монокристалле *c*-Si методом электрохимического травления. Использование податливой подложки типа proto-Si/Si позволяет добиться уникальных оптических и электрофизических характеристик гибридных гетероэпитаксиальных структур A^{III}B^V/proto-Si/Si, сочетающих лучшие транспортные и оптические характеристики разнородных материалов в одном устройстве, и в итоге снизить стоимость готовых устройств за счет сокращения числа дополнительных технологических процессов.

Еще одним технологическим приемом для создания нового типа податливых подложек может стать введение в ее состав сверхструктурных слоев (SL) A^{III}B^V. В уже выполненных нами работах [8–11] для систем полупроводниковых соединений A^{III}B^V (AlGaAs, GaInP, InGaAs и др.) удалось показать перспективность данного подхода.

Однако информации об оптических свойствах эпитаксиальных слоев GaAs, выращенных на податливой подложке SL/proto-Si, в литературе нет. Поэтому целью данной работы стали спектроскопические исследования гетероструктур A^{III}B^V/proto-Si/Si, а также сопоставление полученных результатов с достижениями при использовании технологии выращивания на стандартных подложках.

2. Материалы и методы

Исследуемые структуры выращивались методом МОС-гидридной эпитаксии (газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений, МОРС) на установке EMCORE GS3100 с реактором вертикального типа и резистивным нагревом подложкодержателя. Давление в реакторе — 77 Торр, скорость вращения подложкодержате-

ля — 1000 об/мин. В качестве источников служили триметилгаллий $\text{Ga}(\text{CH}_3)_3$, триметиалюминий $\text{Al}(\text{CH}_3)_3$ и арсин AsH_3 . В качестве газа-носителя использовался водород (H_2). Для роста структур были использованы подложки Si (100) с разориентацией 3° к (110).

Выращивание структур осуществлялось по следующей технологии.

На первом этапе аналогично тому, как это было сделано в наших предыдущих работах [5,6], на поверхности Si был сформирован протопористый слой путем травления исходной подложки в течение 1 мин в растворе следующего состава: 1 часть HF + 1 часть уксусной кислоты + 40 частей азотной кислоты.

Далее обработанная подложка Si отжигалась в AsH_3 в течение 20 мин при температуре 750°C . После этого температура понижалась в течение 7 мин до 450°C при потоке AsH_3 .

На следующем этапе были выращены эпитаксиальный слой AlAs толщиной 10 нм и GaAs толщиной 30 нм, после чего температура повышалась в течение 7 мин до 550°C при потоке AsH_3 . При этой температуре для структуры А выращивался слой GaAs толщиной 360 нм, а для структуры В был выращен сверхструктурный слой (SL) AlGaAs толщиной ~ 100 нм и сверху слой GaAs толщиной 700 нм.

Для сравнения полученных результатов мы использовали гомоэпитаксиальную структуру GaAs/GaAs, выращенную по стандартной технологии и изученную нами ранее [5]. Эта гетероструктура выращивалась при следующих условиях: температура подложкодержателя во время эпитаксиального роста — 700°C , давление в реакторе — 77 Торр, скорость вращения подложкодержателя — 1000 об/мин. В качестве исходных реагентов использовались триметилгаллий $\text{Ga}(\text{CH}_3)_3$, триметиалюминий $\text{Al}(\text{CH}_3)_3$ и арсин AsH_3 . Скорость роста GaAs составила $\sim 770 \text{ \AA}/\text{мин}$.

Рамановские спектры были получены на конфокальном рамановском микроскопе RamMix 532 со спектральным разрешением: 2 cm^{-1} в диапазоне: $200\text{--}2000 \text{ cm}^{-1}$. Возбуждение осуществлялось лазером с длиной волны $\lambda_{\text{ex}} = 532 \text{ nm}$, мощность на образце $\sim (10\text{--}50) \text{ mВт}$. Сигнал собирали с использованием объектива $50\times$.

Спектры фотолюминесценции гетероструктур получены при комнатной температуре от поверхности образцов по стандартной методике на основе монохроматора TRIAX550, охлаждаемого жидким азотом CCD-детектора, при возбуждении аргоновым лазером с длиной волны 514.5 nm . Облучаемая площадь поверхности образца составляла 1 mm^2 . Для фокусировки на поверхности использовался объектив $10\times$.

3. Экспериментальные данные и их обсуждение

3.1. Рамановская спектроскопия

Для изучения структурных особенностей эпитаксиального роста гибридных структур, полученных на по-

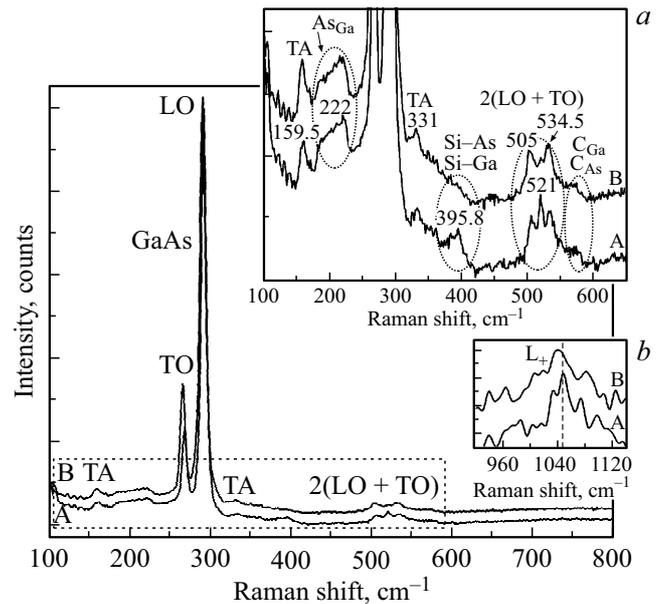


Рис. 1. Спектры рамановского рассеяния для пленок GaAs, выращенных на подложках proto-Si(100) и SL/proto-Si(100). На вставках — колебания низкой интенсивности в рамановских спектрах интегрированных гетероструктур в области $100\text{--}650$ (a) и $940\text{--}1030 \text{ cm}^{-1}$ (b).

датливых подложках двух типов, нами была использована рамановская спектроскопия. Использование рамановского рассеяния дает дополнительную, новую и иногда подробную информацию относительно свойств и кристаллического качества слоев в эпитаксиальных гетероструктурах [12–14].

Хорошо известно, что GaAs имеет структуру типа цинковой обманки, в которой на элементарную ячейку приходится два разных атома. В соответствии с тензором рамановского рассеяния в спектре GaAs должны проявиться акустические (3 типа) и оптические (3 типа) фононы. При этом правила отбора допускают появление только продольных оптических (LO) фононов с поверхности (100), оптических поперечных (TO) фононов с поверхности (110), а также LO- и TO-фононов с поверхности (111) [15]. Однако с учетом выбранной нами геометрии съемки $z(xy)z$ для эпитаксиального слоя с ориентацией (100) и структурой сфалерита разрешенными в спектре являются лишь LO-фононы, распространяющиеся вдоль нормали к (001).

На рис. 1 приведены экспериментальные спектры рамановского рассеяния для гетероструктур А и В, выращенных на податливых подложках proto-Si и SL/proto-Si.

Можно заметить, что в спектрах образцов основным высокоинтенсивным рефлексом является продольное колебание $\text{LO}_{\text{Ga-As}}$. Кроме того, в спектрах проявляются запрещенные поперечные фононы $\text{TO}_{\text{Ga-As}}$, что указывает на отклонение ориентации эпитаксиального слоя GaAs от направления (100), возникшее вследствие роста на подложке Si (100) с разориентацией от направле-

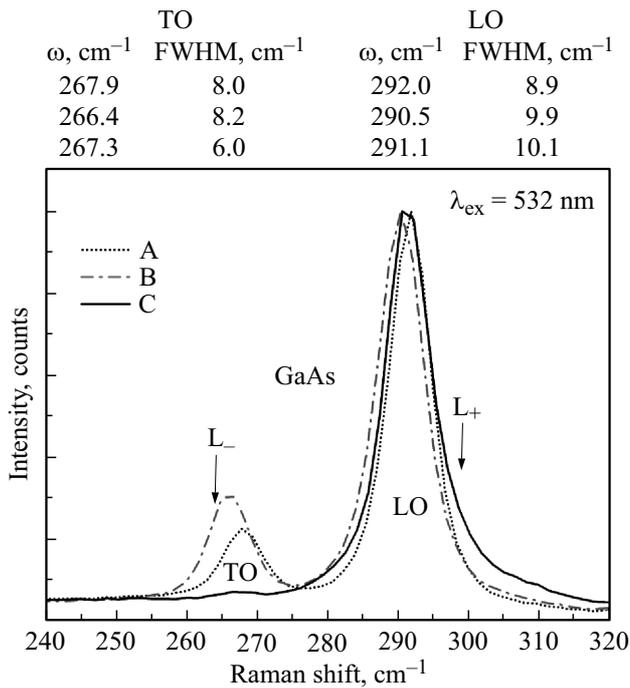


Рис. 2. Область LO- и TO-фононов в рамановском спектре эпитаксиального слоя GaAs гетероструктур А, В и гомоэпитаксиальной структуры С.

ния (100). Более детально область LO- и TO-фононов в эпитаксиальном слое GaAs представлена на рис. 2. Кроме того, для сравнения на рис. 2 представлен спектр гомоэпитаксиального образца С, выращенного по стандартной технологии. Отсутствие моды TO в спектре образца С указывает на идеальную ориентацию эпитаксиального слоя GaAs. Кроме того видно, что положение продольной и поперечной мод в пленках GaAs, выращенных на податливых подложках, сдвинуто относительно такового для гомоэпитаксиальной структуры, для которой частоты фононных мод прекрасно совпадают с известными литературными значениями для монокристалла GaAs [16]. Положения (ω) и полуширины (FWHM) полос LO- и TO-фононов отражены на рис. 2. Следует отметить, что наблюдаемая на рис. 2 асимметрия в форме LO- и TO-колебаний гомоэпитаксиального образца С связана с появлением плазмон-фононного взаимодействия L_+ и L_- . Относительно полуширины полосы LO-фононов для образцов А и В можно сказать, что она не превышает 10 cm^{-1} , и это является показателем высокого кристаллического качества выращенных пленок.

Помимо основных фононных мод в рамановских спектрах обоих образцов присутствует ряд низкоинтенсивных колебаний, которые хорошо видны на рис. 1, *a, b*. В спектрах наблюдаются акустические фононы ТА вблизи 160 и 330 cm^{-1} [17]. Появление низкоинтенсивной структуры между 500 и 530 cm^{-1} в образцах обусловлено фононным рассеянием 2-го порядка [18]. Наблюдае-

мые незначительные различия в спектрах в этой области обусловлены смещениями в геометрии рассеяния.

Колебание, локализованное вблизи 390 cm^{-1} , может быть ассоциировано с внедрением атомов Si в решетку GaAs, вследствие чего в рамановском спектре могут появляться локальные моды Si–Ga либо Si–As при 390 cm^{-1} [19]. Хорошо видно, что колебание в этой области присутствует лишь в спектре гетероструктуры А. Введение в состав податливой подложки SL защищает эпитаксиальный слой от автолегирования атомами кремния, диффундирующими из подложки.

Выращивание методом MOCVD при пониженных температурах способствует автолегированию эпитаксиальных слоев атомами углерода в процессе роста [14], в связи с чем в спектрах могут наблюдаться линии углерода. В соответствии с данными работы [20] линии углерода в спектрах рамановского рассеяния должны быть локализованы вблизи 580 cm^{-1} . Как видно из экспериментальных данных (см. рис. 1, *a*), в спектрах гетероструктур А и В в этой области наблюдается слабый отклик рассеяния, что указывает на небольшую концентрацию углерода, встроенного в кристаллическую решетку GaAs в процессе роста.

Широкая линия, наблюдаемая в рамановских спектрах в области $200\text{--}230 \text{ cm}^{-1}$, также является следствием низкотемпературного роста пленок GaAs и связана с избыточной концентрацией As, а также сопутствующих точечных дефектов, таких как антиструктурные дефекты As_{Ga} и вакансии Ga [15].

Еще одной особенностью в спектрах гетероструктур, выращенных на податливых подложках, является появление моды в области 1040 cm^{-1} (см. рис. 1, *b*). В соответствии с данными работ [18,21] это колебание является плазмоноподобной модой L_+ слоя GaAs *n*-типа проводимости, интенсивность которой зависит от концентрации свободных носителей заряда. Следует отметить, что в работе [18] интенсивность колебания в этой области спектра по отношению к интенсивности LO-моды GaAs значительно выше наблюдаемой в наших спектрах. При этом концентрация носителей заряда в [18] была на уровне $\sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$.

Как было неоднократно показано, рамановская спектроскопия является чувствительным инструментом для измерения напряжений в эпитаксиальных слоях. Происхождение напряжений может быть тепловым, т.е. связанным с различными температурными коэффициентами расширения материалов, входящих в гетеропару, или из-за температурных градиентов во время роста образца. Однако основной предпосылкой напряжений является различие в параметрах решетки материалов.

Анализ напряжений в слое может быть выполнен исходя из сдвига TO-/LO-фононной моды. При этом сдвиг будет положительным при сжимающем напряжении в слое и отрицательным при возникновении растягивающих напряжений.

Существование этих напряжений представляет собой серьезную проблему для работы устройства, так

Таблица 1. Результаты рамановской спектроскопии

Структура	$\Delta\omega_0, \text{см}^{-1}$	$\sigma, \text{МПа}$
A	0.9	212
B	-0.6	141

как они могут вызвать образование дефектов, таких как дислокации, приводящих к образованию трещин и уменьшающих срок службы устройства.

Поскольку для полупроводниковых эпитаксиальных слоев с кубической решеткой и ориентацией поверхности (001) в рамановском спектре разрешены только LO-фононы, величина остаточных напряжений кристаллической решетки может быть оценена по рамановскому сдвигу фононной полосы LO.

В соответствии с данными из работы [21] рамановский сдвиг $\Delta\omega_0$, обусловленный напряжениями, может быть определен из следующего соотношения:

$$\Delta\omega_0 = \frac{1}{\omega_0} [S_{11}p + (S_{12} + S_{11})q]\sigma, \quad (1)$$

где S_{ij} — коэффициенты упругой податливости, p и q — константы, показывающие, как коэффициенты упругой податливости меняются под действием напряжения, σ — механическое напряжение.

Соотношения между рамановским сдвигом $\Delta\omega_0$ и напряжением σ в кристалле GaAs в зависимости от типа гетероперехода были получены экспериментально [22]. В случае биаксиального напряжения σ (в ГПа) в плоскости (100) для гетероперехода GaAs/Si справедливо следующее соотношение для рамановского сдвига (в см^{-1}):

$$\Delta\omega_0 = 4.24\sigma. \quad (2)$$

Сдвиги LO- и TO-фононов в эпитаксиальных слоях GaAs (см. рис. 2), выращенных на податливых подложках, относительно положения этих колебаний в гомоэпитаксиальной структуре приведены в табл. 1. Можно заметить, что в соответствии с направлением сдвига $\Delta\omega_0$ эпитаксиальный слой GaAs в гетероструктуре A испытывает сжимающие напряжения, в то время как отрицательный сдвиг $\Delta\omega_0$ для гетероструктуры B указывает на возникновение растягивающих напряжений. Эти результаты согласуются с данными рентгеновской дифракции, на основе которой был определен параметр кристаллической решетки эпитаксиальной пленки GaAs с учетом внутренних напряжений (a^v).

С использованием соотношения (2) мы рассчитали величины σ для гетероструктур A и B, которые представлены в табл. 1.

Хорошо видно, что напряжение в эпитаксиальном слое GaAs гетероструктуры, выращенной на податливой подложке SL/proto-Si, практически на 50% меньше, чем для гетероструктуры, сформированной на подложке proto-Si.

Отметим, что определенный по рамановским данным уровень напряжений отражает их состояние в верхних слоях эпитаксиального слоя GaAs, так как эффективная глубина рассеяния составляет ~ 100 нм.

3.2. Оптическая спектроскопия

Оптические свойства гетероструктур в ультрафиолетовом и видимом диапазонах были изучены на основе подхода, который мы многократно использовали в наших предыдущих работах, с применением методики съемки на отражение, апробированной нами в серии предыдущих работ [23–26]. Использование этого подхода дает возможность изучить оптические фундаментальные свойства эпитаксиальных пленок, выращенных на различных подложках.

Для этого при падении электромагнитного излучения, близком к падению по нормали, мы получили спектры пропускания–отражения гетероструктур GaAs/Si в области длин волн 190–900 нм. Экспериментальные спектры пропускания–отражения представлены на рис. 3. Как хорошо видно из рис. 3, спектры содержат ряд характерных особенностей. В соответствии с фундаментальными представлениями [27] максимумы в спектрах пропускания–отражения образцов соответствуют переходам в точках Г, L и Λ для GaAs, причем переходы в точках L и Λ являются дублетами в результате спин-орбитального расщепления валентной зоны.

Для выявления особенностей в механизмах оптического поглощения в эпитаксиальном слое GaAs на основе формулы Ламберта–Бугера

$$T = \exp[-D] \quad (3)$$

и соотношений Крамерса–Кронига [28] спектры пропускания–отражения были трансформированы в спектры поглощения. Здесь T — коэффициент пропускания, D —

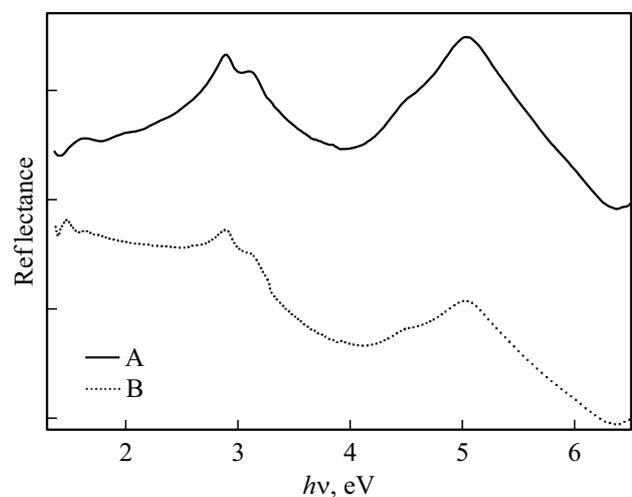
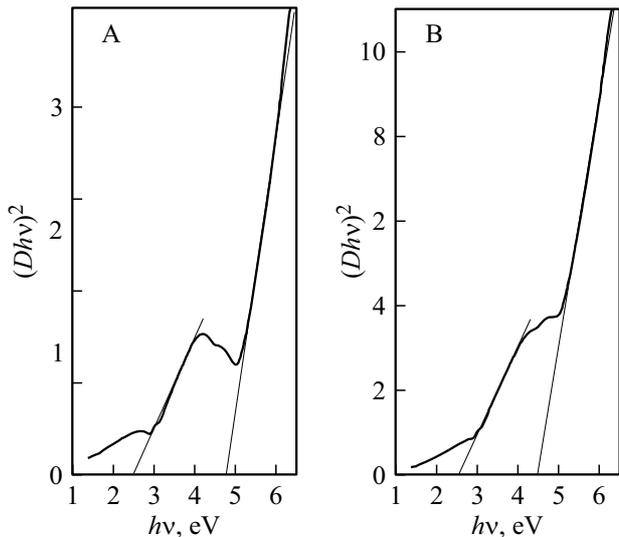


Рис. 3. Экспериментальные спектры пропускания–отражения при угле падения излучения 8° гетероструктур, выращенных на подложках proto-Si(100) и SL/proto-Si(100).

Таблица 2. Результаты анализа оптических спектров образцов гетероструктур

Образец	Прямые переходы и особенности в спектрах, их принадлежность в соответствии с данными из работы [27]				
	Λ3–Λ1		L3–L1	Γ15–Γ15	X5–X1
A	2.9	3.13	2.48	4.78	5.03
B	2.88	3.10	2.58	4.50	5.03
GaAs [27]	2.90	3.14	2.6	4.2	5.12

**Рис. 4.** Зависимости $(Dhv)^2$ от энергии фотонов hv для образцов интегрированных гетероструктур GaAs/proto-Si(100) (образец A) и GaAs/SL/proto-Si(100) (образец B).

оптическая плотность. Далее была построена зависимость $(Dhv)^2$ от энергии фотонов hv (рис. 4).

Графический анализ этой зависимости дает возможность выявить в ней участки с линейной зависимостью (рис. 4). Линейная экстраполяция данных участков к нулевому значению позволяет определить энергию прямых переходов, характерных для образцов.

В табл. 2 представлены энергии прямых переходов и особенностей, присутствующих в спектрах образцов, определенные по описанной методике, а также известные литературные данные для монокристаллического GaAs [27].

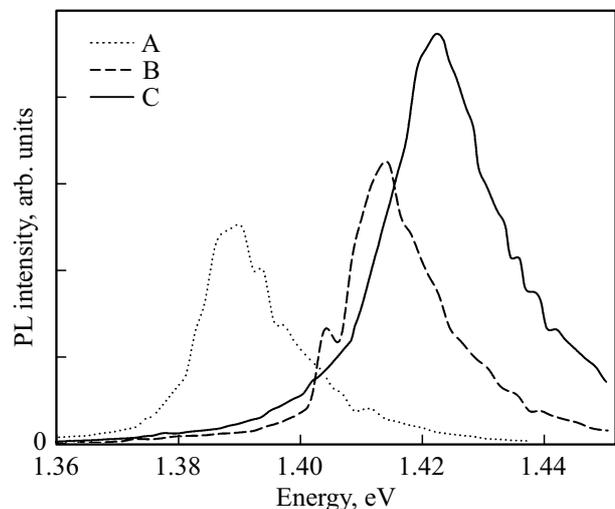
Относительно особенностей в спектрах интегрированных гетероструктур GaAs/Si следует отметить, что их энергетическое положение практически совпадает с данными для монокристаллического GaAs. Однако необходимо отметить, что в спектре GaAs, выращенного на податливых подложках, заметен сдвиг в сторону больших энергий для прямых переходов в точке Γ , а в точке L — в низкоэнергетическую область. При этом с ростом остаточных напряжений сдвиг увеличивается. Сравнивая полученные результаты и данные нашей предыдущей работы, в которой мы исследовали гомо-

эпитаксиальную структуру GaAs/GaAs (образец C) и определили влияние разориентации подложки Si, а также ее предварительного травления на оптические свойства эпитаксиального слоя GaAs, следует отметить прямую корреляцию полученных данных. При этом введение SL в состав податливой подложки положительно сказывается на оптических характеристиках эпитаксиальной пленки, что проявляется в меньших энергетических сдвигах для разрешенных прямых переходов.

3.3. Фотолуминесценция

Кристаллическое качество эпитаксиального слоя GaAs, а также изменение стехиометрии при росте на податливой подложке с суперслоем неизменно должны отразиться на характере фотолуминесценции (ФЛ), т. е. на энергетических характеристиках образцов.

Спектры ФЛ двух образцов гетероструктур, а также образца гомоэпитаксиальной структуры C представлены на рис. 5. Как следует из экспериментальных данных, эпитаксиальные слои GaAs, выращенные на податливых подложках proto-Si и SL/proto-Si, а также на подложке GaAs, имеют одномодовую структуру. Линия расположена в диапазоне энергий $\sim (1.47-1.5)$ эВ и представляет собой излучательные переходы зона–зона, совпадающие по энергии с шириной запрещенной зоны

**Рис. 5.** Спектры фотолуминесценции гетероструктур A, B и гомоэпитаксиальной структуры C при комнатной температуре.

GaAs. Интенсивность ФЛ и положение полосы в спектре зависят от типа образца. Максимальную интенсивность ФЛ имеет гомоэпитаксиальный образец С. Сдвиг максимума полосы фотолюминесценции гетероструктур А и В относительно положения максимума для гомоэпитаксиальной структуры С обусловлен напряжениями в кристаллической решетке и коррелирует с величиной упругих напряжений, наблюдаемых в эпитаксиальном слое GaAs (табл. 2).

4. Заключение

Наши экспериментальные результаты показывают, что введение SL в состав податливой подложки позволяет нивелировать ряд негативных эффектов низкотемпературного роста, перераспределить возникающие напряжения в кристаллической решетке, а также сократить число технологических операций по росту переходных буферных слоев.

В соответствии с данными рамановской спектроскопии напряжения в эпитаксиальном слое GaAs, вызванные рассогласованием кристаллических решеток, в случае гетероструктуры, выращенной на податливой подложке SL/proto-Si, практически на 50% меньше, чем для гетероструктуры, сформированной на подложке proto-Si. Сдвиг максимума полосы фотолюминесценции гетероструктур обусловлен напряжениями в кристаллической решетке и коррелирует с величиной упругих напряжений, наблюдаемой в эпитаксиальном слое GaAs.

Введение SL в состав податливой подложки положительно сказывается на оптических свойствах эпитаксиальной пленки, что проявляется в меньших энергетических сдвигах для разрешенных прямых переходов.

Полученные данные послужат важным материалом для понимания основ физики и технологии интегрированных гетероструктур $A^{III}B^V/Si$, способствуя развитию их потенциала для применения в устройствах оптоэлектроники.

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда 19-72-10007.

Свою часть работы П.В. Середин выполнил при поддержке гранта Министерства науки и высшего образования Российской Федерации No. FZGU-2020-0036 в рамках государственного задания вузам.

Технологические исследования эпитаксиальных процессов методом МOCVD были выполнены по государственной плановой программе ФТИ им. А.Ф. Иоффе.

Благодарности

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.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A. Ballabio, S. Bietti, A. Scaccabarozzi, L. Esposito, S. Vichi, A. Fedorov, A. Vinattieri, C. Mannucci, F. Biccari, A. Nemcsis, L. Toth, L. Miglio, M. Gurioli, G. Isella, S. Sanguinetti. *Sci. Rep.*, **9**, (2019). doi:10.1038/s41598-019-53949-x
- [2] M. Feifel, D. Lackner, J. Ohlmann, J. Benick, M. Hermle, F. Dimroth. *Sol. RRL*, **3**, 1900313 (2019). doi:10.1002/solr.201900313
- [3] A.A. Geldash, V.N. Djuplin, V.S. Klimin, M.S. Solodovnik, O.A. Ageev. *J. Phys. Conf. Ser.*, **1410**, 012030 (2019). doi:10.1088/1742-6596/1410/1/012030
- [4] P.V. Seredin, D.L. Goloshchapov, A.S. Lenshin, A.M. Mizerov, D.S. Zolotukhin. *Phys. E: Low-Dim. Syst. Nanostructur.*, **104**, 101 (2018). doi:10.1016/j.physe.2018.07.024
- [5] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, I.N. Arsenyev, A.V. Zhabotinskiy, D.N. Nikolaev. *Phys. E: Low-Dim. Syst. Nanostructur.*, **97**, 218 (2018). doi:10.1016/j.physe.2017.11.018
- [6] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, D.S. Zolotukhin, I.N. Arsenyev, D.N. Nikolaev, A.V. Zhabotinskiy. *Phys. B: Condens. Matter*, **530**, 30 (2018). doi:10.1016/j.physb.2017.11.028
- [7] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, A.M. Mizerov, H. Leiste, M. Rinke. *Appl. Surf. Sci.*, **476**, 1049 (2019). doi:10.1016/j.apsusc.2019.01.239
- [8] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Appl. Surf. Sci.*, **267**, 181 (2013). doi:10.1016/j.apsusc.2012.09.053
- [9] E.P. Domashevskaya, P.V. Seredin, A.N. Lukin, L.A. Bityutskaya, M.V. Grechkina, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Surf. Interface Anal.*, **38**, 828 (2006). doi:10.1002/sia.2306
- [10] P.V. Seredin, D.L. Goloshchapov, Yu.Yu. Khudyakov, A.S. Lenshin, A.N. Lukin, I.N. Arsenyev, T. Prutskij. *Phys. B: Condens. Matter*, **509**, 1 (2017). doi:10.1016/j.physb.2016.12.030
- [11] T. Prutskij, P. Seredin, G. Attolini. *J. Luminesc.*, **195**, 334 (2018). doi:10.1016/j.jlumin.2017.11.016
- [12] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, A.V. Glotov, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov, T. Prutskij, H. Leiste, M. Rinke. *Semiconductors*, **48**, 1094 (2014). doi:10.1134/S1063782614080211
- [13] P. Seredin, A. Glotov, E. Domashevskaya, I. Arsenyev, D. Vinokurov, A. Stankevich, I. Tarasov. In: *Adv. Mater. Technol. MicroNano-Devices Sensors Actuators*, ed. by E. Gusev, E. Garfunkel, and A. Dideikin (Springer Netherlands, Dordrecht, 2010) p. 225.
- [14] P.V. Seredin, A.V. Glotov, E.P. Domashevskaya, I.N. Arsenyev, D.A. Vinokurov, I.S. Tarasov. *Phys. B: Condens. Matter*, **405**, 2694 (2010). doi:10.1016/j.physb.2010.03.049
- [15] D.-S. Jiang, X.-P. Li, B.-Q. Sun, H.-X. Han. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **32**, 629 (1999). doi:10.1088/0022-3727/32/6/005
- [16] *Properties of Semiconductor Alloys: Group-IV, III-V and II-VI Semiconductors*, 1st edn, ed. by Sadao Adachi (Wiley, Chichester, UK, 2009).

- [17] N.M. Belyi, O.V. Vakulenko, V.A. Gubanov, V.A. Skryshevskii. *J. Appl. Spectrosc.*, **41**, 938 (1984). doi:10.1007/BF00659848
- [18] W.Q. Li, P.K. Bhattacharya, S.H. Kwok, R. Merlin. *J. Appl. Phys.*, **72**, 3129 (1992). doi:10.1063/1.351474
- [19] A.G. Rodriguez, H. Navarro-Contreras, M.A. Vidal. *J. Appl. Phys.*, **90**, 4977 (2001). doi:10.1063/1.1410886
- [20] B. Pajot, B. Clerjaud, B. Pajot. *Electronic Absorption of Deep Centres and Vibrational Spectra* (Springer, Heidelberg, 2013).
- [21] S. Perkowitz. *Optical Characterization of Semiconductors: Infrared, Raman, and Photoluminescence Spectroscopy* (Academic Press, London-San Diego, 1993).
- [22] J. Jimenez, J.W. Tomm. *Spectroscopic Analysis of Optoelectronic Semiconductors* (Springer, Cham, 2016).
- [23] V.A. Volodin, M.D. Efremov, V.Ya. Prints, V.V. Preobrazhenskii, B.R. Semyagin, A.O. Govorov. *J. Exp. Theor. Phys. Lett.*, **66**, 47 (1997). doi:10.1134/1.567481
- [24] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, V.M. Kashkarov, A.N. Lukin, I.N. Arsentiev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. *Mater. Sci. Semicond. Process.*, **39**, 551 (2015). doi:10.1016/j.mssp.2015.05.067
- [25] P.V. Seredin, V.M. Kashkarov, I.N. Arsentiev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. *Phys. B: Condens. Matter*, **495**, 54 (2016). doi:10.1016/j.physb.2016.04.044
- [26] P.V. Seredin, A.S. Lenshin, D.L. Goloshchapov, A.N. Lukin, I.N. Arsentiev, A.D. Bondarev, I.S. Tarasov. *Semiconductors*, **49**, 915 (2015). doi:10.1134/S1063782615070210
- [27] Tauc J. *Prog. Semicond. Heywood Lond.*, **9**, 87 (1965).
- [28] Yu.I. Ukhonov. *Optical properties of semiconductors* (Nauka, Moscow, 1977).

Редактор Л.В. Шаронова

Spectroscopic study of integrated GaAs/Si heterostructures

P.V. Seredin^{1,2}, D.L. Goloshchapov¹, I.N. Arsentiev³,
D.N. Nikolaev³, N.A. Pikhtin³, S.O. Slipchenko³

¹ Voronezh State University,
394018 Voronezh, Russia

² Ural Federal University,
620002 Yekaterinburg, Russia

³ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia