

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МНСТ SCIENCE OF MATERIALS AND TECHNOLOGICAL BASICS OF MNST

УДК 539.25:548.4+535.215.4:621.373.54

DOI: 10.17587/nmst.19.515-526

Г. Б. Галиев¹, д-р физ.-мат. наук, зав. лаб., А. М. Буряков², аспирант, В. Р. Билык², аспирант, Д. И. Хусяинов², студент, Е. Д. Мишина², д-р физ.-мат. наук, зав. лаб., Е. А. Климов¹, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., А. Н. Ключков¹, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., С. С. Пушкарев¹, канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр., e-mail: serp456207@gmail.com, И. С. Васильевский³, канд. физ.-мат. наук, доц., М. М. Грехов³, канд. физ.-мат. наук, нач. отдела, И. Н. Трунькин⁴, инж.-исследователь, А. Л. Васильев⁴, канд. физ.-мат. наук, нач. лаб.

¹ Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук, Москва, Россия

² Московский технологический университет, Москва, Россия

³ Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва, Россия

⁴ Национальный исследовательский центр "Курчатовский институт", Москва, Россия

ТЕРАГЕРЦЕВОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ GaAs СТРУКТУР НА ПОДЛОЖКАХ GaAs (100) И (111)A

Поступила в редакцию 28.11.2016

Предложены и методом молекулярно-лучевой эпитаксии выращены структуры на основе LT-GaAs слоев, содержащие легирующие эквидистантные δ -слои Si. Для роста использовались подложки GaAs с кристаллографической ориентацией (100) и (111)A. Методом терагерцевой спектроскопии исследована эффективность генерации и детектирования терагерцевого (ТГц) излучения структурами, на поверхности которых были изготовлены микрополосковые фотопроводящие антенны. Генерация ТГц излучения происходила при облучении зазора антенны фемтосекундными оптическими лазерными импульсами. Показано, что амплитуда ТГц излучения от фотопроводящей антенны на LT-GaAs/GaAs (111)A в 2,0 раз больше, чем от такой же антенны на LT-GaAs/GaAs (100). Большую эффективность генерации ТГц излучения следует приписать особенностям кристаллической структуры пленок LT-GaAs, выращенных на подложках GaAs (111)A: поликристалличности пленки LT-GaAs и преимущественному встраиванию примесных атомов Si в узлы As, а не Ga, вследствие чего они играют роль акцепторов, а не доноров.

Ключевые слова: амфотерная примесь, кристаллографическая ориентация подложки (111)A, микрополосковая антенна, молекулярно-лучевая эпитаксия, низкотемпературный GaAs, преципитаты мышьяка, терагерцевое излучение, фотопроводящая терагерцевая антенна

Введение

Терагерцевая спектроскопия с временным разрешением — актуальный и активно развивающийся в настоящее время метод диагностики различных материалов и биологических объектов с помощью малоинтенсивного электромагнитного излучения терагерцевого диапазона частот (100 ГГц ... 3 ТГц). Для генерации и детектирования терагерцевого излучения в этом методе используются фотопроводящие антенны (ФП антенны) на основе специфических полупроводниковых материалов. К таким материалам относятся бездефектные монокристаллические пленки GaAs [1] и пленки GaAs, выращенные методом молекулярно-лучевой эпитаксии при пониженной температуре подложки (low-temperature GaAs, LT-GaAs) [2].

Пониженная температура роста приводит к тому, что реиспарение мышьяка с поверхности растущей пленки подавлено, и она захватывает до 1,5 % избыточных атомов мышьяка (в то время как в стехиометрическом соединении GaAs атомов Ga и As ровно по 50 %) [3–5]. Вследствие этого пленка LT-GaAs обладает высокой концентрацией антиструктурных дефектов As_{Ga} (атом As в узле атома Ga) порядка 10^{20} см^{-3} [6]. В заряженном состоянии As_{Ga}^+ эти дефекты действуют как ловушки для электронов и тем самым обеспечивают крайне малое время жизни фотовозбужденных электронов (менее пикосекунды) [7].

Для увеличения концентрации заряженных дефектов As_{Ga}^+ материал LT-GaAs легируют акцепторной примесью (как правило, бериллием) [7]. В ра-

ботах [8, 9] показано, что структуры LT-GaAs:Ве могут быть использованы в оптоэлектронных устройствах терагерцевого диапазона частот, причем такие устройства имеют лучшие параметры по сравнению с устройствами на базе нелегированного LT-GaAs. Однако из-за высокой токсичности Ве его использование при молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) в последнее время снижается и мало распространено в промышленном производстве, поскольку требует дополнительных мер безопасности. Кроме того, наличие в установке МЛЭ источника Ве приводит к повышению фоновой примеси *p*-типа, что отрицательно сказывается на качестве в последующем выращиваемых в ней гетероструктур *n*-типа.

Хорошо известно, что кремний проявляет ярко выраженные амфотерные свойства как легирующая примесь в эпитаксиальных пленках GaAs, выращенных на подложках GaAs с кристаллографической ориентацией (111)А при стандартных температурах роста (500...600 °С). В этом случае, меняя соотношение потоков мышьяка и галлия γ , на подложке GaAs (111)А можно вырастить легированные кремнием слои GaAs как с *n*-, так и с *p*-типом проводимости [10, 11]. Однако легирующие свойства Si в пленках LT-GaAs, выращенных на подложке GaAs (111)А, пока не исследовались.

В данной работе исследуется генерация и детектирование терагерцевого излучения фотопроводящими антеннами на легированных атомами Si пленках LT-GaAs, эпитаксиально выращенных на подложках GaAs как со стандартной кристаллографической ориентацией (100), так и с ориентацией (111)А. Цель работы — установить, на какой подложке эпитаксиальная пленка LT-GaAs обладает лучшими качествами как материал для фотопроводящей терагерцевой антенны. При этом имеется в виду, что на качества пленки LT-GaAs влияет не только возможное проявление амфотерности атомов Si, но и особенности кристаллической структуры, приобретаемые пленкой LT-GaAs при росте на разных подложках. Кроме того, свойства исследуемых ФП антенн сравниваются со свойствами традиционно применяемого для тех же целей нелинейного кристалла ZnTe.

Образцы и методика ТГц эксперимента

Исследуемые в данной работе образцы одинакового слоевого дизайна были выращены на полужолирующих подложках GaAs (100) и (111)А методом МЛЭ. Образец на подложке GaAs (100) обозначается в дальнейшем LT-GaAs/GaAs (100) (номер ростового процесса 975-3.3), а образец на подложке GaAs (111)А — LT-GaAs/GaAs (111)А (номер ростового процесса 978-6.3). Дизайн образцов представлен на рис. 1. Образцы состоят из двух слоев: слоя *i*-GaAs толщиной 0,2 мкм, выращенно-

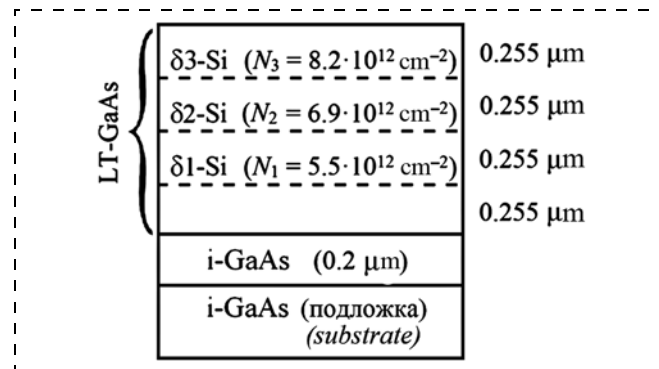


Рис. 1. Дизайн структур

Fig. 1. Design of the samples

го при температуре 560 °С, и слоя LT-GaAs толщиной 1 мкм, выращенного при температуре 230 °С. Слой LT-GaAs содержит три δ -слоя кремния, расположенные на расстоянии 0,255 мкм друг от друга. Концентрация N атомов Si в каждом из δ -слоев указана на рис. 1. Отношение потоков As_4 и Ga во время роста составляло ~ 20 . После роста образцы были подвергнуты отжигу в камере роста установки МЛЭ в потоке As_4 при температуре 590 °С в течение 1 ч.

Для исследования динамики фотовозбужденных носителей заряда проводили измерения интенсивности отраженного луча зондирования как функции времени задержки между возбуждающим и зондирующим импульсами (методика "накачки — зондирования"). В качестве источника оптической накачки использовали твердотельный лазер на кристалле сапфира, легированного ионами титана, с длиной волны 800 нм (энергия фотона 1,55 эВ), длительностью импульса 100 фс и частотой следования импульсов 80 МГц. Плотность средней мощности накачки составляла $1,104 \cdot 10^3 \text{ Вт/см}^2$, зондирования — $0,111 \cdot 10^3 \text{ Вт/см}^2$.

На поверхности выращенных образцов методом фотолитографии были изготовлены микрополосковые фотопроводящие антенны. Они представляют собой омические контакты Ti/Au (50/800 нм) в виде двух параллельных полосок шириной 100 мкм и с расстоянием между ними 200 мкм.

Оптическое излучение накачки фокусировалось в пятно диаметром ~ 12 мкм между электродами ФП антенны. Для достижения оптимальных условий генерации ТГц излучения пятно луча накачки было сдвинуто к анодному электроду ФП антенны, поскольку электрическое поле между двумя далеко отстоящими металлическими линейными электродами сильно неоднородно и концентрируется возле анода [12, 13]. При генерации ТГц излучения ФП антеннами к их контактам прикладывалось напряжение смещения, тем самым создавалось внешнее электрическое поле в зазоре между контактами, которое ускоряло фотовозбужденные носители

заряда. Напряжение смещения варьировалось в диапазоне 0...60 В.

В качестве детектора использовали нелинейный кристалл ZnTe. В схеме с нелинейно-оптическим кристаллом ZnTe принцип детектирования ТГц излучения основан на методе электрооптического стробирования широкого терагерцевого импульса короткими фемтосекундными импульсами [14, 15]. Принцип работы основан на взаимодействии терагерцевого и оптического излучений в нелинейной среде за счет модуляции фазы оптического излучения терагерцевой волной. Сканирование фазы терагерцевой волны осуществляется с помощью временной линии задержки.

Кристаллическая структура образцов

Как видно из данных просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ) на рис. 2 и как показано с помощью электронной дифракции, образец LT-GaAs/GaAs (100) является монокристаллическим. Кроме того, в образце LT-GaAs/GaAs (100) отчетливо видны плоскости с повышенной концентрацией преципитатов As, которые соответствуют δ -Si слоям.

Более детальное исследование отдельных участков образца LT-GaAs/GaAs (100) с помощью просвечивающей электронной микроскопии позволило численно охарактеризовать распределение преципитатов As. На рис. 2, b эти данные представлены в удобном для визуального восприятия графическом виде. Как видно, распределение преципитатов As по глубине (показано сплошной линией на рис. 2, b) четко соответствует расположению δ -Si слоев: плоскости δ -Si слоев служат плоскостями аккумуляции преципитатов As. Неодинаковым оказывается и средний диаметр преципитатов As, образовавшихся на разной толщине слоя LT-GaAs (показан штриховой линией на рис. 2, b). Наибольшим средним диаметром обладают преципитаты в самой нижней области LT-GaAs, а по мере роста LT-GaAs слоя диаметр преципитатов в среднем уменьшается (за исключением самой верхней области). Такое изменение среднего размера преципитатов может быть связано с тем, что во время формирования δ -Si слоев уже происходит отжиг за счет радиационного нагрева от горячего кремниевого молекулярного источника (в нашем случае $T_{Si} = 1120^\circ\text{C}$). Время формирования δ -Si слоев было достаточно большим — 2 мин, 2 мин 30 с и 3 мин для δ 1-, δ 2- и δ 3-слоев соответственно. Таким образом,

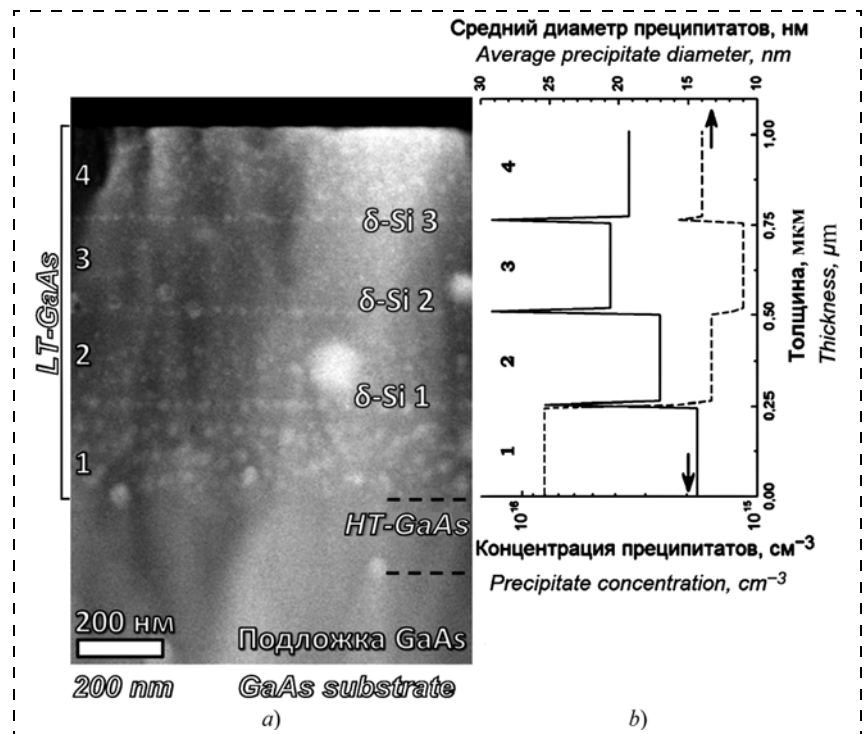


Рис. 2. Темнопольное высокоугловое ПРЭМ-изображение образца LT-GaAs/GaAs (100) (a) и пространственное распределение преципитатов мышьяка в нем (b)

Fig. 2. Dark-field high-angle STEM image of LT-GaAs/GaAs (100) sample (a) and a spatial distribution of the arsenic precipitates in it (b)

чем ниже расположена область LT-GaAs, тем более длительный отжиг она испытывает уже в процессе роста, в результате чего преципитаты As объединяются в более крупные, а их число уменьшается. О возможности дополнительного отжига от нагретых молекулярных источников сообщается в работе [5].

Как видно из рис. 3 и как показано с помощью дифракции электронов, образец LT-GaAs/GaAs

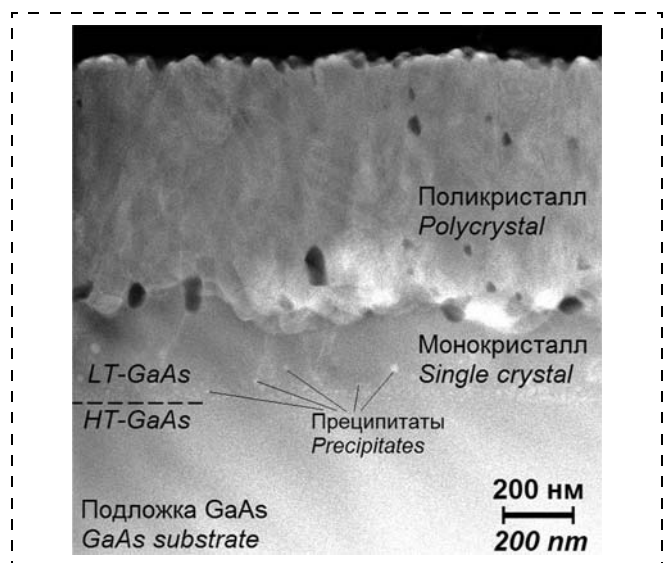


Рис. 3. Темнопольное высокоугловое ПРЭМ-изображение образца LT-GaAs/GaAs (111)A

Fig. 3. Dark-field high-angle STEM image of LT-GaAs/GaAs (111)A sample

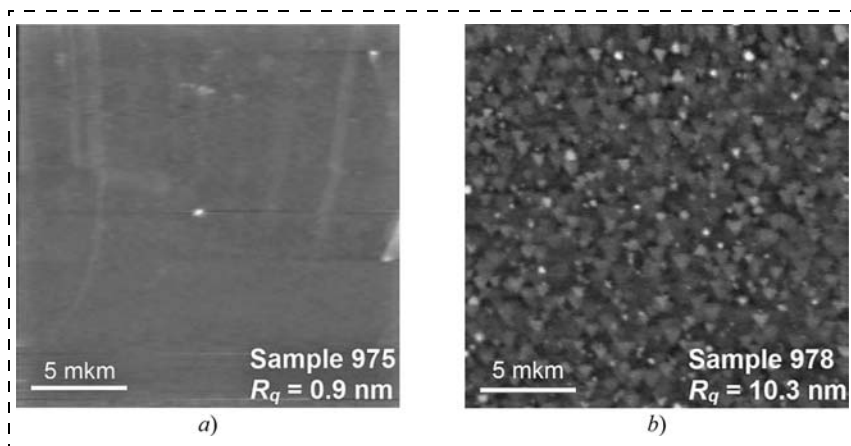


Рис. 4. АСМ-изображения поверхности образцов LT-GaAs/GaAs (100) (a) и LT-GaAs/GaAs (111)A (b)

Fig. 4. AFM images of the samples LT-GaAs/GaAs (100) (a) and LT-GaAs/GaAs (111)A (b)

(111)A имеет монокристаллическую нижнюю часть LT-GaAs слоя толщиной ~ 200 нм, выше которой LT-GaAs-слой становится поликристаллическим. В монокристаллической области LT-GaAs вблизи границы с нижним высокотемпературным буфером наблюдается скопление преципитатов мышьяка с концентрацией $\sim 2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$. Поликристаллическая область состоит из вертикальных расширяющихся кверху кристаллитов, средняя ширина которых в верхней части составляет 70 нм, а средняя высота — 250 нм. Кристаллиты разориентированы в широком диапазоне углов: в частности, на некоторых электронограммах одновременно зафиксированы рефлексы от плоскостей (111) и (100), т. е. угол разориентации в данном случае принимает значение $\sim 55^\circ$.

Как видно из рис. 4, поверхность образца LT-GaAs/GaAs (100) гладкая, ее среднеквадратичная шероховатость составляет 0,9 нм. Поверхность образца LT-GaAs/GaAs (111)A имеет зерни-

стый рельеф с характерным размером зерен 100...150 нм, ее среднеквадратичная шероховатость составляет 10,3 нм. Эти данные согласуются с монокристаллическостью образца LT-GaAs/GaAs (100) и поликристаллическостью верхней части образца LT-GaAs/GaAs (111)A.

На рис. 5 приведены кривые дифракционного отражения (КДО) исследуемых образцов. На КДО неотожженного образца LT-GaAs/GaAs (100), кроме пика подложки, соответствующего стандартному параметру решетки GaAs 5,653 Å, появляется интенсивный пик при $2\theta = 65,966^\circ$, соответствующий кристаллической структуре LT-GaAs с

увеличенным параметром решетки 5,662 Å. Этот пик полностью исчезает после отжига, что свидетельствует о потере кристаллической решетки LT-GaAs избыточных атомов мышьяка, которые выделяются в преципитаты, наблюдаемые на рис. 2, a. КДО образца LT-GaAs/GaAs (111)A не содержит никаких дополнительных пиков, кроме пика от подложки, и практически не изменяется после отжига. Эти данные становятся понятны, если учесть поликристаллический характер образца LT-GaAs/GaAs (111)A, и могут свидетельствовать о том, что в данном случае при эпитаксиальном росте на подложках GaAs (111)A обогащение кристаллической решетки избыточными атомами As происходит в меньшей степени, чем на подложках GaAs (100).

Электрофизические данные удалось измерить только на неотожженных образцах, поскольку после отжига образцов их удельное сопротивление возрастает на несколько порядков. Носители

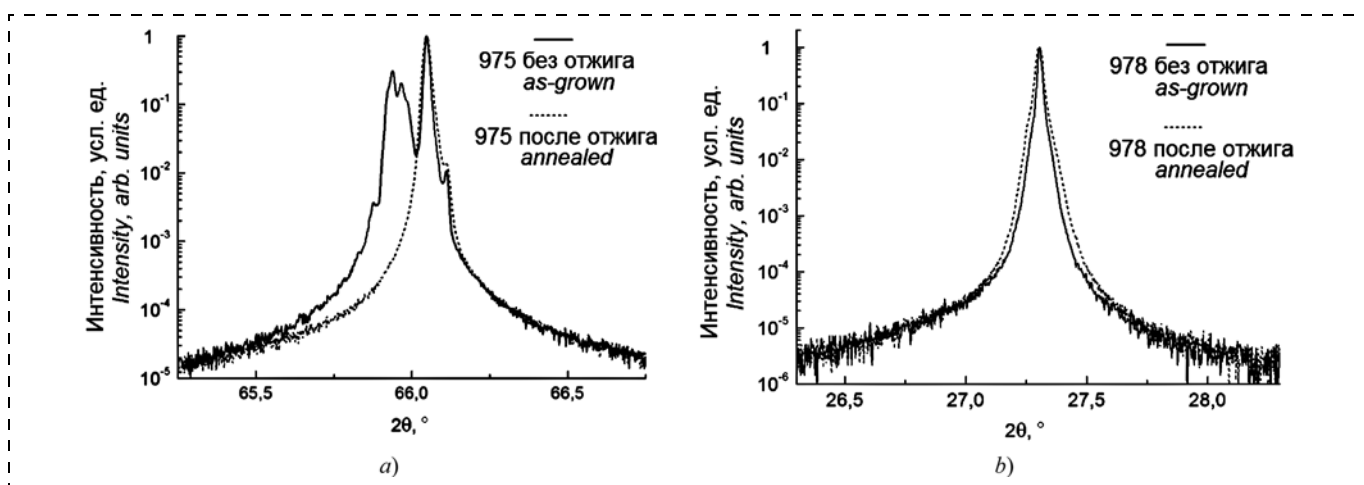


Рис. 5. КДО образца LT-GaAs/GaAs (100), отражение от плоскостей (400) (a) и образца LT-GaAs/GaAs (111)A, отражение от плоскостей (111) (b)

Fig. 5. $\theta/2\theta$ -CDR of LT-GaAs/GaAs (100) sample, reflection from planes (400) (a) and LT-GaAs/GaAs (111)A sample, reflection from planes (111) (b)

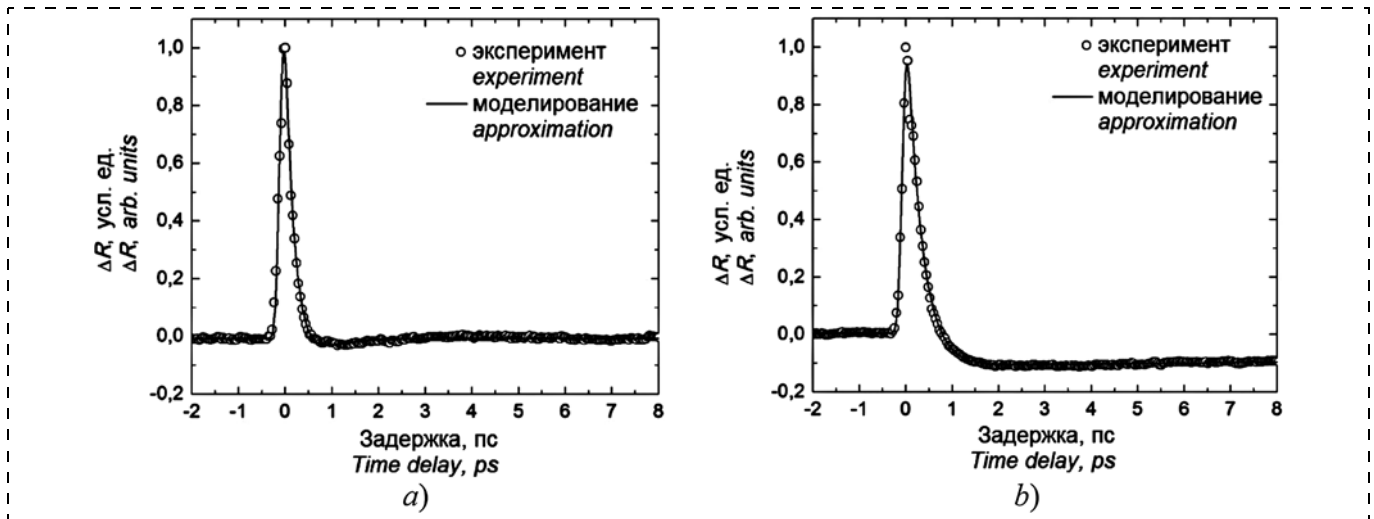


Рис. 6. Временная зависимость изменения коэффициента отражения, измеренная оптической методикой "накачки — зондирования": *a* — для образца LT-GaAs/GaAs (100); *b* — для образца LT-GaAs/GaAs (111)A

Fig. 6. Time dependence of the change of the reflection coefficient, measured by the optical method of "pumping-probing": *a* — for LT-GaAs/GaAs (100); *b* — for LT-GaAs/GaAs (111)A sample

заряда в образце LT-GaAs/GaAs (100) — электроны, их подвижность $\mu_e = 10 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, концентрация $n_e = 1,8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, удельное сопротивление $3550 \text{ Ом} \cdot \text{см}$. Носители заряда в образце LT-GaAs/GaAs (111)A — дырки, их подвижность $\mu_p = 90 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, концентрация $n_p = 1,3 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, удельное сопротивление $530 \text{ Ом} \cdot \text{см}$. Таким образом, можно предположить, что в пленке LT-GaAs (111)A атомы Si встраиваются в узлы As, а не Ga, и становятся акцепторами, а не донорами электронов. Можно предположить, что вследствие этого электроны переходят с уровней дефектов As_{Ga} на акцепторные уровни, вследствие чего увеличивается концентрация активных дефектов As_{Ga}^+ .

Время жизни фотовозбужденных носителей заряда

Поскольку генерация терагерцевых импульсов возможна при взаимодействии фемтосекундных оптических импульсов с фотопроводящими полупроводниковыми пленками, обладающими малым временем жизни фотовозбужденных носителей заряда (ФНЗ) [12], представляется интересным оценить влияние ориентации подложки на время жизни ФНЗ в пленках LT-GaAs. Для этого было проведено исследование динамики ФНЗ с помощью методики оптической "накачки — зондирования" [16].

На рис. 6 изображены характерные зависимости изменения коэффициента отражения ΔR от времени для пленок LT-GaAs, выращенных на подложках с различной ориентацией. Видно, что возбуждение электронной подсистемы полупроводника фотонами с энергией 1,55 эВ приводит к резкому изменению коэффициента отражения света с той же энергией фотонов. Изменение происходит на времени порядка длительности импульса. Далее фотоиндуцированный сигнал релаксирует экспо-

нentially. Для получения количественного описания наблюдаемой релаксации была проведена аппроксимация экспериментальных данных на основе подхода, разработанного ранее для описания аналогичных процессов в полупроводниках [17]:

$$\frac{\Delta R}{R}(t) = \frac{A}{2} e^{\left(\frac{w^2}{4\tau_1^2} - \frac{t}{\tau_1}\right)} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{t}{w} - \frac{w}{2\tau_1}\right) + 1 \right] + \frac{B}{2} e^{\left(\frac{w^2}{4\tau_2^2} - \frac{t}{\tau_2}\right)} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{t}{w} - \frac{w}{2\tau_2}\right) + 1 \right], \quad (1)$$

где τ_1 — среднее время жизни основных ФНЗ; τ_2 — среднее время жизни неосновных ФНЗ; w — длительность импульса лазера; A, B — амплитуды. Время жизни ФНЗ для обоих образцов представлены в табл. 1. Видно, что характерное время жизни τ_1 для обоих образцов примерно одинаково, а время жизни τ_2 для образца LT-GaAs/GaAs (111)A оказалось в 120 раз больше, чем для образца LT-GaAs/GaAs (100). На основании этого можно сделать вывод о том, что изменение ориентации кристаллографической плоскости подложки имеет существенное

Таблица 1

Table 1

Измеренное время жизни основных (τ_1) и неосновных (τ_2) фотовозбужденных носителей заряда
Measured lifetime of the basic (τ_1) and nonbasic (τ_2) photoexcited charge carriers

Образец Sample	τ_1 , ps	τ_2 , ps
LT-GaAs/GaAs (100)	0,2	0,5
LT-GaAs/GaAs (111)A	0,3	60

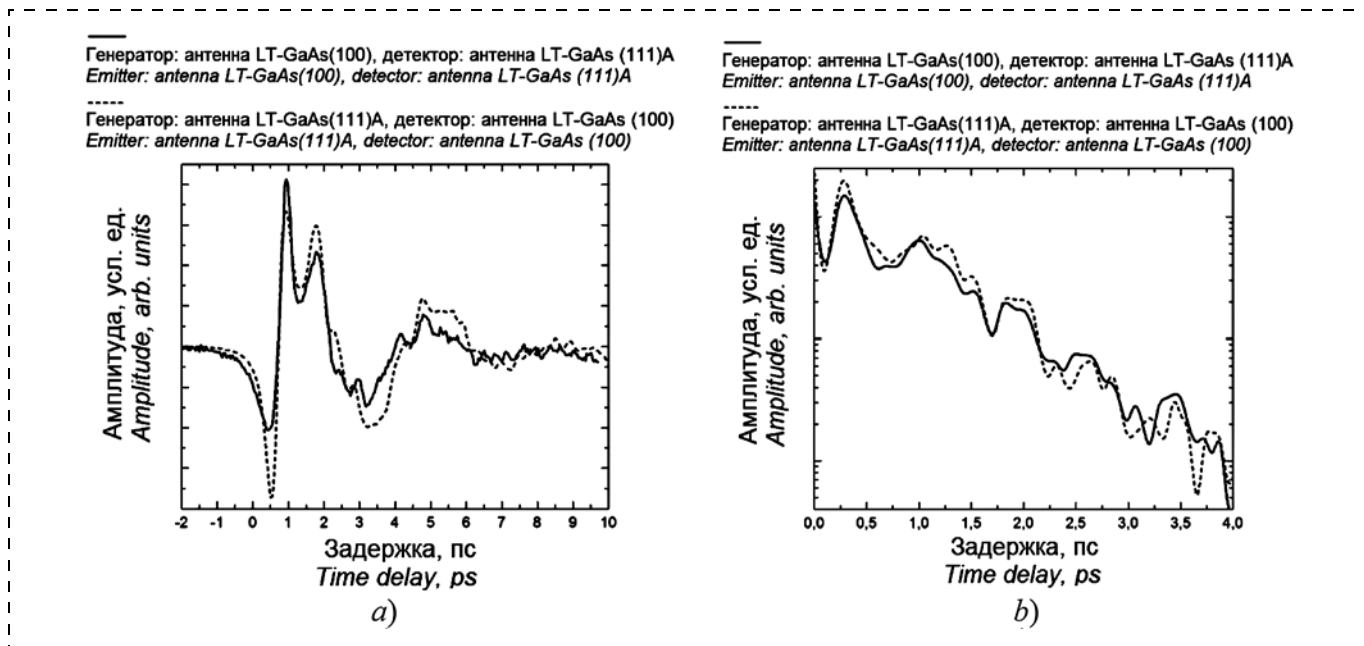


Рис. 7. Генерация и детектирование ТГц излучения в различных парах антенн: *a* — временная зависимость ТГц излучения; *b* — частотный спектр ТГц излучения

Fig. 7. Generation and detection of THz radiation in various pairs of antennas: a — time dependence of THz radiation; b — frequency spectrum of THz radiation

влияние на время жизни неосновных ФНЗ, в то время как время жизни основных ФНЗ при этом почти не изменяется.

Генерация и детектирование ТГц излучения

В результате анализа спектров ТГц сигналов, излучаемых ФП антеннами и кристаллом ZnTe, получены численные характеристики спектров, ко-

торые приведены в табл. 2 (спектры подробно анализируются в работе [18]). Полоса излучения определялась как диапазон частот, в котором излучается 50 % интегральной интенсивности, при этом интенсивность на граничных частотах $(f_{1/2})_{\min}$ и $(f_{1/2})_{\max}$ приблизительно одинакова.

Кроме того, был поставлен эксперимент, в котором генератором ТГц излучения являлась одна

Таблица 2

Table 2

Характеристики излучения нелинейного кристалла ZnTe, пленок и ФП антенн, к которым приложено напряжение 60 В, в диапазоне частот 0...5 ТГц [18]

Characteristics of radiation of ZnTe nonlinear crystal, films and PC antennas, to which voltage of 60 V was applied, in the range of frequencies of 0...5 THz [18]

Параметр спектра излучения <i>Parameter of the spectrum of radiation</i>	ZnTe	Пленка LT-GaAs <i>LT-GaAs Film</i>		ФП антенна на LT-GaAs <i>PC antenna on LT-GaAs</i>	
		Подложка GaAs (100) <i>Substrate GaAs (100)</i>	Подложка GaAs (111)A <i>Substrate GaAs (111)A</i>	Подложка GaAs (100) <i>Substrate GaAs (100)</i>	Подложка GaAs (111)A <i>Substrate GaAs (111)A</i>
$(f_{1/2})_{\min}$, ТГц* $(f_{1/2})_{\min}$, THz*	1,00	~0,5**	0,60	0,42	0,28
$(f_{1/2})_{\max}$, ТГц* $(f_{1/2})_{\max}$, THz*	2,37	~3,5**	2,17	1,97	1,58
Ширина полосы излучения, ТГц <i>Radiation band, THz</i>	1,37	~3,0**	1,57	1,55	1,30
Нормированная интегральная амплитуда ТГц излучения <i>Normalized integral amplitude of THz radiation</i>	1	~0,014**	0,050	2,30	4,52

* Погрешность определения частоты составляет $\pm 0,04$ ТГц.
 * *The frequency determination error is ± 0.04 THz.*
 ** Величины указаны оценочно, так как малая интенсивность сигнала затрудняла анализ его спектра.
 ** *The values are presented as estimates, because the low signal amplitude complicated analysis of its spectrum.*

из антенн, а детектором — вторая. Полученные результаты представлены на рис. 7. Видно, что у пары антенн LT-GaAs/GaAs (111)A → LT-GaAs/GaAs (100) эффективность преобразования оптической накачки в колебания газа свободных электронов выше, чем у пары антенн LT-GaAs/GaAs (100) → LT-GaAs/GaAs (111)A, стрелка обозначает направление ТГц излучения. Интегральная амплитуда ТГц излучения, излучаемого и детектируемого в первой паре антенн, в ~1,2 раза больше, чем во второй паре антенн, при этом форма спектра ТГц излучения качественно не изменяется при использовании разных пар антенн.

Заключение

В данной работе показано, что изменение ориентации кристаллографической плоскости подложки имеет существенное влияние на время жизни неосновных фотовозбужденных носителей заряда, в то время как время жизни основных фотовозбужденных носителей заряда при этом почти не изменяется.

Также показано, что пленки LT-GaAs на подложках GaAs (100) и (111)A генерируют ТГц излучение в диапазоне до 3 ТГц при облучении их фемтосекундными импульсами лазера с длиной волны 800 нм и длительностью 100 фс. Амплитуда ТГц излучения от пленки LT-GaAs на подложке GaAs (111)A в 3,4 раза больше, чем от пленки LT-GaAs на сингулярной подложке GaAs (100). Амплитуда ТГц излучения от ФП антенны в виде двух параллельных полосок Ti/Au шириной 100 мкм и с расстоянием между ними 200 мкм, изготовленных на поверхности этих пленок, при приложении напряжения 60 В к контактам антенны на два порядка превосходит амплитуду ТГц излучения от соответствующих пленок без антенн. Амплитуда ТГц излучения от ФП антенны на LT-GaAs/GaAs (111)A в 2,0 раз больше, чем от такой же ФП антенны на LT-GaAs/GaAs (100).

Лучшие свойства ФП антенн на пленках LT-GaAs на подложках (111)A по сравнению с пленками LT-GaAs на подложках (100) следует приписать особенностям кристаллической структуры пленок LT-GaAs, образующимся при использовании подложки GaAs (111)A. Эти особенности следующие: поликристаллическость пленки LT-GaAs и образование примесными атомами Si акцепторных, а не донорных энергетических уровней обусловлены тем, что атомы Si встраиваются преимущественно в узлы As, а не Ga.

Работа проведена при поддержке гранта № 14.Z50.31.0034 и Российского Фонда Фундаментальных исследований (гранты № 17-32-80057, № 16-29-03294 офу_м).

Список литературы

1. Venkatesh M., Rao K. S., Abhilash T. S., Tewari S. P., Chaudhary A. K. Optical characterization of GaAs photoconductive antennas for efficient generation and detection of Terahertz radiation. *Optical Materials*. 2014. Vol. 36. P. 596–601.
2. Галиев Г. Б., Климов Е. А., Лаврухин Д. В., Ячменев А. Э., Галиев Р. Р., Пономарев Д. С., Хабибуллин Р. А., Федоров Ю. В., Бугаев А. С. Разработка и исследование фотопроводящих антенн на основе полупроводников группы АЗВ5, выращенных при пониженных температурах эпитаксиального роста // *Нано- и микросистемная техника*. 2014. № 6. С. 28–29.
3. Liliental-Weber Z., Swider W., Yu K. M., Kortright J., Smith F. W., Calawa A. R. Breakdown of crystallinity in low-temperature-grown GaAs layers // *Appl. Phys. Lett.* 1991. Vol. 58, is. 19. P. 2153–2155.
4. Liliental-Weber Z., Cheng H. J., Gupta S., Whitaker J., Nichols K., Smith F. W. Structure and carrier lifetime in LT-GaAs // *J. of Electronic Materials*. 1993. Vol. 22, is. 12. P. 1465–1469.
5. Missous M. Stoichiometric low temperature (SLT) GaAs and AlGaAs grown by molecular beam epitaxy. *Microelectronics Journal*. 1996. Vol. 27, Is. 4–5. P. 393–409.
6. Grandier B., Chen H., Feenstra R. M., McInturff D. T., Juodawlkis P. W., Ralph S. E. Scanning tunneling microscopy and spectroscopy of arsenic antisites in low temperature grown InGaAs // *Appl. Phys. Lett.* 1999. Vol. 74, Is. 10. P. 1439–1441.
7. Siegner U., Fluck R., Zhang G., Keller U. Ultrafast high-intensity nonlinear absorption dynamics in low temperature grown gallium arsenide // *Appl. Phys. Lett.* 1996. Vol. 69, Is. 17. P. 2566–2568.
8. Coutaz J.-L., Roux J.-F., Gaarder A., Marcinkevicius S., Jasinski J., Korona K., Kaminska M., Bertulis K., Krotkus A. Be-doped low-temperature grown GaAs for ultrafast optoelectronic devices and applications. XI International Semiconducting and Insulating Material Conference (Canberra, Australia, 3–7 July 2000). 2000. P. 89–96.
9. Specht P., Jeong S., Sohn H., Luysberg M., Prasad A., Gebauer J., Krause-Rehberg R., Weber E. R. Defect control in As-rich GaAs // *Materials Science Forum*. 1997. Vol. 258–263. P. 951–956.
10. Галиев Г. Б., Мокеров В. Г., Сарайкин В. В., Слепнев Ю. В., Шагмуратов Г. И., Имамов Р. М., Пашаев Е. М. Исследование структурного совершенства, распределения и перераспределения кремния в эпитаксиальных пленках GaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках с ориентациями (100), (111)A, (111)B // *ЖТФ*. 2001. Т. 71. Вып. 4. С. 47–52.
11. Galiev G. B., Kaminskii V., Milovzorov D., Velihovskii L., Mokerov V. Molecular beam epitaxy growth of a planar p–n junction on a (111)A GaAs substrate, using the amphoteric property of silicon dopant // *Semicond. Sci. Technol.* 2002. Vol. 17, Is. 2. P. 120–123.
12. Uhd Jepsen P., Jacobsen R. H., Keiding S. R. Generation and detection of terahertz pulses from biased semiconductor antennas // *J. Opt. Soc. Am. B*. 1996. Vol. 13, Is. 11. P. 2424–2436.
13. Tani M., Matsuura S., Sakai K., Nakashima S.-I. Emission characteristics of photoconductive antennas based on low-temperature-grown GaAs and semi-insulating GaAs // *Applied Optics*. 1997. Vol. 36, Is. 30. P. 7853–7859.
14. Kovalev S. P., Kitaeva G. Kh. Two alternative approaches to electro-optical detection of terahertz pulses // *JETP Lett.* 2011. Vol. 94, Is. 2. P. 91–96.
15. Winnewisser C., Jepsen P. Uhd, Schall M., Schyja V., Helm H. Electro-optic detection of THz radiation in LiTaO₃, LiNbO₃ and ZnTe // *Appl. Phys. Lett.* 1997. Vol. 70, Is. 23. P. 3069–3071.

16. **Shah J.** Ultrafast Spectroscopy of Semiconductors and Semiconductor Nanostructures. Springer Berlin Heidelberg, 2013, 522 p.

17. **Kimel A., Bentivegna F., Gridnev V. N., Pavlov V. V., Pisarev R. V., Rasing Th.** Room-temperature ultrafast carrier and spin dynamics in GaAs probed by the photoinduced magneto-optical Kerr effect // Phys. Rev. B. 2001. Vol. 63. P. 1–8.

18. **Галиев Г. В., Пушкарев С. С., Буряков А. М., Билык В. Р., Мишина Е. Д., Климов Е. А., Васильевский И. С., Мальцев П. П.** Генерация и детектирование терагерцевого излучения в низкотемпературных эпитаксиальных пленках GaAs на подложках GaAs с ориентациями (100) и (111)A // Физика и техника полупроводников. 2017. Т. 51. Вып. 4. С. 529–534.

G. B. Galiev¹, Head of Laboratory, **A. M. Buriakov**², Postgraduate, **V. R. Bilyk**², Postgraduate, **D. I. Khusyainov**², Student, **E. D. Mishina**², Head of Laboratory, **E. A. Klimov**¹, Senior Researcher, **A. N. Klochkov**¹, Senior Researcher, **S. S. Pushkarev**¹, Senior Researcher, serp456207@gmail.com, **I. S. Vasil'evskii**³, Associate Professor, **M. M. Grekhov**³, Head of Department, **I. N. Trunkin**⁴, Researcher Engineer, **A. L. Vasiliev**⁴, Head of Laboratory

¹ Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics, Russian Academy of Sciences, 117105 Moscow, Russian Federation

² Moscow Technological University, 119454 Moscow, Russian Federation

³ National Research Nuclear University "MEPhI", 115409 Moscow, Russian Federation

⁴ National Research Centre "Kurchatov Institute", Moscow, 123182, Russian Federation

Corresponding author:

Pushkarev Sergey S., Ph. D., Senior Researcher, Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics, Russian Academy of Sciences, Moscow, 117105, Russian Federation, serp456207@gmail.com

Terahertz Radiation from the Epitaxial Low-Temperature-Grown Structures on GaAs (100) and (111)A Substrates

Received on November 28, 2016

Accepted on December 14, 2016

The efficiency of terahertz radiation generation of in the bandwidth up to 3 THz by photoconductive strip-line antennas on low-temperature-grown GaAs was investigated by means of time-domain terahertz spectroscopy. LT-GaAs films were grown by molecular beam epitaxy on substrates GaAs with orientation (100) and (111)A and contained equidistant Si δ -layers. Generation and detection of THz-radiation realized when LT-GaAs film or photoconductive antenna gap was illuminated by 100 fs laser pulses with the wavelength of 800 nm. The amplitude of THz-radiation from LT-GaAs/GaAs (111)A-based antenna was shown to be 2.0 times larger than one from LT-GaAs/GaAs (100)-based antenna. This may be explain by the features of LT-GaAs/GaAs (111)A film crystal structure: this film is polycrystalline, and doping Si atoms in this film mainly insert in Ga-sites, resulting in p-type conductivity.

Keywords: amphoteric impurity; (111)A oriented substrate; molecular-beam epitaxy; strip-line photoconductive antenna; low-temperature grown GaAs; arsenic precipitates; terahertz waves, THz-radiation; photoconductive terahertz antenna

For citation:

Galiev G. B., Buriakov A. M., Bilyk V. R., Khusyainov D. I., Mishina E. D., Klimov E. A., Klochkov A. N., Pushkarev S. S., Vasil'evskii I. S., Grekhov M. M., Trunkin I. N., Vasiliev A. L. Terahertz Radiation from the Epitaxial Low-Temperature-Grown Structures on GaAs (100) and (111)A Substrates, *Nano- i Mikrosistemnaya Tekhnika*, 2017, vol. 19, no. 9, pp. 515–526.

DOI: 10.17587/nmst.19.515-526

Introduction

THz time domain spectroscopy is a topical and developing method for diagnostics of materials and biological objects by means of a low-intensity electromagnetic radiation of the THz radiation range (100 GHz ... 3 THz), for generation and detection of THz radiation within the method of specific semiconductor materials. Among such materials are faultless single crystal GaAs films [1] and GaAs films, grown by molecular-beam epitaxy at a lowered temperature (low-temperature GaAs, LT-GaAs) [2].

Lower temperature of growth leads to the fact that re-evaporation of arsenic from the surface of a growing film is suppressed, and it grasps up to 1.5 % of the excess arsenic atoms (in a stoichiometric compound of GaAs the atoms of Ga and As make 50 %) [3–5]. Due to this LT-GaAs film possesses a high concentration of the antisite defects As_{Ga} (As atom in the Ga lattice site) to an order of 10^{20} cm^{-3} [6]. In a ionized condition (As_{Ga}^+) those defects operate as traps for the electrons and provide a very brief lifetime for the photoexcited electrons (less than a picosecond) [7].

In order to increase the concentration of the ionized antisites As_{Ga}^+ LT-GaAs are doped with an acceptor impurity (by beryllium, as a rule) [7]. LT-GaAs:Be structures can be used in the optoelectronic devices of THz radiation range of frequencies, at that, such devices have better parameters in comparison with the devices based on undoped LT-GaAs [8, 9]. However, because of high toxicity of Be its use in the molecular-beam epitaxy (MBE) decreases and it is not widely used in the industrial productions, because it demands additional safety measures. Besides, presence of a Be source in MBE installation leads to an increase of the background impurity of p -type, which affects negatively the quality of the subsequent heterostructures of n -type grown in it.

It is well-known that silicon demonstrates strongly pronounced amphoteric properties as a doping impurity in the epitaxial GaAs films grown on GaAs substrates with a crystallographic orientation (111)A at the standard temperatures of growth (500...600 °C). In this case, by changing the correlation of the flows of arsenic and gallium on a GaAs (111)A substrate it is possible to grow GaAs layers doped with silicon with both n - and p -type of conductivities [10, 11]. However, the doping properties of Si in LT-GaAs films grown on GaAs (111)A substrate have not been investigated yet.

This work presents studies of the generation and detection of THz radiation by the photoconductive (PC) antennas on Si-doped LT-GaAs films, epitaxially grown on GaAs substrates of both crystallographic orientation (100) and (111)A orientation. The aim of the work is to establish, on which substrate the LT-GaAs film possesses better qualities for the photoconductive THz antennas. At that, it should be taken into account, that the qualities of LT-GaAs film are influenced not only by a possible appearance of an amphoteric character of Si atoms, but also by the specific features of the crystal structure acquired by LT-GaAs films growing on different substrates. Besides, the properties of the investigated PC antennas are compared with the properties of the nonlinear ZnTe crystal traditionally applied for the same purposes.

Samples and technique of THz experiment

The investigated samples of identical layer designs were grown by MBE on the semi-insulating GaAs (100) and (111)A substrates. The sample on GaAs (100) substrate was marked as LT-GaAs/GaAs (100) (the number of the growth process — 975-3.3), and the sample on GaAs (111)A substrate — LT-GaAs/GaAs (111)A (the number of the process — 978-6.3). The design of the samples is presented in fig.1. The samples consist of two layers: 0.2 μm thick i -GaAs layer grown at 560 °C, and 1 μm thick LT-GaAs layer grown at 230 °C. The LT-GaAs layer contains three δ -layers of silicon, locat-

ed at a distance of 0.255 μm from each other. The concentration of Si atoms in each of δ -layers is presented in fig. 1. The As_4 and Ga flow ratio during the growth was ~ 20 . After the growth the samples were annealed in the growth chamber in the flow of As_4 at 590 °C during 1 h.

For research of the photoexcited charge carriers dynamics the intensity of the reflected probing beam as a function of time delay between the exciting and the probing pulses ("pumping-probing" technique) was measured. As a source of optical pumping a solid-state laser on a sapphire crystal doped with titanium ions with the wavelength of 800 nm (energy of a photon of 1.55 eV), duration of a pulse of 100 fs and repetition frequency of 80 MHz. The density of the average pumping power was $1.104 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$, of probing — $0.111 \cdot 10^3 \text{ W/cm}^2$.

The microstrip PC antennas were made by the photolithography on the surface of the samples. The antennas consist of the ohmic contacts of Ti/Au (50/800 nm) in the form of two parallel strips with width of 100 μm and with the distance between them of 200 μm .

The optical pumping radiation was focused in a spot with diameter of $\sim 12 \mu\text{m}$ between the electrodes of a PC antenna. For achievement of the optimum conditions for generation of THz radiation the spot of the pumping beam was shifted to the positive electrode of the PC antenna, because the electric field between the two metal linear electrodes situated far from each other was very heterogeneous and concentrated near the positive electrode [12, 13]. During generation of THz radiation by PC antennas a bias voltage was applied to their contacts, and thus an external electric field was created in the gap between the contacts, which accelerated the photoexcited charge carriers. The bias voltage varied within the range of 0...60 V.

As the detector, a nonlinear ZnTe crystal was used. In the circuit with a nonlinear optical ZnTe crystal the principle of detection of THz radiation was used based on the method of electro-optical strobing of a wide THz radiation pulse by brief femtosecond pulses [14, 15]. The operating principle was based on interaction of THz radiation and optical radiation in the nonlinear environment due to modulation of the phase of the optical radiation by a THz wave. Phase scanning of the THz wave was carried out by means of a time delay line.

Crystal structure of the samples

As it is apparent from the data of the scanning transmission electron microscopy (STEM) in fig. 2, and as it was demonstrated by means of the electron diffraction, the sample of LT-GaAs/GaAs (100) was a single crystal. Besides, in the sample of LT-GaAs/GaAs (100) the planes are clearly visible with a higher concentration of the As precipitates, which correspond to δ -Si layers.

A more detailed research of separate areas of LT-GaAs/GaAs (100) sample by means of the transmission electron microscopy allowed us to estimate the As precipitates distribution. These data are shown on Fig. 2, *b* in a graphic form, convenient for visual perception. Apparently, the distribution of the As precipitates in depth (shown by a continuous line) corresponds precisely to the arrangement of δ -Si layers: the planes of δ -Si layers serve as the accumulation planes for the As precipitates. The average diameter of the As precipitates formed on different thicknesses of LT-GaAs layer is also uneven (shown by a stroke line). The greatest average diameter is typical for the precipitates in the lowermost area of LT-GaAs, and in the process of growth of LT-GaAs layer the average diameter of the precipitates decreases (except for the uppermost area). Such a change of the average size of the precipitates can be connected with the fact that during formation of δ -Si layers the annealing occurs already due to the radiation heating from a hot silicon molecular source (in our case $T_{Si} = 1120$ °C). The formation time of δ -Si layers is long enough — 2 min., 2 min. 30 s and 3 min. for $\delta 1$ -, $\delta 2$ - and $\delta 3$ -layers, accordingly. Thus, the lower is the location of LT-GaAs area, the longer is the annealing in the growth process, as a result of which the As precipitates are integrated in bigger ones, while their number diminishes. A possibility of additional annealing from the heated molecular sources is presented in [5].

As it is apparent from fig. 3 and as it was demonstrated by means of electron diffraction, the LT-GaAs/GaAs (111)A sample has a single-crystal bottom part of LT-GaAs layer with thickness of ~ 200 nm, above which LT-GaAs layer becomes polycrystalline. In the single-crystal LT-GaAs area, near the border with the bottom high-temperature buffer, an accumulation of the precipitates of arsenic with concentration of $\sim 2 \cdot 10^{16}$ cm $^{-3}$ is observed. The polycrystalline area consists of the vertical top-broadened crystallites with an average top width of 70 nm and an average height of 250 nm. The crystallites are misoriented in a wide range of angles: in particular, some electron diffraction patterns simultaneously recorded reflexes from planes (111) and (100), i.e. in this case, the misorientation angle accepts the value of $\sim 55^\circ$.

As one can see from fig. 4, the surface of sample LT-GaAs/GaAs (100) is smooth, its root-mean-square roughness is 0.9 nm. The surface of sample LT-GaAs/GaAs (111)A has a granular morphology with the typical grain size of 100–150 nm, its root-mean-square roughness is 10.3 nm. These data agree with the single-crystalline structure of LT-GaAs/GaAs (100) sample and the polycrystalline structure of the top part of LT-GaAs/GaAs (111)A sample.

Fig. 5 presents the curves of the diffraction reflection (CDR) of the investigated samples. On CDR of as-grown sample LT-GaAs/GaAs (100), besides the peak

of the substrate corresponding to the standard parameter of lattice of GaAs 5.653 Å, an intensive peak appears at $2\theta = 65.966^\circ$, corresponding to the crystal structure of LT-GaAs with an increased lattice parameter of 5.662 Å. This peak disappears completely after the annealing, which testifies to the fact that the crystal lattice of LT-GaAs loses the superfluous atoms of arsenic, which are allocated into the precipitates, observed in fig. 2, *a*. CDR of LT-GaAs/GaAs (111) sample does not contain additional peaks, besides the peak from the substrate, and it practically does not change after annealing. These data become clear, if we consider the polycrystalline character of LT-GaAs/GaAs (111)A sample, and they can testify to the fact that in this case at an epitaxial growth on substrates of GaAs (111)A an enrichment of the crystal lattice by the excess As atoms occurs to a lesser degree, than on GaAs (100) substrates.

It was possible to measure the electrophysical parameters only on the unannealed samples, because after annealing of the samples their specific resistance increases by several orders. In LT-GaAs/GaAs (100) sample the charge carriers are the electrons, their mobility is equal to $\mu_e = 10$ cm 2 /(V·s), concentration $n_e = 1.8 \times 10^{14}$ cm $^{-3}$, and specific resistance — 3550 $\Omega \cdot$ cm. In LT-GaAs/GaAs (111)A sample the charge carriers are the holes, their mobility is equal to $\mu_p = 90$ cm 2 /(V·s), concentration $n_p = 1.3 \times 10^{14}$ cm $^{-3}$, specific resistance — 530 $\Omega \cdot$ cm. Thus, it is possible to assume, that in LT-GaAs (111)A film the atoms of Si are embedded into the sites of As, instead of Ga, and become acceptors, instead of donors of the electrons. It is possible to assume, that due to this the electrons pass from the levels of As_{Ga} defects to the acceptor levels, owing to which the concentration of the active As_{Ga}⁺ defects increases.

Lifetime of the photorexcited charge carriers

Since generation of THz pulses is possible during interaction of the femtosecond optical pulses with the photoconductive semiconductor films possessing short lifetime of the photoexcited charge carriers (PCC) [12], it would be interesting to evaluate the influence of orientation of a substrate on the lifetime of (PCC) in LT-GaAs films. For this purpose a research was carried out of the dynamics of PCC by means of the optical "pumping — probing" method [16].

Fig. 6 presents characteristic dependences of the change of the reflection coefficient ΔR on time for LT-GaAs films grown on substrates with various orientations. It is visible, that excitation of the electron subsystem of a semiconductor by the photons with energy of 1.55 eV leads to a sharp change of the light reflection coefficient with the same energy of the photons. A change occurs roughly in the time of duration of a

pulse. Then, the photoinduced signal relaxes exponentially. For obtaining of a quantity description of the observable relaxation an approximation was done of the experimental data on the basis of the approach developed earlier for description of the similar processes in semiconductors [17]:

$$\frac{\Delta R}{R}(t) = \frac{A}{2} e^{\left(\frac{w^2}{4\tau_1^2} - \frac{t}{\tau_1}\right)} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{t}{w} - \frac{w}{2\tau_1}\right) + 1 \right] + \frac{B}{2} e^{\left(\frac{w^2}{4\tau_2^2} - \frac{t}{\tau_2}\right)} \left[\operatorname{erf}\left(\frac{t}{w} - \frac{w}{2\tau_2}\right) + 1 \right], \quad (1)$$

where τ_1 — average lifetime of the basic PCC, τ_2 — average lifetime of nonbasic PCC, w — duration of a laser pulse, A , B — amplitudes. The lifetimes of PCC for both samples are presented in table 1. It is visible that the typical lifetime τ_1 for both samples is roughly the same, while the lifetime τ_2 for LT-GaAs/GaAs (111)A sample turns out to be 120 longer, than for LT-GaAs/GaAs (100) sample. On the basis of this it is possible to draw a conclusion that a change of orientation of the crystallographic substrate plane has an essential influence on the lifetime of the nonbasic PCC, while the lifetime of the basic PCC almost does not change.

Generation and detection of THz radiation

As a result of the analysis of the spectra of the THz signals radiated by PC antennas and crystal ZnTe, the numerical characteristics of the spectra were obtained, which are presented in table 2 (the spectra are analyzed in detail in [18]). The radiation strip was defined as a range of the frequencies, in which 50 % of the integral intensity were radiated, at that, the intensity on the boundary frequencies $(f_{1/2})_{\min}$ and $(f_{1/2})_{\max}$ was approximately identical.

Besides an experiment was carried out, in which the THz radiation generator was one of the antennas, and its detector was the second one. The received results are presented in fig. 7. It is visible, that the pair of antennas LT-GaAs/GaAs (111)A \rightarrow LT-GaAs/GaAs (100) has the efficiency of transformation of the optical pumping into fluctuations of gas of the free electrons higher, than that of the pair of antennas LT-GaAs/GaAs (100) \rightarrow LT-GaAs/GaAs (111)A, the arrow designates the direction of THz-radiation. The integral amplitude of the THz radiation, radiated and detected in the first pair of antennas, is ~ 1.2 times more than in the second pair of antennas, at that, the form of the spectrum of THz radiation qualitatively does not change in case of the use of different pairs of antennas.

Conclusion

The given work demonstrates that a change of the substrate orientation has an essential influence on the lifetime of the nonbasic photoexcited charge carriers, while the lifetime of the basic photoexcited charge carriers almost does not change.

It is also demonstrated that LT-GaAs films on substrates of GaAs (100) and (111)A substrates generate THz radiation in the range up to 3 THz during their irradiation by 100 fs laser pulses with the wavelength of 800 nm. The amplitude of THz radiation from LT-GaAs film on a substrate of GaAs (111)A is 3.4 times more than from LT-GaAs film on a singular substrate of GaAs (100). The amplitude of THz radiation from PC antennas in the form of two parallel strips of Ti/Au with the width of 100 μm and distance of 200 μm between them, made on the surface of these films, due to application of voltage of 60 V to the antenna contacts surpasses the amplitude of THz radiation from the corresponding films without antennas by two orders. The amplitude of THz radiation from PC antennas on LT-GaAs/GaAs (111)A is 2.0 times more than from same PC antennas on LT-GaAs/GaAs (100).

The best properties of PC antennas on LT-GaAs films on (111)A substrates in comparison with LT-GaAs films on (100) substrates should be attributed to the features of the crystal structure of LT-GaAs films formed due to the use of GaAs (111)A substrate. These features are the following: polycrystalline character of LT-GaAs films and formation by the doping Si atoms the acceptor energy levels, because Si atoms are embedded mainly in As sites instead of Ga ones.

The work was done with support of grant № 14.Z50.31.0034 and the Russian Fund of Basic Researches (grants № 17-32-80057, № 16-29-03294 ofi_m).

References

1. Venkatesh M., Rao K. S., Abhilash T. S., Tewari S. P., Chaudhary A. K. Optical characterization of GaAs photoconductive antennas for efficient generation and detection of Terahertz radiation. *Optical Materials*, 2014, vol. 36, pp. 596–601.
2. Galiev G. B., Klimov E. A., Lavrukhin D. V., Yachmenev A. E., Galiev R. R., Ponomarev D. S., Khabibullin R. A., Fedorov Yu. V., Bugaev A. S. Razrabotka i issledovanie fotoprovodjashhih antenn na osnove poluprovodnikov gruppy A3B5, vyrashennyh pri ponizhennyh temperaturah jepitaksial'nogo rosta (Fabrication and investigation of the photoconductive antennas based on A³B⁵ semiconductors grown by MBE with the low-temperature regime). *Nano- i mikrosistemnaya tehnika*, 2014, no. 6, pp. 28–29 (in Russian).
3. Liliental-Weber Z., Swider W., Yu K. M., Kortright J., Smith F. W., Calawa A. R. Breakdown of crystallinity in low-temperature-grown GaAs layers. *Appl. Phys. Lett.*, 1991, vol. 58, is. 19, pp. 2153–2155.
4. Liliental-Weber Z., Cheng H. J., Gupta S., Whitaker J., Nichols K., Smith F. W. Structure and carrier lifetime in LT-GaAs. *Journ. of Electronic Materials*, 1993, vol. 22, is. 12, pp. 1465–1469.

5. **Missous M.** Stoichiometric low temperature (SLT) GaAs and AlGaAs grown by molecular beam epitaxy. *Microelectronics Journal*, 1996, vol. 27, is. 4–5, pp. 393–409.
6. **Grandidier B., Chen H., Feenstra R. M., McInturff D. T., Juodawlkis P. W., Ralph S. E.** Scanning tunneling microscopy and spectroscopy of arsenic antisites in low temperature grown InGaAs. *Appl. Phys. Lett.*, 1999, vol. 74, is. 10, pp. 1439–1441.
7. **Siegner U., Fluck R., Zhang G., Keller U.** Ultrafast high-intensity nonlinear absorption dynamics in low temperature grown gallium arsenide. *Appl. Phys. Lett.*, 1996, vol. 69, is. 17, pp. 2566–2568.
8. **Coutaz J.-L., Roux J.-F., Gaarder A., Marcinkevicius S., Jasinski J., Korona K., Kaminska M., Bertulis K., Krotkus A.** Be-doped low-temperature grown GaAs for ultrafast optoelectronic devices and applications. *XI International Semiconducting and Insulating Material Conference* (Canberra, Australia, 3–7 July 2000), pp. 89–96.
9. **Specht P., Jeong S., Sohn H., Luysberg M., Prasad A., Gebauer J., Krause-Rehberg R., Weber E. R.** Defect control in As-rich GaAs. *Materials Science Forum*, 1997, vol. 258–263, pp. 951–956.
10. **Galiev G. B., Mokerov V. G., Saraikin V. V., Slepnev Yu. V., Shagimuratov G. I., Imamov R. M., Pashaev E. M.** Study of the structural perfection and distribution/redistribution of silicon in epitaxial GaAs films grown by molecular beam epitaxy on (100), (111)A, and (111)B substrates. *Technical Physics*, 2001, vol. 46, no. 4, pp. 47–52 (in Russian).
11. **Galiev G. B., Kaminskii V., Milovzorov D., Velihovskii L., Mokerov V.** Molecular beam epitaxy growth of a planar p–n junction on a (111)A GaAs substrate, using the amphoteric property of silicon dopant. *Semicond. Sci. Technol.*, 2002, vol. 17, is. 2, pp. 120–123.
12. **Jepsen P. Uhd, Jacobsen R. H., Keiding S. R.** Generation and detection of terahertz pulses from biased semiconductor antennas. *J. Opt. Soc. Am. B*, 1996, vol. 13, is. 11, pp. 2424–2436.
13. **Tani M., Matsuura S., Sakai K., Nakashima S.** Emission characteristics of photoconductive antennas based on low-temperature-grown GaAs and semi-insulating GaAs. *Applied Optics*, 1997, vol. 36, is. 30, pp. 7853–7859.
14. **Kovalev S. P., Kitaeva G. Kh.** Two alternative approaches to electro-optical detection of terahertz pulses. *JETP Lett.*, 2011, vol. 94, is. 2, pp. 91–96.
15. **Winnewisser C., Jepsen P. Uhd, Schall M., Schyja V., Helm H.** Electro-optic detection of THz radiation in LiTaO₃, LiNbO₃ and ZnTe. *Appl. Phys. Lett.*, 1997, vol. 70, is. 23, pp. 3069–3071.
16. **Shah J.** *Ultrafast Spectroscopy of Semiconductors and Semiconductor Nanostructures*. Springer Berlin Heidelberg, 2013, 522 p.
17. **Kimel A., Bentivegna F., Gridnev V. N., Pavlov V. V., Pisarev R. V., Rasing Th.** Room-temperature ultrafast carrier and spin dynamics in GaAs probed by the photoinduced magneto-optical Kerr effect. *Phys. Rev. B*, 2001, vol. 63, pp. 1–8.
18. **Galiev G. B., Pushkarev S. S., Buriakov A. M., Bilyk V. R., Mishina E. D., Klimov E. A., Vasil'evskii I. S., Maltsev P. P.** Generation and detection of terahertz radiation by low-temperature-grown epitaxial films GaAs on (100) and (111)A oriented GaAs substrates. *Semiconductors*, 2017, vol. 51, is. 4, pp. 529–534 (in Russian).

УДК 538.911, 538.975

DOI: 10.17587/nmst.19.526-541

А. Н. Алёшин, д-р физ.-мат. наук, зав. лаб., e-mail: a.n.aleshin@mail.ru
Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники Российской академии наук (ИСВЧПЭ РАН), г. Москва

ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОЛЯ В СЛОЯХ МЕТАМОРФНОГО СТУПЕНЧАТОГО БУФЕРА НА ОСНОВЕ ТРОЙНЫХ РАСТВОРОВ $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ МЕТОДОМ ПОСТРОЕНИЯ КАРТ ОБРАТНОГО ПРОСТРАНСТВА

Поступила в редакцию 17.11.2016

Методом построения карт обратного пространства и на основе линейной теории упругости получено пространственное распределение остаточных упругих деформаций в слоях метаморфного ступенчатого буфера, выращенного методом молекулярно-лучевой эпитаксии на основе тройных растворов $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ на подложке (001) GaAs. Показано, что с учетом поправки на эффект деформационного упрочнения пространственное распределение упругих деформаций в слоях ступенчатого метаморфного буфера подчиняется тому же феноменологическому закону, который описывает процесс структурной релаксации в однослойных гетероструктурах.

Ключевые слова: гетероструктура, ступенчатый буфер, трехосевая дифрактометрия, обратное пространство, деформационное поле

Введение

Используемые в приборах сверхвысокочастотной (СВЧ) полупроводниковой электроники (например, в транзисторах с высокой подвижностью электронов — *high electron mobility transistors*, HEMTs) гетероструктуры (например, гетероструктуры AlInAs/AlGaAs/AlInAs) выращиваются, как правило, на монокристалльных подложках GaAs с

ориентацией (001) методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Поскольку параметр решетки активных слоев транзистора (квантовой ямы) превышает параметр решетки подложки GaAs, HEMT содержит в качестве демпфирующего элемента метаморфный буфер (ММ-буфер).

ММ-буфер представляет собой переходную область с пространственным изменением периода ре-