

# Структура и оптические свойства композитного метаматериала $\text{AsSb}-\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$

© Л.А. Снигирев<sup>1</sup>, В.И. Ушанов<sup>1</sup>, А.А. Иванов<sup>1</sup>, Н.А. Берт<sup>1</sup>, Д.А. Кириленко<sup>1</sup>, М.А. Яговкина<sup>1</sup>,  
В.В. Преображенский<sup>2</sup>, М.А. Путьято<sup>2</sup>, Б.Р. Семягин<sup>2</sup>, И.А. Касаткин<sup>3</sup>, В.В. Чалдышев<sup>1,¶</sup>

<sup>1</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук,  
630090 Новосибирск, Россия

<sup>3</sup> Санкт-Петербургский государственный университет,  
199034 Санкт-Петербург, Россия

¶ E-mail: chald.gvg@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 19 января 2023 г.

В окончательной редакции 7 февраля 2023 г.

Принята к публикации 9 февраля 2023 г.

Методом молекулярно-лучевой эпитаксии при низкой температуре с использованием прерываний роста успешно выращены эпитаксиальные слои  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$  с содержанием алюминия  $x \sim 60\%$  и содержанием сурьмы  $y \sim 3\%$ . Путем последующего отжига в полупроводниковой матрице сформирована развитая система нановключений AsSb. Увеличенное окно прозрачности полученного метаматериала позволило надежно документировать широкую полосу поглощения света вблизи края межзонного поглощения полупроводниковой матрицы  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ . Параметры наблюдаемой полосы экстинкции позволяют связать такое поглощение света с плазмонным резонансом в системе нановключений AsSb.

**Ключевые слова:** молекулярно-лучевая эпитаксия, рентгенодифракционный анализ, просвечивающая электронная микроскопия, оптические свойства, плазмонный резонанс.

DOI: 10.21883/FTP.2023.01.54933.4545

## 1. Введение

Система металлических наночастиц в полупроводниковой среде может обеспечивать возникновение резонанса Фрëлиха, когда выполняется условие  $\text{Re}(\varepsilon_m + 2\varepsilon_s) = 0$ , где  $\varepsilon_s$  и  $\varepsilon_m$  — диэлектрические функции полупроводниковой и металлической компонент композитного материала соответственно. В условиях такого резонанса усиливается взаимодействие света с веществом [1]. Такая оптическая среда может проявлять необычные линейные и нелинейные свойства, которые могут быть, например, использованы для создания сверхбыстродействующих насыщаемых поглотителей [2]. Представляется многообещающей интеграция подобных металло-полупроводниковых метаматериалов с полупроводниковыми лазерами, светодиодами и другими оптоэлектронными компонентами. Такая интеграция, однако, мало осуществима для типичных плазмонных материалов — золота и серебра — из-за плохой совместимости технологий получения соответствующих наночастиц и технологии эпитаксиального выращивания полупроводников. Плазмонные наночастицы этих материалов не удастся получить в объеме полупроводникового материала, хотя они могут быть сформированы на поверхности выращенных полупроводниковых структур с использованием дополнительного технологического процесса [3,4].

Уникальная возможность сформировать массив плазмонных наночастиц в объеме эпитаксиальных слоев полупроводников GaAs и AlGaAs возникает при исполь-

зовании технологии низкотемпературной (LT) молекулярно-лучевой эпитаксии (MBE) [5,6]. Слои LT-GaAs содержат большое количество сверх-стехиометрического мышьяка, сохраняя высокое кристаллическое совершенство [7,8]. Отжиг такого материала после эпитаксии активирует диффузионные процессы и приводит к преципитации избыточного мышьяка с формированием кристаллических полуметаллических нановключений [6,9]. При этом общее кристаллическое совершенство материала остается высоким, удовлетворяющим стандартным требованиям, предъявляемым к полупроводниковым гетероструктурам.

Появление массива мышьяковых нановключений в матрице GaAs не изменяет сколько-нибудь существенно спектры оптического отражения и поглощения материала [6,10]. Однако в случае выращивания методом LT MBE эпитаксиальных слоев твердых растворов  $\text{GaAs}_{1-y}\text{Sb}_y$  и  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$  ( $x \approx 0.3$ ,  $y \approx 0.03$ ) нановключения оказываются сильно обогащенными сурьмой [11], и в оптических спектрах появляется широкая полоса поглощения, которую можно связать с системой нановключений AsSb, а именно с плазмонным резонансом Фрëлиха [12–14]. Коэффициент поглощения в этой полосе возрастает с ростом энергии фотонов вплоть до порога межзонного поглощения в полупроводниковой матрице. Выше этого порога оптическое зона-зонное поглощение в матрице доминирует, так что на его фоне наблюдать поглощение в наночастицах становится невозможным. Очевидным путем решения этой про-

блемы является увеличение содержания алюминия  $x$  в матрице  $Al_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y$ , что должно приводить к увеличению ширины запрещенной зоны материала и, соответственно, к расширению окна его оптической прозрачности. Такая задача не является тривиальной, поскольку высокая концентрация алюминия затрудняет как процесс эпитаксиального выращивания при низкой температуре, так и процесс формирования нановключений путем отжига структур после роста [15,16].

В данной статье мы сообщаем об успешном выращивании методом LT MBE эпитаксиальных слоев  $Al_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y$  с номинальными значениями  $x = 0.6$ ,  $y = 0.03$ , толщиной  $\sim 1$  мкм, и формировании в таких слоях развитой системы нановключений AsSb. Мы исследовали структуру и оптические свойства такого метаматериала. В окне оптической прозрачности матрицы  $Al_{0.6}Ga_{0.4}As_{0.97}Sb_{0.03}$  ( $\lambda > 600$  нм) мы обнаружили сильное оптическое поглощение, связанное с плазмонными наночастицами.

## 2. Образцы и методы исследований

Исследованные образцы были выращены методом MBE на подложке полуизолирующего GaAs с ориентацией (001). Состояние поверхности роста контролировалось *in situ* с помощью дифракции быстрых электронов в отражении (RHEED). Вначале на подложке выращивался буферный слой GaAs толщиной 0.2 мкм при температуре 580°C со скоростью  $1 \text{ мкм} \cdot \text{ч}^{-1}$ . Затем поток галлия прерывался, и температура подложки понижалась до 200°C. При этой температуре производилось эпитаксиальное наращивание слоя  $Al_{0.6}Ga_{0.4}As_{0.97}Sb_{0.03}$ . На начальных этапах роста reflection high-energy electron diffraction (RHEED) демонстрировал дифракционную картину с четкими интенсивными рефлексами, свидетельствующую о высоком кристаллическом совершенстве и атомарной гладкости поверхности. Однако по мере роста эпитаксиальной пленки на картине RHEED появлялось и постепенно усиливалось диффузное рассеяние, свидетельствующее о нарастании шероховатости поверхности. Для предотвращения срыва эпитаксиального роста мы прерывали эпитаксию через каждые 100 нм и проводили промежуточные отжиги выращенной эпитаксиальной пленки при температуре 400°C. Эта процедура позволяла выглаживать поверхностный рельеф и в конечном итоге вырастить эпитаксиальную пленку толщиной 940 нм. Завершалась структура слоями AlAs и GaAs толщиной по 5 нм каждый. Отсутствие дополнительных дифракционных особенностей на дифракционной картине после роста позволяло сделать предположение, что слои не релаксировали, т.е. оставались упруго-напряженными.

После роста структура была разделена на несколько частей, которые отжигались при температурах 400–600°C в течение 15 мин в установке MBE под давлением паров As.

Для характеристики образцов использовались методы рентгеновской дифракции (XRD), просвечивающей электронной микроскопии (TEM) и оптической спектроскопии (OS).

Рентгеноструктурные исследования осуществлялись на оборудовании ресурсного центра Научного парка СПбГУ „Рентгенодифракционные методы исследования“ (XRD Research Center, Research Park, SPbSU). Использовался высокоразрешающий дифрактометр D8-DISCOVER фирмы Bruker, оснащенный рентгеновской трубкой с  $\lambda = 1.5406$  Å. Кривые рентгеновской дифракции записывались вблизи рефлекса 004 подложки GaAs. Экспериментальные кривые моделировались с использованием программного пакета LEPTOS.

Исследования оптического отражения, пропускания и поглощения проводились при комнатной температуре при нормальном падении света в диапазонах 400–1000 и 900–1600 нм с использованием спектрометров OceanOptics QE65Pro и NIRQuest-512 соответственно. Для записи и первичной обработки спектров использовался программный пакет OceanOptics SpectraSuite. Спектр коэффициента поглощения света определялся путем измерения спектров отражения и пропускания в неизменной геометрии. Поскольку подложка GaAs непрозрачна в области длин волн  $\lambda < 870$  нм, для оптических измерений ее центральная область диаметром 1 мм была удалена с помощью селективного химического травления.

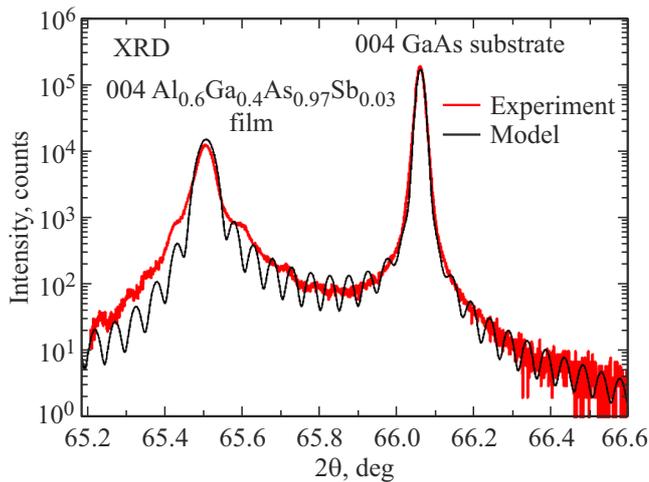
Для выявления наночастиц AsSb в матрице AlGaAs, анализа их размеров и концентрации были проведены исследования структуры с помощью TEM на оборудовании центра коллективного пользования „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“ при ФТИ им. А.Ф. Иоффе („Materials science and characterization in advanced technologies“ at Ioffe Institute). Образцы для TEM изготавливались в поперечном сечении (110) по стандартной процедуре с предварительным уточнением механической обработкой и финишным ионным распылением. Исследования выполнялись в электронном микроскопе JEM-2100F (JEOL, Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ в режимах TEM, просвечивающей сканирующей электронной микроскопии с кольцевым темнопольным детектором (STEM-HAADF) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDXS).

## 3. Результаты и обсуждение

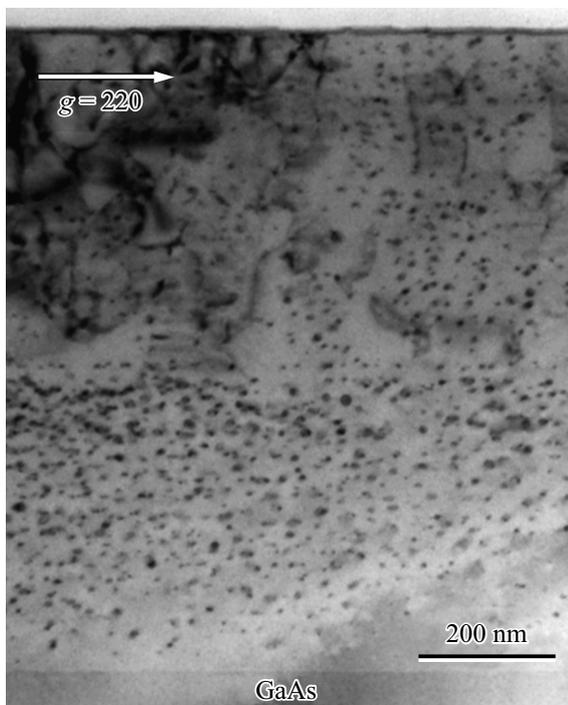
На рис. 1 представлены экспериментальная и расчетная кривые рентгеновской дифракции образца  $Al_{0.6}Ga_{0.4}As_{0.97}Sb_{0.03}$ , отожженного при 600°C. Левый пик на рисунке соответствует рефлексу 004 брэгговского отражения от эпитаксиального слоя, а правый пик — от подложки GaAs. Хорошее количественное соответствие расчетной и экспериментальной кривых позволяет определить период решетки эпитаксиального слоя в направлении роста. Его значение оказалось равным

0.5697 нм. Отличие параметра решетки эпитаксиального слоя от параметра решетки подложки GaAs зависит как от концентрации алюминия  $x$ , так и от концентрации сурьмы  $y$ . Для определения обеих этих величин одних измерений XRD недостаточно.

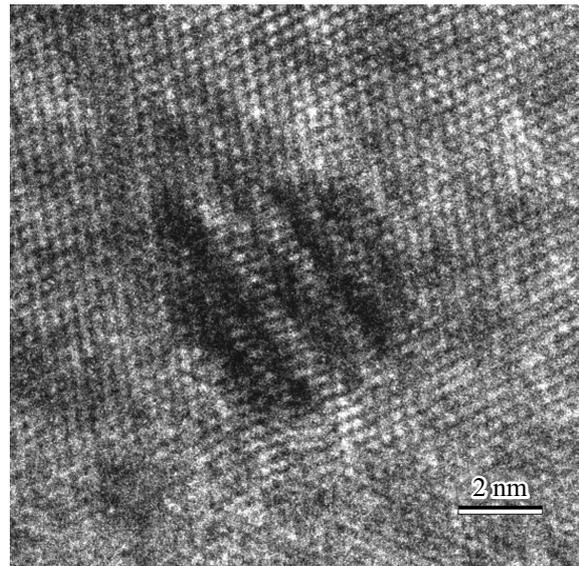
На рис. 2 показано светлопольное электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения (110), отожженного при  $600^\circ\text{C}$  образца



**Рис. 1.** Экспериментальная (красная) и расчетная (черная) рентгеновские дифракционные кривые для метаматериала  $\text{AsSb}-\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$ , выращенного на подложке GaAs.



**Рис. 2.** Светлопольное электронно-микроскопическое изображение в двулучевых условиях ( $g = 220$ ) поперечного сечения (110) образца  $\text{AsSb}-\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$  после отжига при  $600^\circ\text{C}$ .



**Рис. 3.** Электронно-микроскопическое изображение нановключения  $\text{AsSb}$  в матрице  $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$  в режиме высокого разрешения.

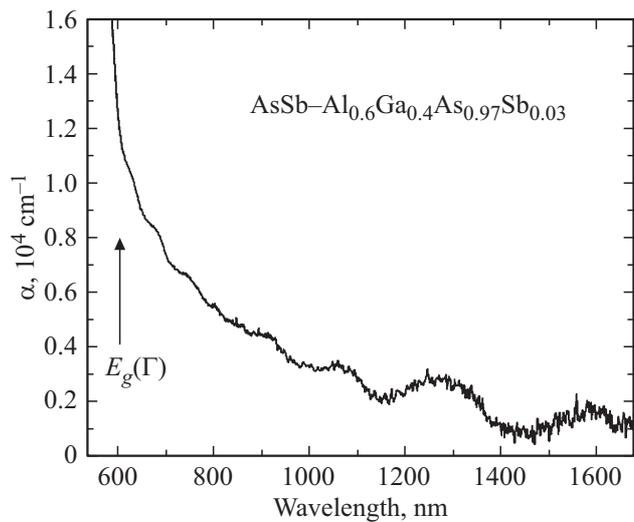
$\text{AsSb}-\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$ , сформированное в двулучевых условиях с действующим дифракционным вектором  $g = 220$ . Полная толщина образца составляет 940 нм. Нановключения  $\text{AsSb}$  в силу более высокой массовой плотности создают на изображении контраст в виде мелких темных пятен, рассеянных по объему эпитаксиальной пленки.

Типичное высококонтрастное электронно-микроскопическое изображение одного из нановключений  $\text{AsSb}$  представлено на рис. 3. На изображении хорошо разрешаются атомные плоскости (111) и (11 $\bar{1}$ ) матрицы  $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$ . Присутствие кристаллического нановключения в объеме матрицы приводит к появлению на месте его расположения полос муара, возникающих из-за интерференции брэгговских отражений от атомных плоскостей  $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$  и  $\text{AsSb}$  с близкими межплоскостными расстояниями. Диаметр нановключения, изображенного на рис. 3, составляет  $\sim 6$  нм.

Анализ электронно-микроскопических изображений, полученных в режиме STEM-NAADF совместно с EDXS, показал высокое (оценочно 50%) содержание сурьмы в нановключениях при малом (номинально 3%) содержании этого элемента в матрице  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ .

Статистическая обработка TEM изображений позволила определить основные параметры системы нановключений  $\text{AsSb}$ . Средняя концентрация нановключений составила  $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , их средний диаметр 6 нм. Средний объем частицы составил  $196 \text{ нм}^3$ , так что нановключения занимают  $\sim 0.4\%$  от всего объема эпитаксиальной пленки.

На рис. 4 приведен спектр оптической экстинкции в слое метаматериала  $\text{AsSb}-\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$  при 300 К. Вычисление коэффициента экстинкции света бы-



**Рис. 4.** Спектр оптической экстинкции в слое метаматериала  $\text{AsSb-Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$ .  $T = 300\text{ K}$ .

ло выполнено по закону Бугера–Ламберта–Бера на основании экспериментальных данных по оптическому отражению и пропусканию по формуле  $\alpha = -\ln \frac{T}{(1-R)}/d$ , где  $d$  — толщина эпитаксиальной пленки,  $R$  и  $T$  — коэффициенты отражения и пропускания света.

В области коротких длин волн видно резкое возрастание коэффициента поглощения света, обусловленное прямыми межзонными переходами в полупроводниковой матрице  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ . Из спектра отражения можно определить ширину запрещенной зоны  $E_g$  твердого раствора в точке  $\Gamma$  зоны Бриллюэна. Данные по  $E_g(\Gamma)$  и параметру решетки, определенному из кривых XRD как описано выше, позволяют независимо определить значения  $x$  и  $y$  в химической формуле твердого раствора  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$  [11]. Эти величины оказались равными  $x = 0.553$ ,  $y = 0.037$ , что с разумной точностью соответствует номинальным значениям  $x = 0.6$  и  $y = 0.03$ , на которые были ориентированы условия эпитаксиального роста. Следует отметить, что кинетика и термодинамика эпитаксиального роста слоев такого состава при низкой температуре ранее не исследовались.

На рис. 4 видно, что спектр экстинкции модулирован осцилляциями, амплитуда которых возрастает с увеличением длины волны. Для измерения оптических свойств метаматериала во всем окне прозрачности матрицы  $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$  была удалена центральная область подложки GaAs. В результате весьма большого диэлектрического контраста на границах раздела воздух–эпитаксиальная пленка в измеряемых спектрах оптического отражения  $R(\lambda)$  и пропускания  $T(\lambda)$  появились осцилляции Фабри–Перо. Величина осцилляций зависит от поглощения света в слое  $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$ , — в области малого поглощения амплитуда осцилляций относительно велика, в то время как в области более сильного поглощения осцилляции

малозаметны, что хорошо иллюстрирует рис. 4. Наличие рельефа поверхности на дне ямки химического травления нарушает когерентность падающего и отраженного световых потоков, но использованные условия эксперимента не позволяют полностью избавиться от осцилляций в спектре  $\alpha(\lambda)$  при измерениях пленок при удаленной подложке. Детальный анализ соответствующих явлений выходит за рамки данной работы.

Экспериментальные данные на рис. 4 свидетельствуют о том, что в области прозрачности матрицы ( $\lambda > 600\text{ nm}$ ) в метаматериале происходит поглощение света, причем коэффициент поглощения медленно убывает от  $1 \cdot 10^4\text{ cm}^{-1}$  при  $\lambda = 650\text{ nm}$  до близких к нулю значений при  $\lambda = 1500\text{ nm}$ . Такое поглощение не может быть связано с хвостом Урбаха или флуктуациями ширины запрещенной зоны в твердом растворе. Для указанных механизмов характерный энергетический масштаб на порядки меньше наблюдаемого. Наблюдаемое поглощение не может быть связано с эффектами сильного легирования, поскольку образцы специально не легировались, а остаточная концентрация примесей в материалах III–V, выращиваемых методом МВЕ, весьма мала. Это поглощение не может быть связано с собственными точечными дефектами, поскольку в процессе отжига такие дефекты формируют систему нановключений, и их концентрация становится равновесной, т.е. низкой [5,6,8]. Этот процесс надежно документируется методами XRD и ТЕМ. Рассеянное на различные углы оптическое излучение на шероховатой границе после травления также не может вносить существенный вклад в экстинкцию в рассматриваемом диапазоне длин волн. Это, в частности, подтверждается тем, что характеристическое поглощение наблюдается и в аналогичных метаматериалах, не подвергавшихся химическому травлению [13].

Широкая полоса экстинкции света в области прозрачности матрицы может быть связана с плазмонным резонансом в системе металлических наночастиц, встроенных в полупроводниковую матрицу, в случае выполнения условия резонанса Фрëлиха  $\text{Re}(\epsilon_m + 2\epsilon_s) = 0$  в этой области длин волн [10]. Многочисленные оптические исследования (см., например, [5–8,10]) показали, что для метаматериалов  $\text{As-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  резонанс Фрëлиха в области прозрачности матрицы не проявляется. Однако в случае метаматериалов  $\text{AsSb-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ , в которых нановключения содержат большую концентрацию сурьмы [11], соответствующее резонансное поглощение света было обнаружено [13,14]. Представленный на рис. 4 спектр поглощения хорошо согласуется с данными [13,14]. При этом в данной работе плазмонное поглощение удается наблюдать в более широком диапазоне длин волн.

Полученные в данной работе результаты структурных исследований позволяют сделать заключение о сильной сегрегации сурьмы в нановключениях, формирующихся в исследуемом метаматериале на основе  $\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$ . Количественно точно определить

концентрацию сурьмы в нановключениях, погруженных в матрицу, не представляется возможным, однако обогащение оказалось достаточно сильным для надежного детектирования методом EDXS [17], что обеспечивается при концентрации сурьмы 50% и более. В исследованном ранее метаматериале на основе  $Al_{0.3}Ga_{0.7}As_{0.97}Sb_{0.03}$  концентрация Sb в нановключениях превышала 90%. Основываясь на сходстве структурных параметров и оптических свойств в спектральном окне прозрачности этих родственных метаматериалов, можно оценочно считать, что диэлектрические свойства нановключений близки к свойствам сурьмы. Используя данные по диэлектрической проницаемости сурьмы [18], можно предполагать, что плазмонный резонанс Фрёллиха реализуется с максимумом в области длин волн 500–600 нм, т.е. вблизи края межзонного поглощения в исследованном твердом растворе  $Al_{0.6}Ga_{0.4}As_{0.97}Sb_{0.03}$ . При этом полуширина резонанса должна составлять 1.5–2 эВ. Для того чтобы коэффициент оптического поглощения системой плазмонных наночастиц достигал  $\sim 1 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1}$  при  $\lambda = 650 \text{ нм}$  необходимо, чтобы их объемная доля в метаматериале была  $f = 0.4\text{--}0.5\%$ . Это значение количественно согласуется со значением  $f$ , определенным экспериментально методом ТЕМ ( $\sim 0.4\%$ ).

Таким образом, несмотря на весьма малую долю объема, занимаемую наночастицами AsSb в эпитаксиальном слое  $Al_{0.6}Ga_{0.4}As_{0.97}Sb_{0.03}$ , плазмонная природа наблюдаемого резонанса обеспечивает достаточно эффективное поглощение света. При этом большая спектральная ширина резонанса свидетельствует о том, что плазмонное возбуждение в таких наночастицах характеризуется ультракоротким временем релаксации, порядка нескольких фемтосекунд. Такой метаматериал может оказаться полезным для применения в оптических и оптоэлектронных элементах, в которых время восстановления является ключевым параметром. Следует отметить, что использованная технология низкотемпературной эпитаксии полностью совместима со стандартной технологией МВЕ, используемой для производства полупроводниковых лазеров, светодиодов и других устройств. При этом применение прерываний роста и промежуточных отжига может обеспечить получение слоев толщиной, достаточной для решения многих прикладных задач.

#### 4. Заключение

Проведенные исследования показали, что, несмотря на существенные трудности, связанные с кинетикой низкотемпературной МВЕ твердых растворов  $Al_xGa_{1-x}As_{1-y}Sb_y$  с содержанием алюминия  $x \approx 0.6$ , эпитаксиальные пленки такого материала толщиной до 1 мкм могут быть успешно получены. Для сохранения высокого кристаллического совершенства выращиваемых слоев могут быть использованы прерывания роста и промежуточные отжики. Высокотемпературный после-

ростовой отжиг приводит к образованию в полупроводниковой матрице  $Al_{0.6}Ga_{0.4}As_{0.97}Sb_{0.03}$  развитой системы нановключений AsSb. В результате отжига при  $600^\circ\text{C}$  в течение 15 мин средний размер сформированных наночастиц составляет 6 нм, их средний объем близок к  $200 \text{ нм}^3$ . При концентрации наночастиц  $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$  занимаемый ими объем метаматериала  $\sim 0.4\%$ . Такая система обогащенных сурьмой плазмонных наночастиц, встроенная в матрицу  $Al_{0.6}Ga_{0.4}As_{0.97}Sb_{0.03}$ , обеспечивает поглощение света в широкой спектральной области вблизи порога межзонного поглощения полупроводниковой матрицы. Соответствующий коэффициент оптического поглощения достигает  $1 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1}$ .

#### Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-22-20105, <https://rscf.ru/project/22-22-20105/> и гранта Санкт-Петербургского научного фонда в соответствии с соглашением от 14.04 2022 г. № 25/2022.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] S.A. Maier. *Plasmonics: Fundamentals and Applications* (N. Y., Springer, 2007).
- [2] D. Zhao, Y. Liu, J. Qiu, X. Liu. *Adv. Photonics Res.*, **2**, 2100003 (2021).
- [3] N.A. Toropov, I.A. Gladskikh, P.V. Gladskikh, A.N. Kosarev, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, V.V. Chaldyshev, T.A. Vartanyan. *J. Opt. Technol.*, **84**, 459 (2017).
- [4] A.H. Косарев, В.В. Чалдышев, А.А. Кондинов, Т.А. Вартанян, Н.А. Торопов, И.А. Гладских, П.В. Гладских, И. Акимов, М. Bayer, В.В. Преображенский, М.А. Путьато, Б.Р. Семягин. *Опт. и спектр.*, **126**(5), 575 (2019) [*Opt. Spectrosc.*, **126**, 492 (2019)].
- [5] M.R. Melloch, J.M. Woodall, E.S. Harmon, N. Otsuka, F.H. Pollak, D.D. Nolte, R.M. Feenstra, M.A. Lutz. *Ann. Rev. Mater. Sci.*, **25**, 547 (1995).
- [6] N.A. Bert, A.I. Veinger, M.D. Vilisova, S.I. Goloshchapov, I.V. Ivonin, S.V. Kozyrev, A.E. Kunitsyn, L.G. Lavrent'eva, D.I. Lubyshev, V.V. Preobrazhenskii, B.R. Semyagin, V.V. Tretyakov, V.V. Chaldyshev, M.P. Yakubeniya. *ФТТ*, **35** (10), 2609 (1993) [*Phys. Solid State*, **35**, 1289 (1993)].
- [7] X. Liu, A. Prasad, J. Nishio, E.R. Weber, Z. Liliental-Weber, W. Walukiewicz. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 279 (1995).
- [8] L.G. Lavrent'eva, M.D. Vilisova, V.V. Preobrazhenskii, V.V. Chaldyshev. *Crystallogr. Rep.*, **47**, S118 (2002).
- [9] A.C. Warren, J.M. Woodall, J.L. Freeouf, D. Grischkowsky, D.T. McInturff, M.R. Melloch, N. Otsuka. *Appl. Phys. Lett.*, **57**, 1331 (1990).
- [10] D.D. Nolte. *J. Appl. Phys.*, **76**, 3740 (1994).

- [11] N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, N.A. Cherkashin, V.N. Nevedomskii, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, V.I. Ushanov, M.A. Yagovkina. *J. Appl. Phys.*, **125**, 145106 (2019).
- [12] П.В. Лукин, В.В. Чалдышев, В.В. Преображенский, М.А. Путятю, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **46**(10), 1314 (2012) [*Semiconductors*, **46**, 1291 (2012)].
- [13] В.И. Ушанов, В.В. Чалдышев, Н.Д. Ильинская, Н.М. Лебедева, М.А. Яговкина, В.В. Преображенский, М.А. Путятю, Б.Р. Семягин. *ФТТ*, **56**(10), 1891 (2014) [*Phys. Solid State*, **56**, 1952 (2014)].
- [14] В.И. Ушанов, В.В. Чалдышев, Н.А. Берт, В.Н. Неведомский, Н.Д. Ильинская, Н.М. Лебедева, В.В. Преображенский, М.А. Путятю, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **49**(12), 1641 (2015) [*Semiconductors*, **49**, 1587 (2015)].
- [15] M.N. Chang, K.C. Hsieh, T.-E. Nee, J.-I. Chyi. *J. Appl. Phys.*, **86**, 2442 (1999).
- [16] N. Cherkashin, A. Claverie, C. Bonafos, V.V. Chaldyshev, N.A. Bert, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, P. Werner. *J. Appl. Phys.*, **102**, 023520 (2007).
- [17] N. Bert, V. Ushanov, L. Snigirev, D. Kirilenko, V. Ulin, M. Yagovkina, V. Preobrazhenskii, M. Putyato, B. Semyagin, I. Kasatkin, V. Chaldyshev. *Materials*, **15**, 7597 (2022).
- [18] M. Cardona, D.L. Greenaway. *Phys. Rev. A*, **133**, 1685 (1964).

Редактор Г.А. Оганесян

## Structure and optical properties of a composite $\text{AsSb}-\text{Al}_{0.6}\text{Ga}_{0.4}\text{As}_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$ metamaterial

L.A. Snigirev<sup>1</sup>, V.I. Ushanov<sup>1</sup>, A.A. Ivanov<sup>1</sup>,  
N.A. Bert<sup>1</sup>, D.A. Kirilenko<sup>1</sup>, M.A. Yagovkina<sup>1</sup>,  
V.V. Preobrazhenskii<sup>2</sup>, M.A. Putyato<sup>2</sup>,  
B.R. Semyagin<sup>2</sup>, I.A. Kasatkin<sup>3</sup>, V.V. Chaldyshev<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Ioffe Institute,  
194021 St. Petersburg, Russia

<sup>2</sup> Rzhanov Institute of Semiconductor Physics Siberian  
Branch of the Russia Academy of Sciences,  
630090 Novosibirsk, Russia

<sup>3</sup> St. Petersburg State University,  
199034 St. Petersburg, Russia

**Abstract** Epitaxial layers of  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$  with an aluminum content  $x \sim 60\%$  and antimony content  $y \sim 3\%$  were successfully grown by molecular-beam epitaxy at low temperature. A developed system of AsSb nano-inclusions was formed in the semiconductor matrix by subsequent annealing. The enlarged transparency window of the obtained metamaterial allows us to document the absorption of light near the interband absorption edge of the  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$  semiconductor matrix. Parameters of the observed extinction band allow us to attribute the optical absorption to the plasmon resonance in the system of AsSb nano-inclusions.