
**РЕАЛЬНАЯ СТРУКТУРА
КРИСТАЛЛОВ**

УДК 539.25:548.55+548.4]

**НОВАЯ СТРУКТУРА ДЛЯ ФОТОПРОВОДЯЩИХ АНТЕНН НА ОСНОВЕ
СВЕРХРЕШЕТКИ {LTG-GaAs/GaAs:Si} НА ПОДЛОЖКЕ GaAs(111)A**

© 2019 г. Г. Б. Галиев¹, И. Н. Трунькин², А. Л. Васильев^{2,3}, И. С. Васильевский⁴,
А. Н. Виниченко⁴, Е. А. Климов¹, А. Н. Ключков¹, П. П. Мальцев¹, С. С. Пушкарев^{1,*}

¹Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН, Москва, Россия

²Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Москва, Россия

³Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника РАН”, Москва, Россия

⁴Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, Москва, Россия

*E-mail: serp456207@gmail.com

Поступила в редакцию 11.12.2017 г.

После доработки 08.02.2018 г.

Принята к публикации 08.02.2018 г.

Исследованы структурные характеристики новой структуры для фотопроводящих антенн, которая представляет собой многослойную эпитаксиальную пленку, выращенную на подложке GaAs(111)A и состоящую из чередующихся слоев нелегированного GaAs, полученных в низкотемпературном режиме (LTG-GaAs), и слоев GaAs, синтезированных в стандартном высокотемпературном режиме и легированных кремнием (GaAs:Si). Соотношение потоков As₄ и Ga (γ) выбрано таким, чтобы слои GaAs:Si проявляли проводимость дырочного типа. Слои LTG-GaAs выращивали при увеличенном γ. Образцы на подложках GaAs(100) монокристаллические, а на подложках GaAs(111)A монокристаллический рост при достижении толщины пленки 320–340 нм сменяется поликристаллическим ростом. Исследованы размеры, распределение по толщине пленки и особенности кристаллической структуры преципитатов As в образцах после отжига.

DOI: 10.1134/S0023476119020115

ВВЕДЕНИЕ

Полупроводниковые структуры на основе соединений $A^{III}B^V$, выращенные методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) в низкотемпературном режиме (LTG – *low temperature growth*), широко применяются в качестве материалов для изготовления фотопроводящих антенн (ФПА) – генераторов и детекторов электромагнитного излучения терагерцевого диапазона частот [1–3]. Первыми такими материалами были LTG-GaAs и структуры на его основе. Снижение температуры роста от стандартных для GaAs значений 500–600 до 120–350°C приводит к внедрению в растущий слой GaAs избыточного сверхстехиометричного мышьяка. Вследствие избытка мышьяка в LTG-GaAs образуются следующие точечные дефекты: межузельные атомы мышьяка (As_i), атомы мышьяка в узлах атомов галлия (As_{Ga}), а также вакансии атомов галлия (V_{Ga}), концентрация которых примерно на порядок меньше, чем концентрация дефектов As_{Ga} [4]. Наличие в LTG-GaAs указанных дефектов обуславливает основные параметры материала для ФПА: большое удельное сопротивление (10^6 – 10^7 Ом·см) [5, 6], большую напряженность поля пробоя (~500 кВ/см) [7],

ультракороткое время жизни фотовозбужденных носителей (~10–20 пс для ФПА-эмиттера и ~0.5 пс для ФПА-детектора [8]). Кроме того, несмотря на большую дефектность материала, он должен обеспечивать достаточно высокую подвижность носителей заряда (200–1000 см²/(В·с)) [5, 7], в особенности это актуально для ФПА-эмиттеров.

Эпитаксиальные пленки LTG-GaAs, используемые в ФПА, как правило, подвергаются пост-ростовому отжигу, в результате чего улучшается кристаллическое совершенство пленок, возрастают их удельное сопротивление и подвижность носителей заряда, а также в матрице LTG-GaAs формируются наноразмерные преципитаты As [1].

Считается, что ультракороткое время жизни носителей и высокое удельное сопротивление в структурах на основе LTG-GaAs преимущественно связаны с ионизированными дефектами As_{Ga}⁺, главными ловушками электронов. Концентрация дефектов As_{Ga} на порядок превосходит концентрацию ионизированных As_{Ga}⁺. Поэтому прилагают усилия для активации нейтральных центров As_{Ga} с помощью легирования LTG-GaAs компенсирующими акцепторными примесями [9, 10].

Самой распространенной примесью является бериллий. Незаполненные энергетические уровни атомов Ве располагаются в запрещенной зоне вблизи потолка валентной зоны. На них переходят электроны дефектов As_{Ga} , вследствие этого возникает заряженное состояние As_{Ga}^+ или As_{Ga}^{++} . В легированных бериллием структурах LTG-GaAs уменьшается время жизни носителей за счет повышения отношения концентраций $[As_{Ga}^+]/[As_{Ga}]$ [10–13]. Однако использование молекулярного источника Ве в установке МЛЭ иногда оказывается нежелательным из-за высокой токсичности Ве, а также из-за повышенной концентрации фоновой примеси p -типа, что отрицательно сказывается на качестве других структур, выращиваемых в данной установке.

Другой возможностью влияния на время жизни носителей заряда в структурах LTG-GaAs является управление концентрацией дефектов, а также преципитатов As, их размером и распределением [14–18], которые определяют удельное сопротивление материала и подвижность носителей заряда в нем [19], а также влияют на фотопроводимость. Увеличение удельного сопротивления LTG-GaAs после отжига в [20] объясняется тем, что полуметаллические преципитаты As, окруженные полупроводником LTG-GaAs, образуют внутренние барьеры Шоттки. Вследствие этого вокруг преципитатов формируются обедненные носителями заряда сферические области, которые начинают перекрываться при увеличении концентрации преципитатов.

Еще одной разновидностью материалов для ФПА является структура, содержащая самоорганизующиеся островки EгAs в матрице GaAs и похожая по свойствам на LTG-GaAs. В [21–23] показано, что если во время эпитаксиального роста GaAs (при остановке роста GaAs) легировать растущую поверхность атомами эрбия с концентрацией выше предела растворимости Eг в GaAs, то избыточный Eг образует наноразмерные преципитаты EгAs (наподобие широко известных квантовых точек InAs в матрице GaAs). В этих работах выращена структура, по существу, представляющая собой сверхрешетку: в матрице GaAs создаются островки EгAs толщиной от 0.6 до 1.2 монослоев, разделенные слоями GaAs толщиной 20, 40, 60 нм.

В настоящей работе приводятся результаты исследований структур нового типа, обладающих одновременно проводимостью p -типа и свойствами LTG-GaAs. Предложенные структуры представляют собой многослойные эпитаксиальные пленки, выращенные на подложках GaAs с кристаллографической ориентацией (111)A, состоящие из чередующихся слоев нелегированного GaAs, полученных в низкотемпературном режиме, и слоев GaAs, синтезированных в стан-

дартном высокотемпературном режиме и легированных атомами Si. Новая структура является сверхрешеткой {LTG-GaAs/GaAs : Si}. Она похожа на структуру, описанную в [22], – структуру GaAs : Eг, содержащую 60 периодов островков EгAs толщиной 1.2 монослоя с прослойками GaAs толщиной 20 нм, которую также можно рассматривать как сверхрешетку. Соотношение потоков мышьяка и галлия $\gamma = P_{As4}/P_{Ga}$ было выбрано таким, чтобы выращенные слои GaAs : Si проявляли проводимость p -типа. Как известно, это реализуется при малом значении γ [24–28]. С другой стороны, использование такого значения γ ограничивает концентрацию антиструктурных дефектов As_{Ga} , ответственных за характеристики ФПА, в слоях LTG-GaAs. Концентрацию дефектов As_{Ga} можно увеличить, выращивая слои LTG-GaAs при значении γ_1 , повышенном по сравнению со значением γ_2 , используемым при росте слоев GaAs : Si.

В предлагаемой структуре можно также регулировать концентрацию носителей заряда (в данном случае дырок), изменяя толщину легированных слоев, повышая уровень легирования кремнием. Можно менять и период сверхрешетки. Однако в литературе отсутствуют сведения о формировании и исследовании структур такого рода.

Целями работы были: формирование новой структуры для ФПА, представляющей собой сверхрешетку {LTG-GaAs/GaAs : Si} на подложке GaAs(111)A и обладающей проводимостью p -типа, при использовании разных температур и давлений мышьяка во время роста слоев LTG-GaAs и GaAs:Si; исследование электрофизических и структурных характеристик выращенных образцов.

ФОРМИРОВАНИЕ ОБРАЗЦОВ

Технологические режимы роста (T_g и γ) слоев исследуемых структур – сверхрешеток {LTG-GaAs/GaAs:Si} – были выбраны с помощью калибровочных образцов-спутников, которые представляли собой однородно легированные кремнием эпитаксиальные слои GaAs толщиной 0.86 мкм, выращенные на подложках GaAs(111)A при $\gamma = 28$ и различных температурах $T_g = 350–510^\circ\text{C}$. Было обнаружено, что образцы-спутники имеют проводимость p -типа. При понижении температуры роста концентрация и подвижность дырок резко уменьшаются, причем при $T_g \leq 410^\circ\text{C}$ образцы становятся настолько высокоомными, что их проводимость сравнима с проводимостью полуизолирующих подложек и достоверно измерить электрофизические параметры затруднительно. Из этих данных следует, что существует некоторая критическая температура роста, ниже которой при выбранном значении γ на эпитаксиальных пленках, выращенных на GaAs (111)A и

легированных кремнием, невозможно получить проводимость p -типа. В рассматриваемом случае для $\gamma \approx 28$ эта критическая температура находится в диапазоне 410–430°C, что соответствует данным [29], где критическая температура равна 430°C. Незначительное различие данных, по-видимому, связано с погрешностью измерений γ и T_g в разных установках МЛЭ. Отметим, что при уменьшении γ от 28 до 12–14 при высокотемпературном режиме роста сохраняется проводимость p -типа [30, 31].

Исходя из этих данных, в качестве новой структуры для ФПА предлагаем структуру, схематически представленную в табл. 1. После буферного слоя GaAs толщиной 100 нм, выращенного при стандартной температуре роста 520°C, была сформирована многослойная эпитаксиальная пленка, состоящая из чередующихся слоев нелегированного GaAs толщиной 230 нм, синтезированных в низкотемпературном режиме (LTG-GaAs), и слоев легированного атомами кремния GaAs толщиной 20 нм, выращенных в стандартном высокотемпературном режиме. По существу, описанная структура является сверхрешеткой {LTG-GaAs/GaAs : Si}. В такой структуре при использовании подложки GaAs с кристаллографической ориентацией поверхности (111)A можно сочетать свойства LTG-GaAs с проводимостью p -типа, который обеспечивается легированием кремнием. Концентрацию дырок можно регулировать, изменяя толщину слоев GaAs : Si или изменяя уровень легирования этих слоев, а также период их повторения. Концентрацией дефектов As_{Ga} (одним из основных параметров, определяющих ультракороткое время жизни носителей) можно управлять путем изменения давления мышьяка во время роста слоев LTG-GaAs. Таким образом, предложенная структура позволяет сформировать материал для ФПА с такими технологически управляемыми параметрами, как концентрация дырок и концентрация точечных дефектов As_{Ga} .

Для исследования были выращены две разновидности структуры {LTG-GaAs/GaAs : Si}. Первая была получена при постоянном значении $\gamma = 25$, т.е. слои LTG-GaAs и GaAs : Si синтезировали при одинаковом давлении мышьяка P_{As_4} . Значение $\gamma = 25$ было выбрано из условия получения проводимости p -типа слоев GaAs : Si на подложках GaAs(111)A. В одном процессе выращивали два образца на подложках GaAs(100) и GaAs(111)A для последующего сравнения их характеристик (образцы 26V(100) и 26V(111)A). Вторая разновидность структуры отличалась тем, слои LTG-GaAs формировались при увеличенном значении $\gamma_1 = 60$, а слои GaAs : Si – при уменьшенном значении $\gamma_2 = 15$ (образец 443). Уменьшение γ_2 от 28 (для калибровочных образцов) до 14 (для образца

Таблица 1. Общий дизайн структуры-сверхрешетки {LTG-GaAs/GaAs:Si}

Слой	Толщина, нм	T_g , °C	γ
4-GaAs : Si	d_2	480	γ_2
4-LTG-GaAs	d_1	240	γ_1
3-GaAs : Si	d_2	480	γ_2
3-LTG-GaAs	d_1	240	γ_1
2-GaAs : Si	d_2	480	γ_2
2-LTG-GaAs	d_1	240	γ_1
1-GaAs : Si	d_2	480	γ_2
1-LTG-GaAs	d_1	240	γ_1
Буферный слой GaAs	100	520	20
Подложка GaAs(111)A			

Примечание. T_g – температура роста, γ – соотношение потоков As_4 и Ga.

Таблица 2. Особенности дизайна исследуемых структур

Образец	Слои структуры	Толщина, нм	T_g , °C	P_{As_4} , 10^{-5} Торр	γ_1	γ_2
26V(100)	LTG-GaAs	230	240	1.6	25	–
26V(111)A	GaAs : Si	20	480	1.6	–	25
443(111)A	LTG-GaAs	230	200	4.3	60	–
	GaAs : Si	20	480	0.7	–	15

443(111)A) более надежно обеспечивает p -тип проводимости. Технологические условия роста представлены в табл. 2.

Выращенные структуры были подвергнуты отжигу в камере роста установки МЛЭ при температуре 560°C в течение 30 мин в потоке As_4 .

Для исследования образцов методом просвечивающей и просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПЭМ и ПРЭМ) были приготовлены стандартными способами поперечные срезы этих образцов. После механического утонения до толщины 20–40 мкм следовало утонение Ar^+ в установке Gatan 691 PIPS (GATAN, США) при ускоряющем напряжении 5 кэВ до образования отверстия. Окончательную полировку осуществляли с использованием ионов при понижении энергии до 0.1 кэВ. Образцы исследовали в микроскопе TITAN 80–300 (FEI, США) с корректором сферической абберации зонда в режимах светлого и темного поля при ускоряющем напряжении 300 кВ. В последнем случае при сканировании образца использовали высокоугловой кольцевой детектор рассеянных электронов. Для оценки степени монокристалличности пленок применяли режим дифракции электронов. Обработку ПРЭМ- и ПЭМ-изображений проводили с

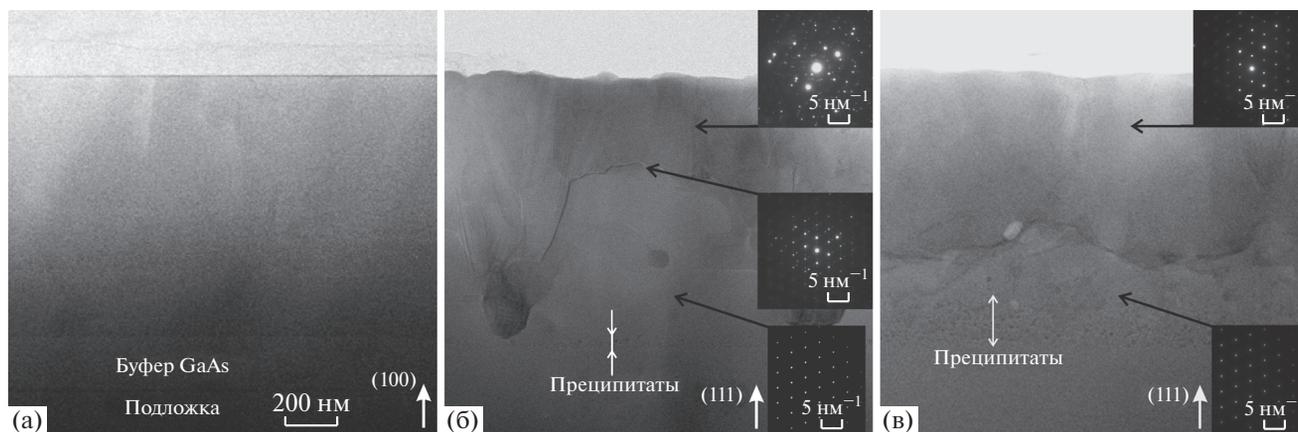


Рис. 1. Светлопольные ПРЭМ-изображения исследуемых образцов: а – 26V(100), б – 26V(111)А, в – 443(111)А. Масштабная метка для всех изображений одинакова, на вставках – электронограммы различных участков структур.

помощью программного обеспечения ТИА (FEI, США) и Digital Micrograph (Gatan, США) соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗМЕРЕНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Особенности кристаллической структуры. На рис. 1 представлены светлопольные ПРЭМ-изображения образцов 26V(100), 26V(111)А и 443(111)А после отжига. Как видно из рисунка, структурное совершенство образцов отличается друг от друга: если образец 26V(100) монокристаллический по всей толщине, то образцы 26V(111)А и 443(111)А состоят из двух областей: нижней монокристаллической области и верхней области, которая оказалась поликристаллом. На вставках к рис. 1 представлены электронограммы соответствующих областей образцов.

Изображение поперечного среза образца 26V(100) (рис. 1а) указывает на то, что образец представляет собой фактически монокристалл с малой концентрацией протяженных дефектов. Это подтверждается данными электронной дифракции (не приведенными в статье). Только в этом образце наблюдались границы раздела между подложкой и высокотемпературным буфером GaAs и между буфером и слоями сверхрешетки. На отдельных изображениях можно различить границы раздела между слоями структуры, причем их контраст уменьшается от подложки до верхних слоев. Наблюдаемые преципитаты мышьяка и их распределение по толщине для всех образцов будут обсуждаться далее.

Из изображения поперечного среза образца 26V(111)А (рис. 1б) видно, что образец состоит из двух ярко выраженных областей. Нижняя часть – монокристаллическая (нижняя вставка на рис. 1б), а верхняя представляет собой поликристалличе-

ский слой с разориентированными согласно данным электронной дифракции зернами (верхние вставки на рис. 1б) размером 20–200 нм. Образование поликристаллического слоя начинается на разной толщине: первые зерна появляются на расстоянии 50–70 нм над верхней границей высокотемпературного буфера GaAs и расположены на относительно большом расстоянии друг от друга (2–3 мкм). Между этими крупными поликристаллическими зернами можно наблюдать продолжение монокристаллического роста участка образца до толщины 350–470 нм. Как видно из рис. 1б, граница раздела монокристаллической и поликристаллической областей представляет собой фасетированную ломаную линию.

На поперечном срезе образца 443(111)А (рис. 1в) в отличие от образца 26V(111)А на расстоянии 320–340 нм над высокотемпературным буферным слоем GaAs наблюдается граница между монокристаллической и поликристаллической областями. Электронограммы соответствующих областей (рис. 1в, вставки) показывают, что структура пленки соответствует монокристаллу, однако нижняя область является более совершенной. Верхняя область состоит из крупных доменов шириной 50–200 нм и высотой 300–800 нм, разориентированных относительно друг друга на углы менее 4°. Сравнение ПРЭМ-изображений образца 443 до и после отжига показало, что размер доменов в результате отжига увеличился как по ширине, так и по высоте. При более детальном рассмотрении границы раздела структуры 443 вблизи нее становятся видны поры, аналогичные тем, которые наблюдались в [32]. На этой границе начинают активно образовываться двойники и дефекты упаковки. Согласно [33, 34] такое интенсивное дефектообразование является способом релаксации упруго деформированной кристаллической решетки эпитаксиальных слоев.

Если в образце 443 плотность двойников относительно низкая и протяженность отдельных двойников достигает 10–70 нм, то в образце 26V(111)A плотность двойников и их протяженность существенно больше. На рис. 2 представлены участки образцов 443(111)A и 26V(111)A с двойниками. Наблюдаемые участки с многократным двойникованием характерны для структур LTG-GaAs [35].

Распределение преципитатов As. Как известно, преципитаты As в арсенидах, выращенных в низкотемпературном режиме, наблюдаются в основном в монокристаллической эпитаксиальной пленке. В дефектной пленке атомы As диффундируют вдоль дислокаций, вследствие чего процесс преципитатообразования практически отсутствует. В образцах 26V(111)A и 443(111)A преципитаты As образуются только в нижней, монокристаллической области. Такая особенность преципитатообразования хорошо согласуется с данными [36], где показано, что в поликристаллическом LTG-GaAs преципитаты As не наблюдаются. Хорошо визуализированы преципитаты в области слоя 1-LTG-GaAs. Диаметр преципитатов в данной области колеблется от 2 до 8 нм, причем на их ПЭМ-изображениях в большинстве случаев проявляется муар. Отдельные изображения преципитатов без муара дают основание предполагать, что они имеют кубическую решетку [37]. В образце 26V(111)A обнаружены крупные преципитаты As, расположенные в области первого легированного слоя вблизи буфера (1-LTG-GaAs в табл. 1). Их изображения представлены на рис. 3. При использовании картин муара в таких крупных преципитатах было проще определить кристаллическую структуру. Эти преципитаты оказались выделениями мышьяка с кристаллической решеткой, принадлежащей тригональной сингонии. Такая решетка традиционно может быть охарактеризована в гексагональной установке осей пр. гр. $R\bar{3}m$ ($a = 0.376$, $c = 1.044$ нм [38]). На рис. 3а представлено изображение преципитата с размерами около 20×40 нм. На изображении видна картина муара, причем полосы с периодом $D = 1.86$ нм ориентированы параллельно поверхности подложки $(111)A$, т.е. направление $[102]_{As}$ параллельно направлению $[111]_{GaAs}$. На рис. 3б представлено изображение второго преципитата образца 26V(111)A размером около 15 нм. На изображении отчетливо проявляются различные мотивы картины муара, с разделением по центру частицы, которые связаны с двойникованием зеркальной плоскостью. В левой части частицы направление $[102]_{As}$ располагается под углом $3^\circ 7'$ к направлению $[111]_{GaAs}$, период муара $D = 1.4$ нм, что соответствует тригональной сингонии частицы с параметрами, представленными выше. На рис. 3в показан более редкий случай, когда одна система полос муара перпендикулярна

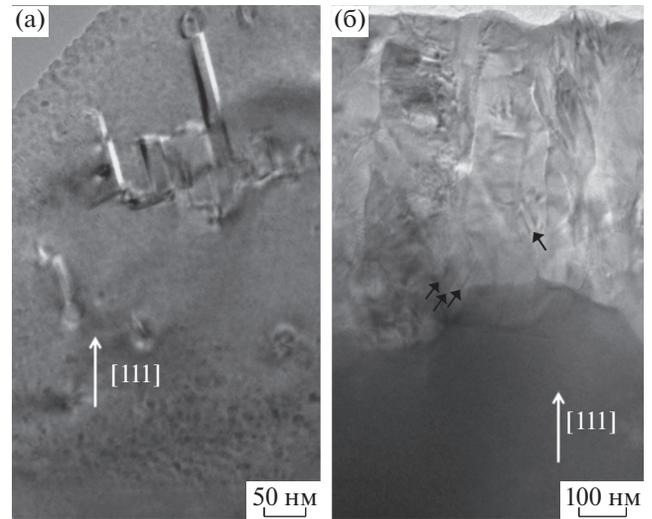


Рис. 2. Светлопольные ПЭМ-изображения участков образцов с двойниками: а – 443(111)A, б – 26V(111)A (двойники отмечены черными стрелками).

направлению $[331]_{GaAs}$, а их период $D = 4.17$ нм. В этом случае направление $[331]_{GaAs}$ параллельно направлению $[210]_{As}$. Расчет этой картины муара также подтверждает принадлежность частицы к тригональной сингонии. На рис. 3г представлено изображение преципитата, в котором направление $[220]_{GaAs}$ параллельно направлению $[212]_{As}$. На рис. 4а, 4б изображены группы преципитатов различного размера в образцах 26V(111)A и 443 соответственно. Как было определено ранее [37], кристаллическая решетка преципитатов меньшего размера может подвергаться искажениям, и ее параметры могут отличаться от характерных для выделений As значений, определенных для больших частиц. В образце 443 (рис. 4б) обнаружена большая концентрация преципитатов. Это может быть связано с большим давлением мышьяка при формировании слоев LTG-GaAs в образце 443 по сравнению с образцом 26V(111)A.

Первоначально предполагалось, что предложенный дизайн структур, а также технологические условия МЛЭ-роста (T_g , γ) и последующего отжига позволят следить за динамикой появления и изменения преципитатов As, за их размерами и микроструктурой. Наиболее выигрышным для этих целей оказался образец 26V(100), отличающийся наибольшей степенью монокристалличности. На рис. 5 представлены светлопольные ПЭМ-изображения отдельных областей образца 26V(100) со сравнительно небольшим разрешением. Как и следовало ожидать, преципитаты As в основном расположены в слоях LTG-GaAs, в слоях GaAs:Si плотность преципитатов значительно ниже. Контрастных границ между низкотемпературными и высокотемпературными слоями

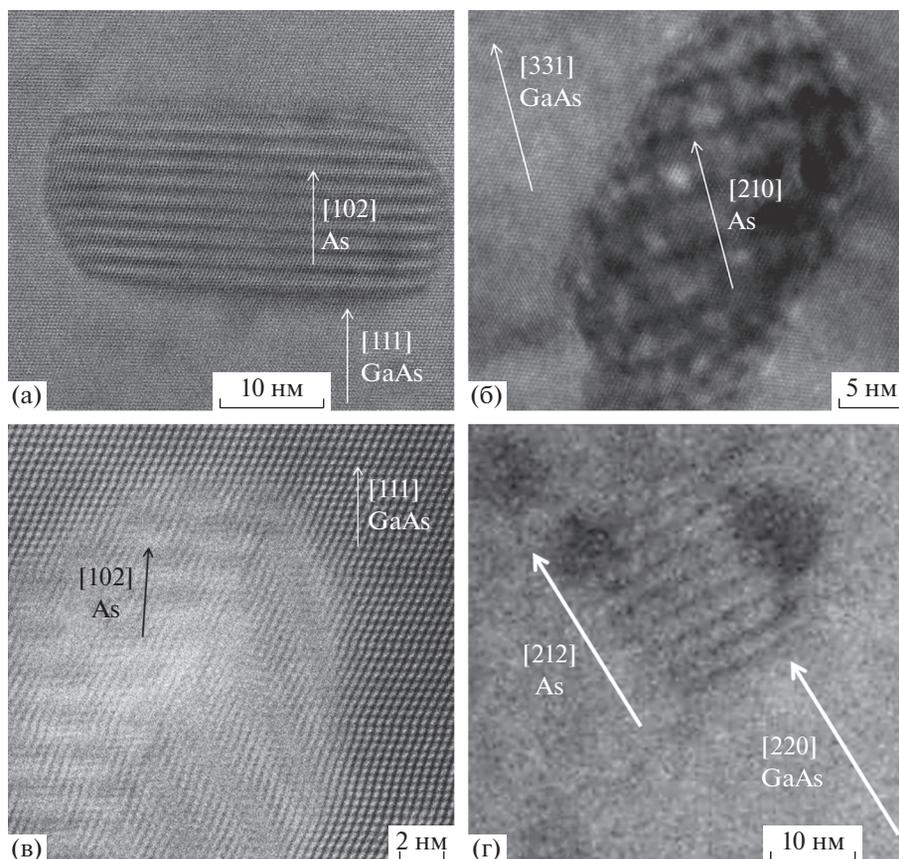


Рис. 3. Изображения отдельных крупных преципитатов As в образце 26V(111)A: а – светлопольное ПЭМ, направления [102] и [111]_{GaAs} параллельны; б – темнопольное высокоугловое ПЭМ, преципитат с дефектом двойникования, для левой компоненты двойника направление [102] составляет угол 3°7' с направлением [111]_{GaAs}; в – светлопольное ПЭМ, направления [210] и [331]_{GaAs} параллельны; г – светлопольное ПЭМ, направления [212] и [220]_{GaAs} параллельны.

нет, определить их можно только по различной плотности преципитатов – в низкотемпературных слоях она значительно выше.

В табл. 3 представлены средние размеры преципитатов в различных слоях образца LTG-GaAs. Как видно из табл. 3, средний размер преципитатов монотонно увеличивается от верхних слоев

LTG-GaAs к нижним. Это, скорее всего, вызвано тем, что нижележащие слои подвергаются отжигу уже во время роста слоев GaAs : Si, так как эти слои растут при $T_g = 480^\circ\text{C}$. Изображения преципитатов с картиной муара в нижних слоях LTG-GaAs встречаются чаще, чем в верхних.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом МЛЭ получены структуры нового типа для ФПА, подобные сверхрешетке {LTG-GaAs/GaAs : Si}. Структуры представляют собой многослойную эпитаксиальную пленку, состоящую из чередующихся слоев нелегированного GaAs, выращенных в низкотемпературном режиме, и слоев GaAs, синтезированных в стандартном высокотемпературном режиме и обладающих проводимостью *p*-типа, при использовании кремния в качестве легирующей примеси. Дырочный тип проводимости обеспечивается использованием подложек GaAs с ориентацией (111)A и выбором температуры роста и соотношения потоков мышьяка и галлия. Оптимальные па-

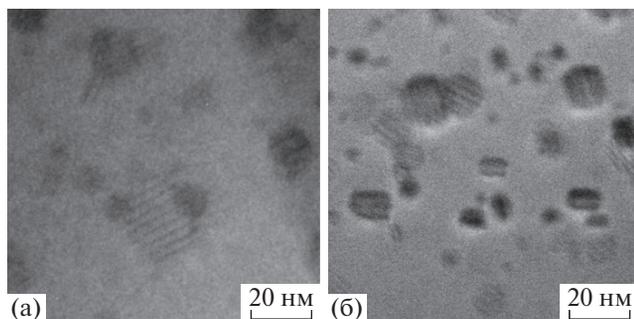


Рис. 4. Светлопольное ПЭМ-изображение группы преципитатов As в образце: а – 26V(111)A, б – 443.

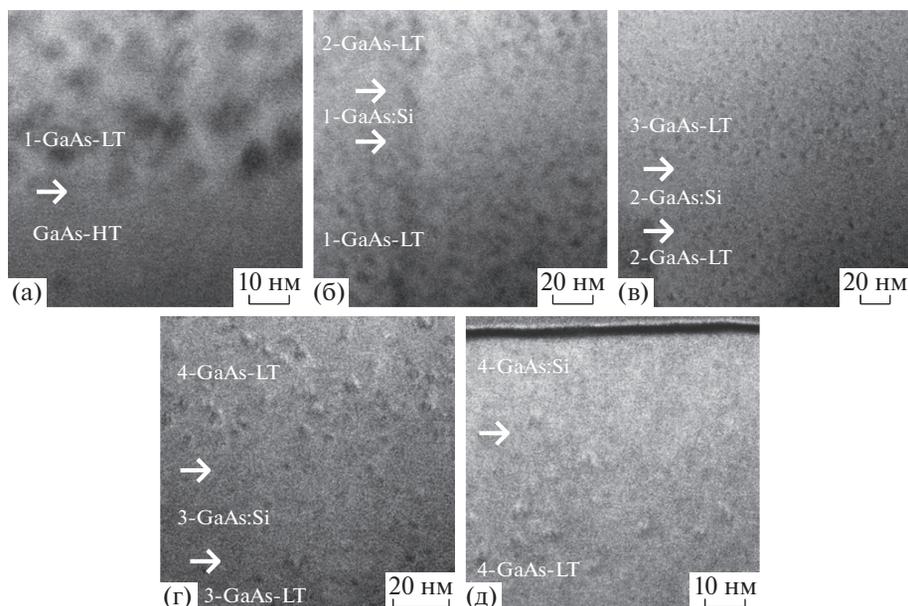


Рис. 5. Светлопольные ПРЭМ-изображения различных участков образца 26V(100) начиная от нижнего буферного слоя GaAs (обозначения слоев, как в табл. 1, стрелками показаны границы между слоями).

параметры синтеза определяли с использованием калибровочных однородно легированных образцов-спутников, выращенных на подложках GaAs(100) и (111)A. Структурное совершенство образцов исследовано методами ПЭМ и ПРЭМ.

Установлено, что при $\gamma < 30$ обеспечивается p -тип проводимости выращенных структур, а слой LTG-GaAs можно получать при значениях $30 < \gamma < 60$.

Образцы {LTG-GaAs/GaAs : Si} на подложках GaAs(100) монокристаллические. На подложках GaAs(111)A монокристаллический слой растет только до толщины 320–340 нм, вышележащие слои становятся поликристаллическими.

Определено, что преципитаты As образуются только в монокристаллических областях эпитаксиальной пленки. Послеростовой отжиг приводит к увеличению монокристаллической области выращенных образцов.

В случае полностью монокристаллической структуры образцов размеры преципитатов As уменьшаются по направлению от подложки к по-

верхности структуры от 6–10 до 2–4 нм. Это объясняется дополнительным отжигом структур во время формирования образцов. Кристаллическая решетка крупных преципитатов соответствует тригональной сингонии, они могут быть ориентированы различным образом относительно подложки и содержать зеркальные двойники.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 16-29-03294). Электронно-микроскопические исследования были выполнены при поддержке Федерального агентства научных организаций (соглашение № 007-ГЗ/Ч3363/26).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Krotkus A. // J. Phys. D: Appl. Phys. 2010. V. 43. № 27. P. 273001.
2. Kostakis I., Missous M. // AIP Advances. 2013. V. 3. P. 092131.
3. Roehle H., Dietz R.J.B., Hensel H.J. et al. // Optics Express. 2010. V. 18. № 3. P. 2296.
4. Luysberg M., Sohn H., Prasad A. et al. // J. Appl. Phys. 1998. V. 83. № 1. P. 561.
5. Gupta S., Frankel M.Y., Valdmanis J.A. et al. // Appl. Phys. Lett. 1991. V. 59. № 25. P. 3276.
6. Luo J.K., Thomas H., Morgan D.V. et al. // J. Appl. Phys. 1996. V. 79. № 7. P. 3622.
7. Zamdmer N., Hu Q., McIntosh K.A. et al. // Appl. Phys. Lett. 1999. V. 75. № 15. P. 2313.
8. Kamo Y., Kitazawa Sh., Ohshima S. et al. // Jpn. J. Appl. Phys. 2014. V. 53. P. 032201.
9. Krotkus A., Bertulis K., Kaminska M. et al. // IEE Proceed. J. Optoelectron. 2003. V. 149. № 3. P. 111.

Таблица 3. Распределение преципитатов As в образце 26V(100)

Слой	Средние размеры преципитатов, нм	Концентрация, 10^{15} см^{-3}
4-LTG-GaAs	2–4	4.2
3-LTG-GaAs	2.5–5.5	4.2
2-LTG-GaAs	5–7	2.6
1-LTG-GaAs	6–10	1.86

10. *Krotkus A., Bertulis K., Dapkus L. et al.* // Appl. Phys. Lett. 1999. V. 75. № 21. P. 3336.
11. *Coutaz J.-L., Roux J.-F., Gaarder A. et al.* // XI Intern. Semiconducting and Insulating Materials Conf. Canberra, Australia, 2000. P. 89.
12. *Specht P., Lutz R.C., Zhao R. et al.* // J. Vacuum Sci. Technol. B. 1999. V. 17. P. 1200.
13. *Specht P., Leong S., Sohn H. et al.* // Mater. Sci. Forum. 1997. V. 258–263. P. 951.
14. *Harmon E.S., Melloch R.M., Woodall J.M. et al.* // Appl. Phys. Lett. 1993. V. 63. № 16. P. 2248.
15. *Chang M.N., Pan J.-W., Chyi J.-I.* // Appl. Phys. Lett. 1998. V. 72. № 5. P. 587.
16. *Breard M.C., Turner G.M.* // J. Appl. Phys. 2001. V. 90. № 12. P. 5915.
17. *Look D.C.* // J. Appl. Phys. 1991. V. 70. P. 3148.
18. *Gebauer J., Börner F., Krause-Rehberg R.* // J. Appl. Phys. 2000. V. 87. № 12. P. 8368.
19. *Look D.C., Walters D.C., Robinson G.D. et al.* // J. Appl. Phys. 1993. V. 74. № 10. P. 306.
20. *Warren A.C., Woodall J.M., Freeouf J.L. et al.* // Appl. Phys. Lett. 1990. V. 57. № 13. P. 1331.
21. *Kadow C., Jackson A.W., Gossard A.C. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2000. V. 76. № 24. P. 3510.
22. *Kadow C., Jackson A.W., Gossard A.C. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2000. V. 76. № 24. P. 3510.
23. *Kadow C., Jackson A.W., Gossard A.C. et al.* // Physica E. 2001. V. 7. P. 97.
24. *Piazza F., Pavesi L., Henini M. et al.* // Semicond. Sci. Technol. 1992. V. 7. P. 1504.
25. *Ohachi T., Feng J.M., Asai K. et al.* // Microelectronics J. 1999. V. 30. P. 471.
26. *Мокеров В.Г., Галиев Г.Б., Слепнев Ю.В. и др.* // Физика и техника полупроводников. 1998. Т. 32. Вып. 11. С. 1320.
27. *Галиев Г.Б., Каминский В.Э., Мокеров В.Г. и др.* // Физика и техника полупроводников. 2001. Т. 35. Вып. 4. С. 427.
28. *Pavesi L., Henini M., Johnston D.* // Appl. Phys. Lett. 1995. V. 66. № 21. P. 2846.
29. *Agawa K., Hirakawa K., Sakamoto N. et al.* // Appl. Phys. Lett. 1994. V. 65. P. 1171.
30. *Piazza F., Pavesi L., Henini M. et al.* // Semicond. Sci. Technol. 1992. V. 7. P. 1504.
31. *Галиев Г.Б., Карачевцева М.В., Мокеров В.Г. и др.* // Докл. РАН. 1999. Т. 367. № 5. С. 613.
32. *Галиев Г.Б., Климов Е.А., Васильев А.Л. и др.* // Кристаллография. 2017. Т. 62. № 1. С. 77.
33. *Случинская И.А.* Основы материаловедения и технологии полупроводников. М.: Мир, 2002. 376 с.
34. *Gutierrez M., Gonzales D., Aragon G. et al.* // Mater. Sci. Eng. B. 2001. V. 80. P. 27.
35. *Claverie A., Liliental-Weber Z.* // Mater. Sci. Eng. B. 1993. V. 22. P. 45.
36. *Roux J.-F., Coutaz J.-L., Krotkus A.* // Appl. Phys. Lett. 1999. V. 74. № 17. P. 2462.
37. *Берт Н.А., Чалдышев В.В.* // Физика и техника полупроводников. 1996. Т. 30. № 10. С. 1889.
38. *Schifèrl D., Barrett C.S.* // J. Appl. Cryst. 1969. V. 2. P. 30.