

12,11

Особенности микроструктуры наноразмерных преципитатов AsSb в LT-GaAsSb

© Л.А. Снигирев¹, А.В. Мясоедов¹, Н.А. Берт¹, В.В. Преображенский², М.А. Путьато²,
Б.Р. Семягин², В.В. Чалдышев¹

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия

² Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, Россия

E-mail: leonidsnigirev17@gmail.com

Поступила в Редакцию 24 ноября 2023 г.

В окончательной редакции 24 ноября 2023 г.

Принята к публикации 24 ноября 2023 г.

Методом просвечивающей электронной микроскопии исследовано структурное состояние преципитатов AsSb, формирующихся в результате отжига эпитаксиального слоя нестехиометрического GaAs_{0.97}Sb_{0.03}, выращенного методом молекулярно-пучковой эпитаксии на подложке GaAs (001) при температуре 150°C. Обнаружены новые ориентационные соотношения между преципитатами AsSb с ромбоэдрической решеткой и матрицей LT-GaAsSb, подвергнутой изотермическому отжигу при температурах ниже 800°C в течение 15 min: $\{\bar{1}012\}_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle 220\bar{1} \rangle \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$. Эти ориентационные соотношения отличаются от известных для преципитатов As (0003)_p \parallel $\{111\}_m$; $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$ и реализуются для частиц размером менее ~ 10 nm. Для частиц размером менее ~ 7 nm результаты электронной микроскопии позволяют предположить переход к кубической фазе $Pm\bar{3}m$.

Ключевые слова: нестехиометрический GaAsSb, преципитация, просвечивающая электронная микроскопия, ориентационные соотношения.

DOI: 10.61011/FTT.2023.12.56859.263

1. Введение

Арсенид галлия, выращиваемый при низкой (150–350°C) температуре (LT-GaAs) методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ), оказывается сильно нестехиометрическим из-за захвата в растущий кристалл избыточного мышьяка [1–3]. При отжиге в температурном интервале 400–600°C происходит диффузионный распад пересыщенного твердого раствора As в LT-GaAs с выпадением избыточного мышьяка в наноразмерные кристаллические частицы (преципитаты) [4,5]. В результате материал приобретает высокое удельное сопротивление (~ 10⁸ Ω·cm), сохраняя при этом короткое (< 1 ps) время жизни носителей заряда [6,7]. Такие свойства делают его привлекательным для создания полупроводниковых фотопроводящих антенн для детектирования и генерации терагерцового излучения [8,9], фотодетекторов и фотосмесителей [10], быстрых фоторезистивных ключей [11].

Преципитация As в LT-GaAs довольно подробно исследована, в частности, в работе [12] обнаружено, что преципитаты имеют сферическую форму и обладают присущей α-As ромбоэдрической кристаллической решеткой с пространственной группой $R\bar{3}m$, а их ориентационные соотношения (ОС) с матрицей LT-GaAs в гексагональной установке определены как

$$(0003)_p \parallel \{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\}_m \text{ и } \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m, \quad (1)$$

где индексы p и m относятся к преципитату As и матрице LT-GaAs соответственно.

Однако, в LT-GaAs с дельта-слоями GaSb [13] и твердых растворах LT-GaAsSb [14,15] наряду с частицами ромбоэдрической фазы с приведенными выше ОС (1) наблюдались преципитаты, микроструктура которых и/или ОС не соответствовали конфигурации для α-As. При исследовании LT-Al_{0.3}Ga_{0.7}As_{0.97}Sb_{0.03} установлено, что в выпавших частицах второй фазы содержание Sb сильно превышает ее концентрацию в матрице [16,17], т.е. частицы представляют собой сплав As_{1-x}Sb_x. AsSb обладает такой же структурой, как мышьяк и сурьма с пространственной группой $R\bar{3}m$ [18], а As_{0.5}Sb_{0.5}, природные кристаллы которого получили название стибарсен, характеризуется наличием атомного упорядочения типа GeTe [19]. По параметрам кристаллической решетки Sb существенно отличается от мышьяка, преципитаты которого полукогерентно встраиваются в сфалеритную решетку матрицы LT-GaAs. Несответствие межплоскостных расстояний между AsSb и LT-GaAs и соответственное возрастание упругой энергии частицы может сказываться на ее структурном поведении в матрице [20,21]. Дополнительный интерес к микроструктуре включений AsSb вызывает обнаружение в оптических спектрах LT-Al_{0.3}Ga_{0.7}As_{0.97}Sb_{0.03} признаков плазмонного резонанса, обусловленного присутствием ансамбля наноразмерных частиц и не наблюдавшегося в LT-GaAs [22,23]. Существование плазмонного резонанса в системе наночастиц AsSb, обогащенных сурьмой и встроенных в матрицу AlGaAs, предсказывают теоре-

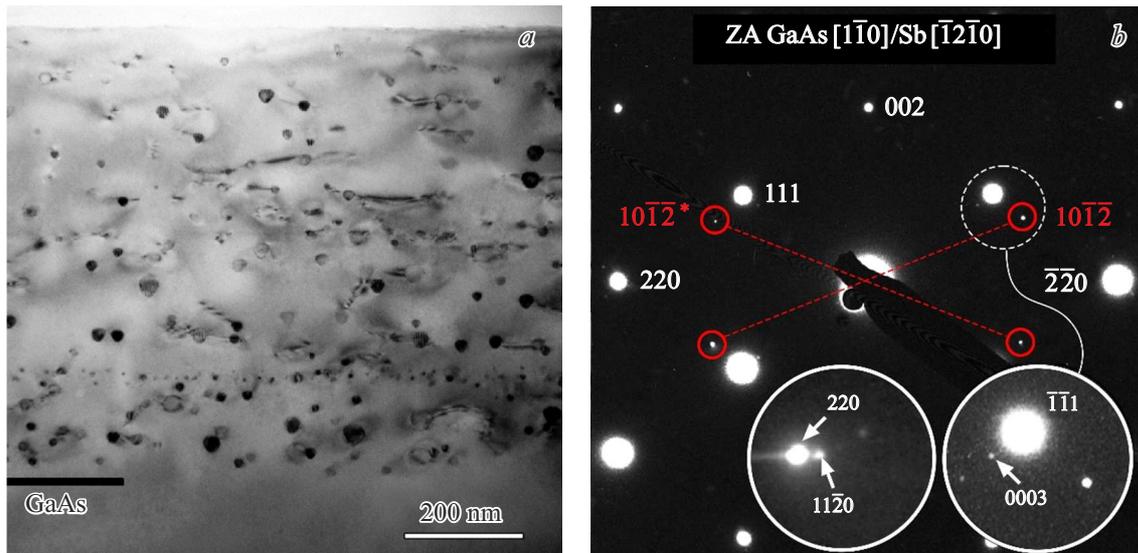


Рис. 1. Светлопольное ПЭМ-изображение поперечного сечения эпитаксиального слоя LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03}/GaAs в оси зоны [1 $\bar{1}$ 0] (a) и соответствующая картина дифракции электронов (b) после отжига при температуре 800°C. Красными окружностями отмечены рефлексы второй фазы. Звездочкой обозначена пара рефлексов от второго варианта расположения частиц из-за симметрии матрицы. Вставки в нижней правой части демонстрируют увеличенные фрагменты дифракционной картины в окрестности матричных рефлексов $\bar{1}\bar{1}1$ и 220.

тические расчеты, выполненные для нановключений с ромбоэдрической атомной структурой [24].

Целью работы являлось выяснение структурных особенностей преципитатов AsSb в матрице LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03} с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

2. Методика эксперимента

Эпитаксиальные слои LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03} выращивались методом МПЭ на подложке GaAs с ориентацией поверхности (001) $\pm 0.5^\circ$. Предварительно на подложке был выращен буферный слой GaAs толщиной 200 nm при температуре 580°C. Затем температура снижалась до 150°C, и осуществлялось осаждение LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03}. При столь низкой температуре возникает проблема срыва эпитаксиального роста [25,26], не позволяющая вырастить относительно толстый ($\sim 1 \mu\text{m}$) слой. Для предотвращения срыва роста процесс контролировался посредством регистрации картины дифракции быстрых электронов (ДБЭ) на отражение. При появлении признаков диффузного рассеяния, связанного с огрублением поверхности растущего слоя, процесс приостанавливался путём перекрытия потока Ga, температура поднималась до 250°C и поддерживалась до исчезновения вклада диффузного рассеяния на картине ДБЭ. После этого температура вновь опускалась до 150°C, и рост возобновлялся. Для получения слоя толщиной 1 μm такой прием потребовался дважды. По завершении роста слоя LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03} на его поверхность наносилась пленка AlAs толщиной 5 nm, выполняющая функцию

диффузионного барьера, и плёнка GaAs толщиной 5 nm для защиты AlAs от окисления. Полученный образец разделялся на несколько частей, которые отжигались в ростовой камере установки МПЭ в условиях противодавления паров As₄ в течении 15 min при температуре 400, 500 или 600°C. Две части, сложенные „лицом к лицу“, были подвергнуты быстрому термическому отжигу при 800°C в установке STE RTA100 (ЗАО „НТО“, Россия) в атмосфере азота.

Структурные исследования полученных образцов проводились методом ПЭМ на микроскопе JEM-2100F (JEOL, Япония) при ускоряющем напряжении 200 kV и микроскопе Phillips EM420 при ускоряющем напряжении 100 kV. Образцы для электронно-микроскопических исследований готовились в двух ориентациях — в планарном (001) и поперечном (110) сечениях, посредством механической шлифовки-полировки и финишного ионного распыления. Фурье-анализ изображений, полученных в режиме высокого разрешения (ВРЭМ), выполнялся с использованием программного пакета DigitalMicrograph (Gatan, Inc. США).

3. Экспериментальные результаты

На рис. 1, a представлено обзорное ПЭМ-изображение поперечного сечения эпитаксиального слоя LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03}/GaAs, отожженного при температуре 800°C. На изображении выпавшие в результате отжига преципитаты AsSb отображаются в виде пятен темного контраста, неупорядоченно распределенных в объеме эпитаксиального слоя. Высокая температура отжига при-

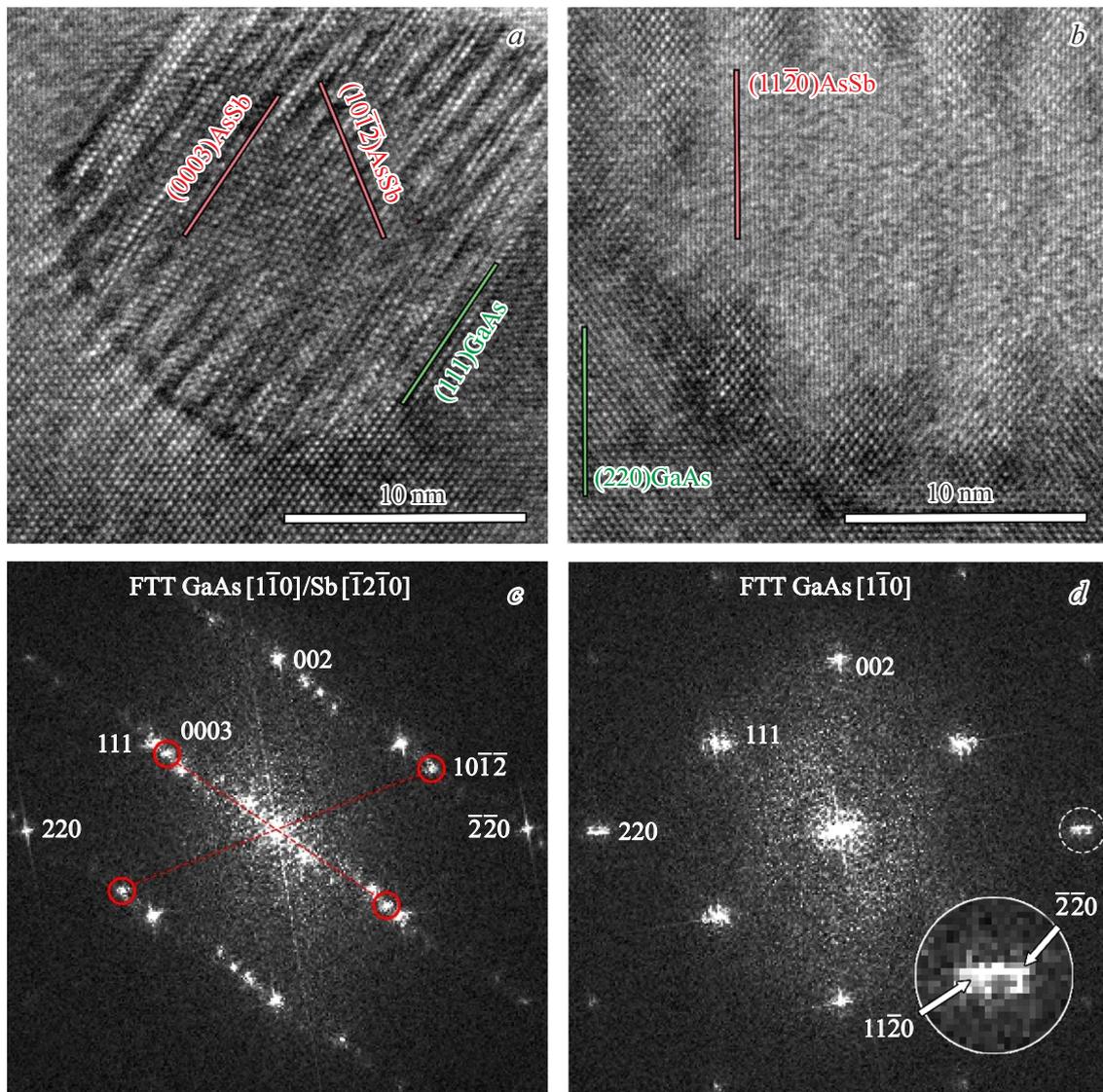


Рис. 2. ВРЭМ-изображения преципитатов AsSb в LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03}, отожженном при температуре 800°C (*a, b*) и соответствующие им картины FFT (*c, d*). Вставка: увеличенный фрагмент дифракционной картины в окрестности рефлекса $\bar{2}\bar{2}0$ матрицы, отмеченного штриховой окружностью.

вела к генерации сопряженных с выпавшими частицами структурных дефектов, создающих характерный контраст на изображении. Измеренный средний размер частиц составляет 17 nm. Кроме того, в нижней области слоя на расстоянии около 190 nm от границы с буферным слоем GaAs наблюдается ряд из мелких включений, образовавшихся, очевидно, в результате декорирования ростовой поверхности частицами остаточной атмосферы при промежуточной остановке роста [27]. Характерная картина дифракции электронов (рис. 1, *b*), полученная в оси зоны $[1\bar{1}0]$ от этого же слоя, наряду с рефлексами матрицы LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03} содержит экстра-рефлексы от ансамбля частиц второй фазы. Из-за малости объемной доли второй фазы рефлексы от частиц имеют слабую интенсивность. На полученной картине присутствуют

четыре экстра-рефлекса (отмечены красными окружностями), расположенных возле отражений 111 матрицы и отклоняющихся от соответствующих осей $\langle 111 \rangle$ матрицы на угол 13°. Измеренные по дифракционной картине межплоскостные расстояния для этих экстра-рефлексов $d = 3.04 \text{ \AA}$, и с учетом того, что частицы представляют собой сплав AsSb, соответствующие плоскости индицируются как $(10\bar{1}\bar{2})$ ромбоэдрической решетки. Возле $\bar{1}\bar{1}1$ в направлении, совпадающем с осью $[\bar{1}\bar{1}1]$ матрицы, имеется еще один слабый рефлекс, более отчетливо представленный на вставке в нижнем правом углу рис. 1, *b*. Межплоскостное расстояние для этого рефлекса измеряется как 3.76 Å и соответствует плоскости (0003) решетки преципитата. При небольшом отклонении от оси зоны $[1\bar{1}0]$ на дифракционной картине

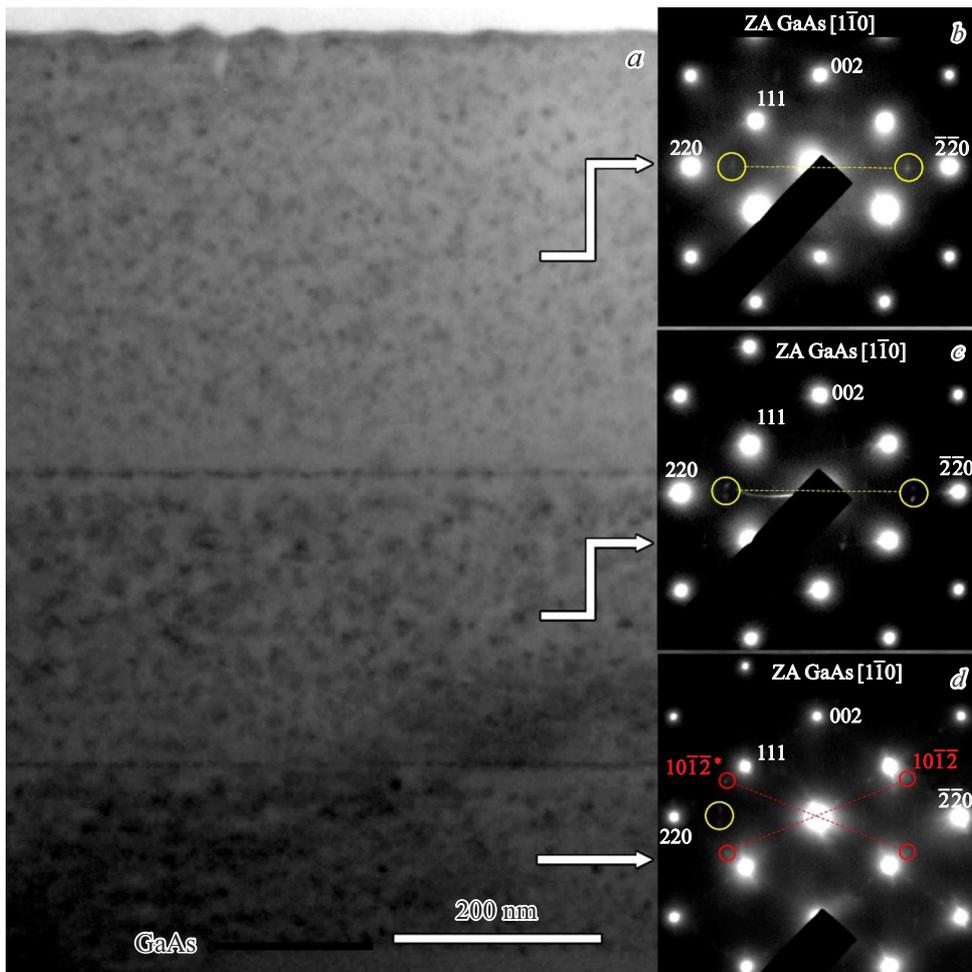


Рис. 3. Светлопольное ПЭМ-изображение образца, отожженного при 400°С, в действующем рефлексе 002 (а) и картины электронной микродифракции от различных областей эпитаксиального слоя LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03}. Желтыми окружностями отмечены нетипичные рефлексы.

возле матричного отражения 220 проявляется экстрарефлекс, лежащий на оси [1-10] матрицы. Он показан на вставке в нижней центральной части рис. 1, b. Соответствующее ему межплоскостное расстояние $d = 2.10 \text{ \AA}$, и плоскости индицируются как (1120).

Расположение экстрарефлексов на рис. 1, b с учетом четырех вариантов ориентации частиц из-за наличия в матрице инверсионной оси симметрии 4-го порядка и измененных межплоскостных расстояний из-за присутствия в частице сурьмы соответствует преципитатам ромбоэдрической фазы, плоскость (0003) которых параллельна одной из четырех плоскостей {111} матрицы. Расположение рефлекса 1120 от преципитатов на матричной оси [110] задает второе ОС: $[11\bar{2}0]_p \langle 11\bar{2}0 \rangle_m \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$. Такие соотношения аналогичны известным ОС (1) для преципитатов As ромбоэдрической фазы в LT-GaAs [12].

Воспользовавшись измеренными межплоскостными расстояниями и правилом Вегарда можно оценить содержание Sb в преципитатах. Пренебрегая упругими

деформациями в частице, которые, очевидно, невелики из-за релаксации напряжений несоответствия с генерацией дефектов, наблюдаемых на рис. 1, a, доля сурьмы оказывается равна 0.8.

Полученные по дифракционным картинам данные о микроструктуре и ОС выпавших частиц в LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03} после отжига при 800°С подтверждаются результатами их исследований в режиме ВРЭМ. На рис. 2 представлены примеры типичных ВРЭМ изображений преципитатов и соответствующие Фурье-образы, полученные быстрым преобразованием Фурье (БПФ). Рис. 2, a демонстрирует частицу AsSb, наблюдаемую в оси зоны $[\bar{1}2\bar{1}0]_p \parallel [1\bar{1}0]_m$. В центре изображения частицы отчетливо выявляются атомные плоскости в ней.

Измеренные по изображению и картине БПФ межплоскостные расстояния соответствуют (0003) и $\{10\bar{1}\bar{2}\}$. Можно видеть, что картина БПФ для индивидуальной частицы вполне согласуется с дифракционной картиной от ансамбля преципитатов на рис. 1, b. На рис. 2, b

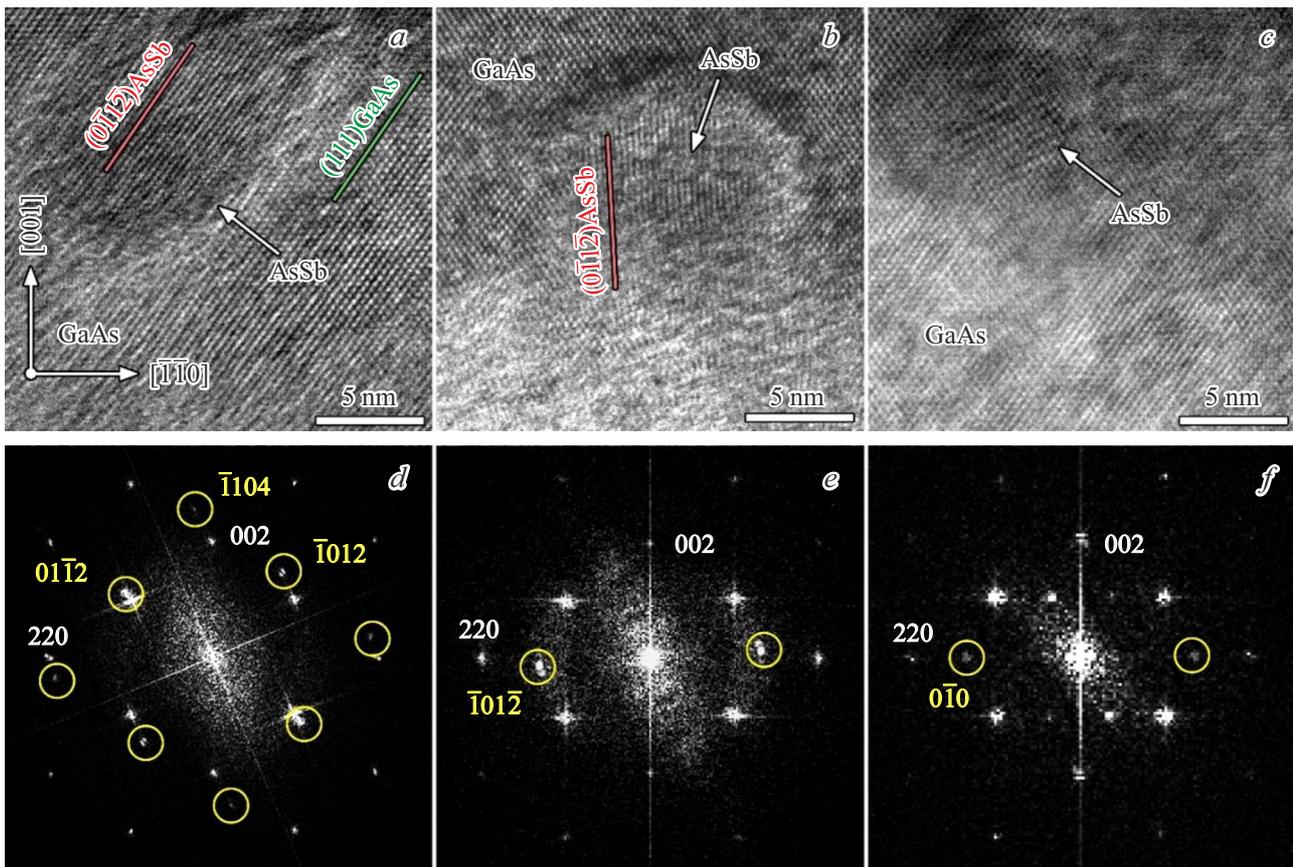


Рис. 4. ВРЭМ-изображения преципитатов AsSb в LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03}, отожженном при температуре 400°С (*a, b, c*), и соответствующие им картины БПФ (*d, e, f*). Желтыми окружностями отмечены рефлексы от второй фазы.

приведено изображение частицы, развернутой на 90° вокруг оси матрицы [001] относительно той, что приведена на рис. 2, *a*. На изображении частицы и БПФ присутствуют плоскости (11 $\bar{2}$ 0), параллельные плоскостям (220) матрицы и близкие к ним по межплоскостному расстоянию. Такая ситуация также соответствует дифракционной картине на рис. 1, *b*.

Понижение температуры отжига до 600°С приводит к уменьшению среднего размера частиц до 9.8 nm, и наряду с преципитатами, описанными выше, обнаруживаются отдельные частицы с иной фазой и/или другими ОС. При дальнейшем снижении температуры отжига до 500°С средний размер частиц становится 7.1 nm, и частицы с нетривиальной конфигурацией встречаются чаще. После отжига при 400°С доля таких частиц еще более увеличивается. На рис. 3, *a* представлено обзорное изображение эпитаксиального слоя LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03}, подвергнутого пост-ростовому отжигу при 400°С.

На изображении наблюдаются две горизонтальные линии темного контраста, содержащие мелкие включения и возникшие в результате двукратной остановки роста с низкотемпературным нагревом до 250°С. Они разделяют эпитаксиальный слой на три области. В нижней области слоя, подвергавшейся нагреву дважды, средний

размер частиц составляет 7.5 nm, в средней, прошедшей однократный нагрев, 7.0 nm, а в верхней области, не подвергавшейся промежуточному нагреву, средний размер уменьшается до 4.9 nm.

Типичные дифракционные картины от каждой из областей эпитаксиального слоя LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03} представлены на рис. 3, *b, c* и *d*. На картине дифракции от нижней области слоя (рис. 3, *d*) имеются рефлексы, присущие ромбоэдрической фазе с обычными ОС (отмечены красными окружностями). Одновременно присутствуют два более слабых отражения, симметричных относительно направления [110] матрицы с отклонением от него на угол 4° (отмечены желтой окружностью). Соответствующие им межплоскостные расстояния определяются как 2.97 Å, что близко к значению для {10 $\bar{1}$ 2}. Только эти рефлексы проявляются на дифракционной картине от средней области (рис. 3, *c*). Для верхней области с наименьшим размером частиц эти же рефлексы оказываются расположены практически на оси [110] матрицы (рис. 3, *b*).

Преципитаты AsSb в образцах, отожженных при температурах 600°С и ниже исследовались также в режиме ВРЭМ. Характерные изображения частиц с необычной конфигурацией в образце, отожженном при 400°С,

Такая ситуация имеет место на дифракционных картинах рис. 3, *c*, *d* и картине БПФ на рис. 4, *e*. Но на рис. 3, *a* и 4, *f* эти рефлексы оказываются лежащими непосредственно на матричной оси $[1\bar{1}0]_m$. Это может быть обусловлено некоторым искажением ромбоэдрической решетки. С другой стороны, сурьма вне обычных условий может кристаллизоваться в простую кубическую решетку [28–31], с $a \approx 3 \text{ \AA}$. Моделированная дифракционная картина для простой кубической решетки $\text{As}_{0.2}\text{Sb}_{0.8}$ при условии параллельности плоскости $(\bar{1}00)_p$ матричной плоскости $(111)_m$ приведена на рис. 5, *b*. Полученная в эксперименте картина дифракции для ансамбля частиц со средним размером 4.9 nm (рис. 3, *b*) и картина БПФ для малой (7 nm) частицы (рис. 4, *f*) имеют именно такой вид.

Совокупность экспериментальных данных и результатов моделирования показывает, что для преципитатов $\text{As}_{0.2}\text{Sb}_{0.8}$ со средним размером $\sim 10 \text{ nm}$ и менее, обладающих ромбоэдрической решеткой, преимущественно выполняются ОС:

$$\{\bar{1}012\}_p \parallel \{111\}_m \text{ и } \langle \bar{2}20\bar{1} \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m. \quad (2)$$

Полученные данные не позволяют однозначно определить является ли кристаллическая решетка преципитатов $\text{As}_{0.2}\text{Sb}_{0.8}$ размером менее 7 nm ромбоэдрической или кубической. Если решетка кубическая, то для ОС с матрицей LT-GaAs $_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$ выполняются соотношения

$$\{\bar{1}00\}_p \parallel \{111\}_m \text{ и } \langle 0\bar{1}0 \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m. \quad (3)$$

5. Заключение

Методом ПЭМ исследовано структурное состояние преципитатов AsSb, формирующихся в результате отжига эпитаксиального слоя нестехиометрического LT-GaAs $_{0.97}\text{Sb}_{0.03}$, выращенного методом МПЭ на подложке GaAs(001) при температуре 150°C. Установлено, что преципитаты со средним размером более $\sim 7 \text{ nm}$ обладают обычной ромбоэдрической решеткой с пространственной группой $R\bar{3}m$, присущей As и Sb в нормальных условиях. Для преципитатов со средним размером менее $\sim 10 \text{ nm}$ обнаружены новые ориентационные соотношения с матрицей LT-GaAsSb: $\{\bar{1}012\}_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle \bar{2}20\bar{1} \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$. Результаты ПЭМ для частиц со средним размером менее $\sim 7 \text{ nm}$ дают основание предполагать существование кубической фазы.

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 апреля 2022 г. № 25/2022.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Список литературы

- [1] M.R. Melloch, J.M. Woodall, E.S. Harmon, N. Otsuka, F.H. Pollak, D.D. Nolte, R.M. Feenstra, M.A. Lutz. *Annu. Rev. Mater. Sci.* **25**, 1, 547 (1995). doi: 10.1146/annurev.ms.25.080195.002555.
- [2] L.G. Lavrent'eva, M.D. Vilisova, V.V. Preobrazhenskii, V.V. Chaldyshev. *Russ. Phys. J.* **45**, 8, 735 (2002). doi: 10.1023/A:1021965211576/METRICS.
- [3] X. Liu, A. Prasad, J. Nishio, E.R. Weber, Z. Liliental-Weber, W. Walukiewicz. *Appl. Phys. Lett.* **67**, 2, 279 (1995). doi: 10.1063/1.114782.
- [4] M.R. Melloch, N. Otsuka, J.M. Woodall, A.C. Warren, J.L. Freeouf. *Appl. Phys. Lett.* **57**, 15, 1531 (1990). doi: 10.1063/1.103343.
- [5] Н.А. Берт, А.И. Вейнгер, М.Д. Вилисова, С.И. Голошапов, И.В. Ивонин, С.В. Козырев, А.Е. Куницын, Л.Г. Лаврентьева, Д.И. Лубышев, В.В. Преображенский, Б.Р. Семягин, В.В. Третьяков, В.В. Чалдышев. *ФТТ* **35**, 10, 2609 (1993).
- [6] I.S. Gregory, C. Baker, W.R. Tribe, M.J. Evans, H.E. Beere, E.H. Linfield, A.G. Davies, M. Missous. *Appl. Phys. Lett.* **83**, 20, 4199 (2003). doi: 10.1063/1.1628389.
- [7] A.A. Pastor, U.V. Prokhorova, P.Y. Serdointsev, V.V. Chaldyshev, M.A. Yagovkina. *Semiconductors* **47**, 8, 1137 (2013). doi: 10.1134/S1063782613080150/METRICS.
- [8] H. Tanoto, J.H. Teng, Q.Y. Wu, M. Sun, Z.N. Chen, S.A. Maier, B. Wang, C.C. Chum, G.Y. Si, A.J. Danner, S.J. Chua. *Nat. Photonics* **6**, 2, 121 (2012). doi: 10.1038/nphoton.2011.322.
- [9] R. Jiang, S. Cheng, Q. Li, Q. Wang, Y. Xin. *Laser Phys.* **31**, 3, 036203, (2021). doi: 10.1088/1555-6611/ABD935.
- [10] M. Currie. In: *Photodetectors: Materials, Devices and Applications*. Woodhead Publishing (2016). P. 121–155. doi: 10.1016/B978-1-78242-445-1.00005-1.
- [11] C. Tannoury, M. Billet, C. Coiron, J.F. Lampin, E. Peytavit. *Electron. Lett.* **56**, 17, 897 (2020). doi: 10.1049/EL.2020.1116.
- [12] A. Claverie, Z. Liliental-Weber. *Phil. Mag. A Phys. Condens. Matter, Struct. Defects Mech. Prop.* **65**, 4, 981 (1992). doi: 10.1080/01418619208205601.
- [13] N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, A.A. Suvorova, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, P. Werner. *Appl. Phys. Lett.* **74**, 11, 1588 (1999). doi: 10.1063/1.123625.
- [14] J. Sigmund, C. Sydlo, H.L. Hartnagel, N. Benker, H. Fuess, F. Rutz, T. Kleine-Ostmann, M. Koch. *Appl. Phys. Lett.* **87**, 25, 1 (2005). doi: 10.1063/1.2149977.
- [15] J. Sigmund, D. Pavlidis, H.L. Hartnagel, N. Benker, H. Fuess. *J. Vac. Sci. Technol. B* **24**, 3, 1556 (2006). doi: 10.1116/1.2190677.
- [16] N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, N.A. Cherkashin, V.N. Nevedomskiy, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, V.I. Ushanov, M.A. Yagovkina. *J. Appl. Phys.* **125**, 14 (2019). doi: 10.1063/1.5048076.
- [17] N. Bert, V. Ushanov, L. Snigirev, D. Kirilenko, V. Ulin, M. Yagovkina, V. Preobrazhenskii, M. Putyato, B. Semyagin, I. Kasatkin, V. Chaldyshev. *Mater.* **15**, 21, 7597 (2022). doi: 10.3390/MA15217597.

- [18] Handbook of Mineralogy / Eds John W. Anthony, Richard A. Bideaux, Kenneth W. Bladh. Mineralogical Society of America, Chantilly, VA 20151-1110, USA.
- [19] D.P. Shoemaker, T.C. Chasapis, D. Do, M.C. Francisco, D. Young Chung, S.D. Mahanti, A. Llobet, M.G. Kanatzidis. *Phys. Rev. B* **87**, 94201 (2013). doi: 10.1103/PhysRevB.87.094201.
- [20] V.V. Chaldyshev, N.A. Bert, A.E. Romanov, A.A. Suvorova, A.L. Kolesnikova, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, P. Werner, N.D. Zakharov, A. Claverie. *Appl. Phys. Lett.* **80**, 3, 377 (2002). doi: 10.1063/1.1426691.
- [21] V.V. Chaldyshev, A.L. Kolesnikova, N.A. Bert, A.E. Romanov. *J. Appl. Phys.* **97**, 2 (2005). doi: 10.1063/1.1833581/930326.
- [22] V.I. Ushanov, V.V. Chaldyshev, N.A. Bert, V.N. Nevedomsky, N.D. P'inskaya, N.M. Lebedeva, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin. *Semiconductors* **49**, 12, 1587 (2015). doi: 10.1134/S1063782615120234/METRICS.
- [23] Л.А. Снигирев, В.И. Ушанов, А.А. Иванов, Н.А. Берт, Д.А. Кириленко, М.А. Яговкина, В.В. Преображенский, М.А. Путято, Б.Р. Семягин, И.А. Касаткин, В.В. Чалдышев. *ФТП* **57**, 1, 71 (2023). doi: 10.21883/ftp.2023.01.54933.4545.
- [24] V.M. Silkin, S.V. Eremeev, V.I. Ushanov, V.V. Chaldyshev. *Nanomater.* **13**, 8, 1355 (2023). doi: 10.3390/NANO13081355.
- [25] D.J. Eaglesham, L.N. Pfeiffer, K.W. West, D.R. Dykaar. *Appl. Phys. Lett.* **58**, 1, 65 (1991). doi: 10.1063/1.104446.
- [26] Z. Liliental-Weber, W. Swider, K.M. Yu, J. Kortright, F.W. Smith, A.R. Calawa. *Appl. Phys. Lett.* **58**, 19, 2153 (1991). doi: 10.1063/1.104990.
- [27] Л.А. Снигирев, Н.А. Берт, В.В. Преображенский, М.А. Путято, Б.Р. Семягин, В.В. Чалдышев. *ФТП* **57**, 6, 507 (2023).
- [28] D. Akhtar, V.D. Vankar, T.C. Goel, K.L. Chopra. *J. Mater. Sci.* **14**, 4, 988 (1979). doi: 10.1007/BF00550732/METRICS.
- [29] X.S. Wang, S.S. Kushvaha, Z. Yan, W. Xiao. *Appl. Phys. Lett.* **88**, 23, 233105 (2006). doi: 10.1063/1.2208374.
- [30] T. Gupta, K. Elibol, S. Hummel, M. Stöger-Pollach, C. Mangler, G. Habler, J.C. Meyer, D. Eder, B.C. Bayer. *npj 2D Mater. Appl.* **5**, 1, 1 (2021). doi: 10.1038/s41699-021-00230-3.
- [31] A.L. Coleman, M.G. Gorman, R. Briggs, R.S. McWilliams, D. McGonegle, C.A. Bolme, A.E. Gleason, D.E. Fratanduono, R.F. Smith, E. Galtier, H.J. Lee, B. Nagler, E. Granados, G.W. Collins, J.H. Eggert, J.S. Wark, M.I. McMahon. *Phys. Rev. Lett.* **122**, 25 (2019). doi: 10.1103/PhysRevLett.122.255704.

Редактор Т.Н. Василевская