

Дефекты в эпитаксиальных пленках GaInAsBi на подложках Si (001)

© А.С. Пашченко^{1,2}, О.В. Девицкий^{1,2}, М.Л. Лунина¹

¹ Федеральное исследовательское учреждение Южный научный центр Российской академии наук, 344006 Ростов-на-Дону, Россия

² Северо-Кавказский федеральный университет, 355009 Ставрополь, Россия

E-mail: as.pashchenko@gmail.com

Поступила в Редакцию 31 июля 2023 г.

В окончательной редакции 29 ноября 2023 г.

Принята к публикации 1 декабря 2023 г.

Импульсным лазерным напылением осуществлено выращивание тонкой пленки GaInAsBi на подложке Si (001). Рост осуществлен в режиме Фольмера–Вебера. Зерна преимущественно монофазные, но разделены сетью дислокаций, а в некоторых участках присутствуют антифазные границы. Исследование реальной структуры методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии показывает, что релаксация напряжений произошла за счет пластических сдвигов, через зарождение дислокаций и скольжение по плотноупакованным плоскостям {111}, а также через двойникование и изменение шероховатости поверхности. Методом рентгеновской дифрактометрии установлено, что пленка GaInAsBi имеет параметр решетки 5.856 Å. Среднеквадратическая шероховатость поверхности пленки, измеренная методом атомно-силовой микроскопии, составила 0.51 нм.

Ключевые слова: III–V соединения, сильно рассогласованные сплавы, импульсное лазерное напыление, GaInAsBi, кремний.

DOI: 10.61011/FTP.2023.08.56963.5468

1. Введение

Тонкие пленки GaInAsBi представляют интерес для широкого спектра практических применений. Выращенные на подложках InP и GaAs, они могут использоваться в устройствах среднего инфракрасного диапазона [1], термоэлектрических [2] и терагерцевых [3–5] приборах, а также в системах телекоммуникаций [6]. Использование Si в качестве подложки для эпитаксиального роста имеет ряд преимуществ, таких как высокое качество, большую площадь и низкую стоимость по сравнению с подложками на основе соединений III–V группы [7–9].

Для многих III–V соединений на кремнии характерен рост в режиме Фольмера–Вебера, когда на первоначальном этапе роста пленка состоит из островков, а после определенной критической толщины происходит их коалесценция [9–14]. При выращивании твердого раствора GaInAsBi на Si, из-за сильного рассогласования решеток будут конкурировать два механизма релаксации напряжений. Первый заключается в появлении пластических деформаций, которые приводят к биаксиальному сжатию или растяжению через зарождение и скольжение дислокаций. При втором механизме релаксации напряжений возникают исключительно упругие деформации, проявляющиеся в изменении шероховатости поверхности пленки (например, рост квантовых точек). Поэтому знание преимущественных механизмов релаксации напряжений в сильно рассогласованных гетероструктурах имеет не только фундаментальный научный интерес, но важно с практической точки зрения для эпитаксиального выращивания III–V соединений на Si [9]. Гете-

росистема GaInAsBi-Si перспективна для нового класса материалов — сильно рассогласованных сплавов (highly mismatched alloys (HMAs)) [15].

На данный момент широкое распространение для выращивания твердых растворов с висмутом нашли методы молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [16] и газофазной эпитаксии металлоорганических соединений (ГФЭМОС) [6]. Согласно литературным данным [1–6], свойства твердых растворов GaInAsBi зависят от метода их выращивания. Сложность выращивания определяется наличием капель на поверхности роста [17,18], а также тем, что изменение ширины запрещенной зоны и параметра решетки осуществляется двумя элементами — In и Bi. Тем не менее методы выращивания висмутсодержащих твердых растворов развиваются.

Впервые твердый раствор GaInAsBi был выращен методом МЛЭ на подложке InP с содержанием Bi до $x = 2.5\%$ [16]. Известно о выращивании МЛЭ пленок GaInAsBi на подложках GaAs с содержанием 19.5% In и 9.5% Bi и шероховатостью ~ 1 нм для слоя толщиной 30 нм [5]. Важной деталью этого исследования является использование буфера GaInAs толщиной 30 нм. В работе [6] методом ГФЭМОС выращен псевдоморфный слой GaInAsBi на буферном слое толщиной 250 нм на подложке GaAs. Толщина GaInAsBi, определенная рентгеновской дифрактометрией (РД), составила 66.5 нм, а параметр решетки 5.7 Å. Во всех работах по выращиванию GaInAsBi методами МЛЭ и ГФЭМОС отмечается общая тенденция к снижению температуры подложки из-за сурфактант эффекта Bi [19] и сегрегации In [20–22].

В последнее десятилетие все большее применение для выращивания тонких пленок приобретает метод импульсного лазерного напыления (ИЛН) [23–27]. Его основными преимуществами перед другими методами физического осаждения являются возможность контроля стехиометрии пленок [28], возможность снижения температуры подложки для выращивания тонких пленок на основе III–V соединений [29], дискретное поступление потока вещества от мишени к подложке в промежутках времени между лазерными импульсами. Из-за присутствия капель в выращенном слое и относительно небольшой площади нанесения пленок пока рано говорить о широком промышленном применении метода. Тем не менее метод пригоден для синтеза подавляющего числа известных полупроводниковых материалов. В настоящем исследовании представлены результаты исследования выращивания твердого раствора GaInAsBi на кремниевой подложке методом ИЛН.

Анализ литературы показал незначительное количество работ, посвященных изучению структурных свойств и механизмов дефектообразования в пленках GaInAsBi, а в случае выращивания на Si их полное отсутствие. Изучение начальной стадии роста тонких пленок GaInAsBi важно с практической точки зрения для достижения их гетероэпитаксиального роста. В этой связи цель работы заключалась в выращивании пленки GaInAsBi на подложке Si(001) методом ИЛН, изучении дефектов в них и механизмов релаксации слоя.

2. Методика эксперимента

Выращивание осуществлялось на экспериментальной установке ИЛН [23]. В качестве источника распыления мишени использовали YAG:Nd³⁺-лазер с длиной волны 532 нм (вторая гармоника). Расстояние между мишенью и подложкой составляло 50 мм. Мишень была сформирована методом холодного прессования. Для этого порошки GaAs, InAs и Bi смешивались в необходимой пропорции. Затем смесь просеивали через сито с размером ячеек 20 мкм. Мишень формировалась с помощью изостатического пресса при давлении 207 МПа. Затем мишень спекалась в атмосфере H₂:N₂ (1:1) при температуре 850°C и давлении 13,2 · 10⁴ Па в течение 2 ч. Для экспериментов использовалась подложка p-Si с кристаллографической ориентацией (001) и толщиной 390 мкм. На первом этапе подготовки подложка Si обезжиривалась в ацетоне, а затем в изопропиловом спирте. Затем она промывалась в деионизованной воде для удаления с поверхности остатков растворителя и частиц продуктов растворения. На втором этапе проводилось химическое травление поверхности кремния в 5% растворе плавиковой кислоты в течение 60 с и отмывка в деионизованной воде, сушка и загрузка в ростовую камеру. Откачка вакуума в камере проводилась до остаточного давления ~ 2,3 · 10⁻⁴ Па. Подложка нагревалась до температуры 500°C и отжигалась в течение 15 мин. Далее температура подложки снижалась до 350°C и

осуществлялся рост пленки GaInAsBi при лазерном флюенсе $F = 2.3$ Дж/см², длительности импульсов 10 нс, частоте повторения импульсов 15 Гц. Время напыления пленки составляло 60 мин.

Дефекты структуры тонких пленок GaInAsBi на Si изучались методами РД и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Кристаллическое состояние и параметр решетки определяли на приборе Bruker D8 Discover с CuK α_1 -излучением в геометрии Брегга–Брентано $\theta - 2\theta$. Параметр решетки слоя GaInAsBi в направлении роста рассчитывался по дифракционному максимуму от плоскости (004) на кривой РД, в соответствии с законом Вульфа–Брегга: $2d \sin \theta = n\lambda$ (где d — межплоскостное расстояние, λ — длина волны характеристического рентгеновского излучения, n — порядок максимума ($n = \pm 1, \pm 2, \dots$), θ — брегговский угол для семейства плоскостей (hkl)). Для изучения объемной структуры использовали режим светлого поля, для изучения локальных участков структуры — режим микродифракции и высокого разрешения на микроскопе Jeol JEM-2100F. Определение толщины пленок GaInAsBi проводилось по поперечным срезам с помощью ПЭМ.

Изучение морфологии и измерение среднеквадратической шероховатости проводили методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе NT-MDT SI „Integra academia“. Сканирование проводилось в полуконтактном режиме при атмосферном давлении. В качестве зонда использовался кремниевый кантилевер NS15 с радиусом закругления 10 нм. Площадь сканирования 1 × 1 мкм². Операции фильтрации АСМ-изображений включали вычитание поверхности 3-го порядка, удаление ступеней по направлению X, удаление царапин. Определение параметра среднеквадратической шероховатости проводилось по площади скана (S_q).

3. Экспериментальные результаты

3.1. Дефекты структуры в объеме пленки GaInAsBi

Для определения параметра кристаллической решетки и кристаллического состояния были выполнены измерения РД (рис. 1).

На дифрактограмме (рис. 1) видны интенсивные дифракционные максимумы от (002) и (004) плоскостей подложки Si на углах $2\theta = 33.05^\circ$ и $2\theta = 69.21^\circ$ соответственно. Угол $2\theta = 63.49^\circ$ соответствует основному дифракционному максимуму от плоскости (004) слоя GaInAsBi (см. вставку на рис. 1). Вид дифрактограммы свидетельствует о том, что пленка имеет преимущественную кристаллографическую ориентацию (001). Рассчитанный параметр кристаллической решетки слоя GaInAsBi по пику (004) из выражения Вульфа–Бреггов составил $a = 5.856$ Å. В этом случае величина рассогласования $\Delta a/a_{Si} = 7.84\%$. Рассчитанный средний размер области когерентного рассеяния по модели Шеррера ~ 12.6 нм.

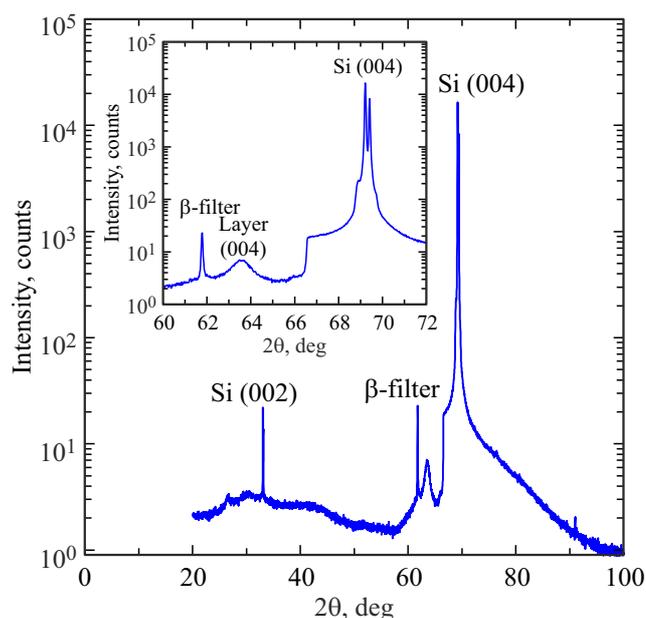


Рис. 1. Дифрактограмма GaInAsBi на Si(001) для $2\theta = 20-100^\circ$.

На рис. 2, *a* показано светлопольное ПЭМ-изображение гетерограницы GaInAsBi/Si. Толщина слоя GaInAsBi достигает ~ 45 нм. Видны дефекты упаковки (ДУ) в объеме пленки и границы зерен. Некоторые ДУ выходят на поверхность пленки. Определение кристаллического состояния пленки GaInAsBi и индексация кристаллографических направлений были выполнены по микроэлектроннограмме (рис. 2, *b*).

Присутствие пластических деформаций в объеме пленки наблюдается в виде линейных рефлексов, а также рефлексов от двойников (рис. 2, *b*).

На рис. 3 приведено ПЭМ-изображение высокого разрешения поперечного среза гетерограницы GaInAsBi/Si с переходным аморфным слоем толщиной ~ 3 нм. Также видны границы зерен, свидетельствующие о том, что пленка текстурирована [30,31]. Анализ нескольких участков гетерограницы показал, что центры зарождения пластических деформаций находятся на поверхности переходного аморфного слоя.

Еще одним типом структурных дефектов, обнаруженных в пленке GaInAsBi, являются двойники. На рис. 3 показан двойник, что также подтверждается результатами на микроэлектроннограмме в виде двух дифракционных максимумов (рис. 2, *b*). Размер двойника в плоскости наблюдения ~ 5 нм.

3.2. Морфология поверхности пленки GaInAsBi

Результаты АСМ поверхности кремниевой подложки и пленки GaInAsBi приведены на рис. 4. Поверхность кремниевой подложки (рис. 4, *a*) представлена гладким рельефом с параметром среднеквадратической шероховатости $S_q = 0.23$ нм. Ростовая поверхность представле-

на террасоподобными доменами [31], которые по бокам ограничены плоскостями $\{110\}$.

Поверхность пленки GaInAsBi имеет более развитую морфологию (рис. 4, *b*), чем подложка Si. Параметр среднеквадратической шероховатости по площади скана $S_q = 0.51$ нм. Размеры островков 10–70 нм. Пленка представляет собой сплошной слой, который образовался в результате множественного зарождения островков и их последующей коалесценции.

4. Обсуждение результатов

Присутствие V-образных ДУ (рис. 2, *a* и 3) в объеме пленки объясняется тем, что в твердых телах с границентрированной кристаллической решеткой (ГЦК), при

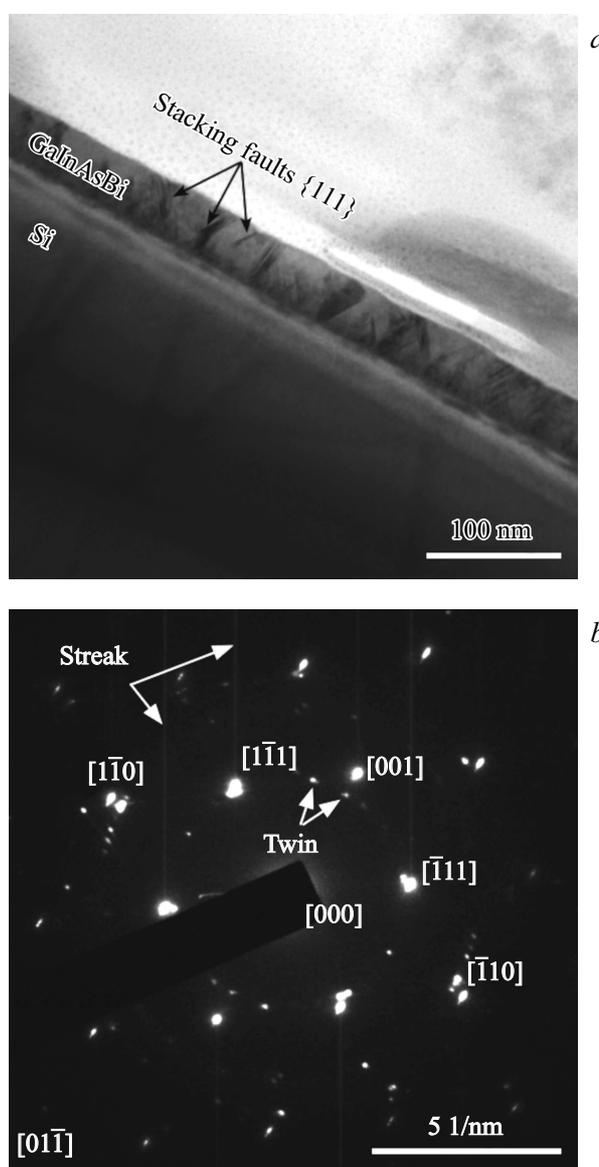


Рис. 2. Светлопольное ПЭМ-изображение (*a*) и микроэлектроннограмма (*b*) пленки GaInAsBi на Si(001).

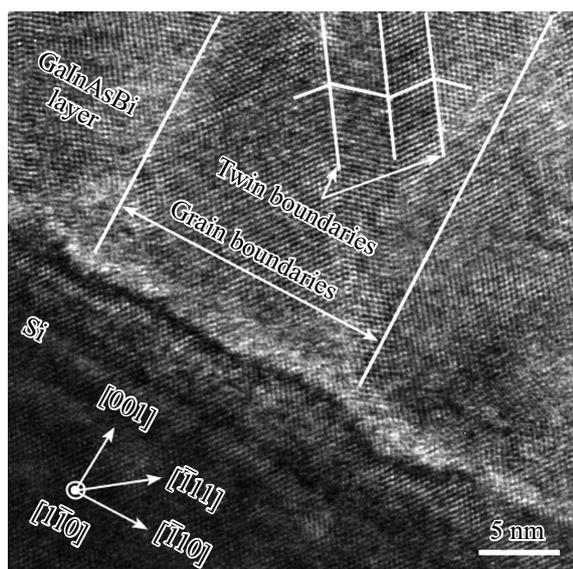


Рис. 3. ПЭМ-изображение высокого разрешения гетерограницы GaInAsBi/Si.

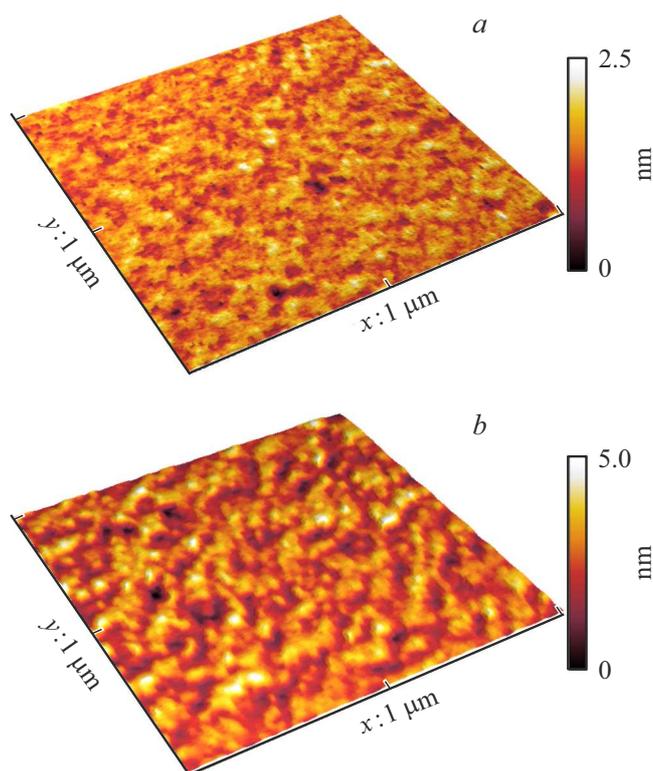


Рис. 4. *a*) — $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ 3D АСМ поверхность Si(001); *b*) — $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ 3D АСМ поверхность тонкой пленки GaInAsBi. (Цветной вариант рисунка представлен в электронной версии статьи).

рассогласовании решеток выше 1%, из-за образования частичных дислокаций происходит скольжение плоскостей $\{111\}$. ДУ может пересекаться с другим, лежащим в иной плоскости $\{111\}$, и образовывать V-образные

конфигурации. Мы считаем, что причина их появления в GaInAsBi обусловлена добавлением висмута в состав пленки, который привел к сильному рассогласованию кристаллических решеток (7.84%) между пленкой и подложкой Si. Результатом этого стал процесс релаксации напряжений, который вызвал образование дефектов на границе раздела и в объеме пленки. Однако процесс зарождения дислокаций несоответствия в гетероэпитаксиальных полупроводниковых системах до сих пор до конца не изучен. Среди различных моделей, предложенных в литературе для зарождения дислокаций, только две из них наиболее соответствуют экспериментальным наблюдениям в гетероэпитаксиальных системах: 1) зарождение из поверхностных ступеней; 2) агломерация точечных дефектов, которые могут быть источниками скользящих дислокаций [32]. Из-за особенности ростового процесса в наших образцах, на границе интерфейса „пленка-подложка“, присутствует аморфный слой толщиной ~ 3 нм. Видно, что на поверхности этого слоя происходит зарождение ДУ по плоскостям $\{111\}$ из-за возникновения точечных дефектов. Следует обратить внимание на то, что по причине существования переходного аморфного слоя в пленке не обнаружено прорастания дислокаций из подложки в объем слоя GaInAsBi и обратно, как это наблюдалось в работах [7,33]. В свою очередь точечные дефекты в ГЦК решетках приводят к образованию двух типов частичных дислокаций [34–36]: 1) частичных дислокаций Шокли, связанных со скольжением, которые имеют вектор Бюргерса $a/6\{112\}$ (30° дислокации Шокли); 2) частичные дислокации Фрэнка, включающие межзельные или вакансионные плоскости, с вектором Бюргерса $a/3\{111\}$ (60° дислокация).

Причиной двойниковогоания является сдвиг из-за прохождения частичной дислокации Шокли с вектором Бюргерса $\vec{b} = 1/6[\bar{1}12]$ через каждую плоскость $(\bar{1}11)$ над плоскостью двойниковогоания. В ГЦК кристаллах имеется четыре плотноупакованных плоскости $\{111\}$, каждая из которых содержит три $\langle 112 \rangle$ направления. Таким образом, существует двенадцать независимых систем двойниковогоания. Для поперечного среза $(\bar{1}\bar{1}0)$ на рис. 3, в результате переиндексации плоскость $(\bar{1}11)_M$ пленки трансформируется в плоскость $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_T$ двойника [37,38]. Наблюдаемые двойники не могут быть обусловлены только лишь деформацией кристаллической решетки. Механизм двойниковогоания зависит не только от кристаллической решетки, но и от механизма роста и стадии формирования пленки [11].

Для пленок III–V соединений на кремнии характерен рост по механизму Фольмера–Вебера, когда на первоначальном этапе роста происходит трехмерное зарождение островков, а после критической толщины и поверхностной плотности происходит коалесценция [9,11–14]. В таком случае пленка является текстурированной [30,31] из-за присутствия границ зерен, а на поверхности роста преобладает 3D зарождение над 2D зародышеобразованием. В результате чего пластические релаксации внутренних напряжений приводят к изменениям на поверх-

ности роста, выражаемым в изменении шероховатости поверхности. Террасы на вершинах островков (рис. 4, *b*) свидетельствуют о том, что зерна в пленке преимущественно ориентированы в направлении роста [001], это также подтверждается результатами РД (рис. 1). Большинство островков монофазны, но разделены сетью дислокаций, а в некоторых участках присутствуют антифазные границы. Высокое рассогласование (рис. 1) параметров решеток, из-за высокой концентрации Вi, не привело к образованию протяженных дислокаций несоответствия на поверхности пленки, характерных в случае псевдоморфного или послойного роста [31,39]. Релаксация напряжений в пленке и шероховатость на ее поверхности GaInAsBi определяются тем, что на границах зерен происходит практически полная релаксация напряжений при их коалесценции, а внутри — напряжения увеличиваются [10]. Для релаксации напряжений на поверхности роста должна сохраняться поверхностная диффузия для перемещения атомов в места с наименьшей свободной энергией, т. е. в вершины островков. Этот процесс объясняет сохранение островкового роста при выращивании пленки GaInAsBi на Si. Поэтому в слое GaInAsBi толщиной ≈ 45 нм происходит пластическая релаксация через частичные дислокации Шокли, дислокации Фрэнка, а также двойники (рис. 3) и антифазные границы, которые проявляются в рельефе поверхности (рис. 4, *b*).

Результаты РД, ПЭМ и АСМ находятся в хорошем соответствии и показывают, что пленки GaInAsBi, выращенные методом импульсного лазерного напыления, имеют выраженную текстуру в направлении (001) и полностью релаксированы.

5. Заключение

Выращены тонкие пленки GaInAsBi на подложке Si(001) методом ИЛН и изучены структурные свойства и морфология, а также установлен механизм релаксации напряжений. Результаты РД, ПЭМ и АСМ позволяют заключить, что пленка GaInAsBi выращена в режиме Фольмера–Вебера и имеет выраженную текстуру в направлении роста [001]. Исследование процессов релаксации и типов дефектов позволяют сделать вывод, что в высокорассогласованной ($\Delta a/a_{Si} = 7.84\%$) гетеросистеме GaInAsBi–Si релаксация напряжений произошла за счет пластических сдвигов, через зарождение дислокаций и скольжение по плотноупакованным плоскостям {111}, а также через двойникование и изменение шероховатости поверхности. При этом внутри зерна сохраняют существенные напряжения. Выращенные слои имеют параметр решетки $a = 5.856 \text{ \AA}$ и среднеквадратическую шероховатость 0.51 нм. Полученные результаты свидетельствуют о потенциале метода импульсного лазерного осаждения для эпитаксиального выращивания многокомпонентных полупроводниковых твердых растворов, в том числе на кремниевых подложках.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания Южного научного центра РАН (проекты № 122020100254-3 и № 122020100326-7). Выращивание экспериментальных образцов осуществлялось с использованием ресурсов ЦКП СКФУ и при финансовой поддержке Министерства образования и науки России, уникальный идентификатор проекта RF-2296.61321X0029 (договор № 075-15-2021-687).

Благодарности

Авторы выражают благодарность Северо-Кавказскому федеральному университету за помощь в рамках конкурса по поддержке проектов научных коллективов и отдельных ученых университета, ЦКП ЮНЦ РАН и федеральному ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“ ФТИ им. А.Ф. Иоффе (уникальный идентификатор проекта RFMEFI62119X0021).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] V. Pacebutas, B. Cechavicius, A. Krotkus. *Infr. Phys. Technol.*, **111**, 10567 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.infrared.2020.103567>
- [2] Y. Zhong, P. Dongmo, J. Zide. *Dilute Bismuthides on an InP Platform*. In: *Bismuth-Containing Compounds*, ed. by H. Li, Z. Wang. Springer Ser. Mater. Sci. (Springer, N. Y., **186**, 2013). https://doi.org/10.1007/978-1-4614-8121-8_4
- [3] V. Pačebutas, S. Stanionytė, R. Norkus, A. Bičiūnas, A. Urbanowicz, A. Krotkus. *J. Appl. Phys.*, **125**, 174507 (2019). <https://doi.org/10.1063/1.5089855>
- [4] J. Devenson, V. Pacebutas, R. Butkute, A. Baranov, A. Krotkus. *Appl. Phys. Exp.*, **5**, 015503 (2012). <https://doi.org/10.1143/APEX.5.015503>
- [5] V. Pačebutas, A. Urbanowicz, P. Cicėnas, S. Stanionytė, A. Bičiūnas, I. Nevinskas, A. Krotkus. *Semicond. Sci. Technol.*, **30** (9), 094012 (2015). <https://doi.org/10.1088/0268-1242/30/9/094012>
- [6] T. Hepp, O. Maßmeyer, D.A. Duffy, S.J. Sweeney, K. Volz. *J. Appl. Phys.*, **126**, 085707 (2019). <https://doi.org/10.1063/1.5097138>
- [7] Q. Li, K.M. Lau. *Prog. Cryst. Growth Charact. Mater.*, **63** (4), 105 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.pcrysgrow.2017.10.001>
- [8] Y. Hu, D. Liang, K. Mukherjee, Y. Li, C. Zhang, G. Kurczveil, X. Huang, R.G. Beausoleil. *Light: Sci. Appl.*, **8**, 93 (2019). <https://doi.org/10.1038/s41377-019-0202-6>
- [9] I. Lucci, S. Charbonnier, L. Pedesseau, M. Vallet, L. Cerutti, J.-B. Rodriguez, E. Tournie, R. Bernard, A. Letoublon, N. Bertru, A. Le Corre, S. Rennesson, F. Semond, G. Patriarche, L. Largeau, P. Turban, A. Ponchet, C. Cornet. *Phys. Rev. Mater.*, **2**, 060401 (2018). <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.2.060401>
- [10] A.R. Shugurov, A.V. Panin. *Techn. Phys.*, **65**, 1881 (2020). <https://doi.org/10.1134/S1063784220120257>

- [11] G.A. Devenyi, S.Y. Woo, S. Ghanad-Tavakoli, R.A. Hughes, R.N. Kleiman, G.A. Botton, J.S. Preston. *J. Appl. Phys.*, **110**, 124316 (2011). <https://doi.org/10.1063/1.3671022>
- [12] M. Volmer, A.Z. Weber. *Zeitschrift Physik Chem.*, **119**, 277 (1926).
- [13] S.F. Fang, K. Adomi, S. Iyer, H. Morkoç, H. Zabel, C. Choi, N. Otsuka. *J. Appl. Phys.*, **68** (7), R31 (1990). <https://doi.org/10.1063/1.346284>
- [14] Y.H. Kim, Y.K. Noh, M.D. Kim, J.E. Oh, K.S. Chung. *Thin Sol. Films*, **518** (8), 2280 (2010). <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.09.120>
- [15] W. Walukiewicz, J.M.O. Zide. *J. Appl. Phys.*, **127**, 010401 (2020). <https://doi.org/10.1063/1.5142248>
- [16] G. Feng, M. Yoshimoto, K. Oe, A. Chayahara, Y. Horino. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **44**, L1161 (2005). <https://doi.org/10.1143/JJAP.44.L1161>
- [17] P. Ludewig, L. Nattermann, W. Stolz, K. Volz. *Semicond. Sci. Technol.*, **30** (9), 094017 (2015). <https://doi.org/10.1088/0268-1242/30/9/094017>
- [18] E. Sterzer, N. Knaub, P. Ludewig, R. Straubinger, A. Beyer, K. Volz. *J. Cryst. Growth*, **408**, 71 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2014.09.006>
- [19] B.N. Zvonkov, I.A. Karpovich, N.V. Baidus, D.O. Filatov, S.V. Morozov, Yu.Yu. Gushina. *Nanotechnology*, **11**, 221 (2000). <https://doi.org/10.1088/0957-4484/11/4/306>
- [20] S. Martini, A.A. Quivy, M.J. da Silva, T.E. Lamas, E.C.F. da Silva, J.R. Leite, E. Abramof. *J. Appl. Phys.*, **94**, 7050 (2003). <https://doi.org/10.1063/1.1621738>
- [21] L. Francaviglia, G. Tütüncüoğlu, S. Marti-Sanchez, E. Di Russo, S.E. Steinvall, J.S. Ruiz, H. Potts, M. Fried, L. Rigutti, J. Arbiol, A. Fontcuberta i Morra. *Phys. Rev. Mater.*, **3**, 023001(R) (2019). <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.3.023001>
- [22] R.R. Pel'а, L.K. Teles, M. Marques, S. Martini. *J. Appl. Phys.*, **113**, 033515 (2013). <https://doi.org/10.1063/1.4776741>
- [23] A.S. Pashchenko, O.V. Devitsky, L.S. Lunin, I.V. Kasyanov, D.A. Nikulin, O.S. Pashchenko. *Thin Sol. Films*, **743**, 139064 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2021.139064>
- [24] N.A. Shepelin, Z.P. Tehrani, N. Ohannessian, C.W. Schneider, D. Pergolesi, T. Lippert. *Chem. Soc. Rev.*, **52**, 2294 (2023). <https://doi.org/10.1039/d2cs00938b>
- [25] T.K.O. Vu, M.T. Tran, E.K. Kim. *J. Alloys Compd.*, **924**, 166531 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166531>
- [26] V.A.S. Kandadai, V. Gadhamshetty, B.K. Jasthi. *Surf. Coat. Technol.*, **447**, 128805 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128805>
- [27] Chanchal, K. Jindal, A. Pandey, M. Tomar, P.K. Jha. *Appl. Surf. Sci.*, **595**, 153505 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2022.153505>
- [28] W.C. McGinnis, A. Hening. *Thin Sol. Films*, **764**, 139603 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2022.139603>
- [29] T.N. Van, E. Laborde, C. Champeaux, F. Dumas-Bouchiat, D.T. Quang, T.N. Vu, C.N. Xuan, D.T.H. Giang, T.P. Van. *Appl. Surf. Sci.*, **619**, 156756 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2023.156756>
- [30] C. Eisenmenger-Sittner. *Growth Control and Thickness Measurement of Thin Films*. In: *Digital Encyclopedia of Applied Physics* (Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 2023). <https://doi.org/10.1002/3527600434.eap809>
- [31] M. Ohring. *Materials Science of Thin Films. Deposition and Structure*. 2nd edn (Elsevier, Academic Press, 2002) p. 816. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-524975-1.X5000-9>
- [32] B. Pichaud, N. Burle, M. Texier, C. Alfonso, M. Gailhanou, J. Thibault-Pénisson, C. Fontaine, V.I. Vdovin. *Phys. Status Solidi C*, **6** (8), 1827 (2009). <https://doi.org/10.1002/pssc.200881469>
- [33] Q. Li, X. Zhou, C. W. Tang, K. M. Lau. *IEEE Trans. Electron Dev.*, **60** (12), 4112 (2013). <https://doi.org/10.1109/TED.2013.2283721>
- [34] P.J. Simmonds, M.L. Lee. *J. Appl. Phys.*, **112**, 054313 (2012). <https://doi.org/10.1063/1.4749407>
- [35] F. Louchet, J. Thibault-Desseaux. *Rev. Phys. Appl.*, **22**, 207 (1987). <https://doi.org/10.1051/rphysap:01987002204020700>
- [36] D. Hull, D.J. Bacon. *Introduction to Dislocation*. 5th edn (Butterworth-Heinemann, 2011) p. 85. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096672-4.00005-0>
- [37] M. Niewczas. *Dislocations and Twinning in Face Centered Cubic Crystals*. Ch. in book: *Dislocations in Solids*, ed. by J.P. Hirth and F.R.N. Nabarro (Elsevier, 2007) v. 13, p. 263. [https://doi.org/10.1016/S1572-4859\(07\)80007-6](https://doi.org/10.1016/S1572-4859(07)80007-6)
- [38] W. Bollmann. *Crystal Defects and Crystalline Interfaces* (Springer Berlin, Heidelberg, 2012). <https://doi.org/10.1007/978-3-642-49173-3>
- [39] L.B. Freund, S. Suresh. *Thin Film Materials: Stress, Defect Formation and Surface Evolution* (Cambridge University Press, Cambridge, 2003).

Редактор Г.А. Оганесян

Defects in GaInAsBi Epitaxial Films on Si(001) Substrates

A.S. Pashchenko¹, O.V. Devitsky^{1,2}, M.L. Lunina¹

¹ Federal Research Center Southern Scientific Center of the Russian Academy of Sciences, 344006 Rostov-on-Don, Russia

² North Caucasian Federal University, 355009 Stavropol, Russia

Abstract Growth of a thin GaInAsBi film was carried out on a Si(001) substrate by pulsed laser deposition. The growth was carried out in the Volmer–Weber. The grains are preferentially monophase, but are separated by dislocation network, and in some areas, there are antiphase boundaries. Investigation of the real structure by transmission electron microscopy and X-ray diffractometry shows that stress relaxation occurred due to plastic shears by means of a nucleation of dislocations and a slip close-packed {111} planes, as well as twinning and a change in surface roughness. Using X-ray diffractometry, it was found that the GaInAsBi film has a lattice parameter of 5.856 Å. The root-mean-square roughness of the film surface, measured by atomic force microscopy, was 0.51 nm.